НАЦІОНАЛЬНА АКАДЕМІЯ НАУК УКРАЇНИ
ІНСТИТУТ ЧОРНОЇ МЕТАЛУРГІЇ
ім. З. І. Некрасова

ISSN 2522-9117 (print)
ISSN 2786-6149 (online)

DOI: 10.52150/2522-9117-2026-40

ФУНДАМЕНТАЛЬНІ ТА ПРИКЛАДНІ ПРОБЛЕМИ ЧОРНОЇ МЕТАЛУРГІЇ

Збірник наукових праць

Випуск 40

FUNDAMENTAL AND APPLIED PROBLEMS OF FERROUS METALLURGY

Issue 40

Виходить щорічно. Заснований у 1995 році

2026

УДК 669.1.001.5

У збірнику представлено результати аналітичних, теоретичних, фундаментальних та прикладних досліджень у галузі металургії, які мають сприяти науково-технічному розвитку металургійного виробництва. Наведено розробки технологій та обладнання доменного, сталеплавильного, прокатного виробництв, металознавства та термічної обробки сталі, галузевого машинобудування. Розглянуто теоретичні основи розробки нових металургійних процесів, створення ресурсозберігаючих технологій. Публікуються результати досліджень, що реалізуються на металургійних підприємствах.

Для фахівців у галузі металургії, матеріалознавства та галузевого машинобудування.

The collection presents the results of analytical, theoretical, fundamental and applied research in the field of metallurgy, which should contribute to the scientific and technical development of metallurgical production. Developments of technologies and equipment of blast furnace, steelmaking, rolling production, heat treatment of steel, materials science and industrial machinery engineering are given. Theoretical bases of development of new metallurgical processes, creation of resource-saving technologies are considered. The results of research carried out at metallurgical enterprises are published.

For specialists in the field of metallurgy, materials science and industrial machinery engineering.

Рекомендовано та затверджено до друку Вченою радою Інституту чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України (Протокол № 5 від 28.05.2026 р).

Рецензування статей проведено зовнішніми незалежними рецензентами.

Засновник і видавець збірника – Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України.

Згідно з рішенням Національної ради України з питань телебачення і радіомовлення № 115 (Протокол № 2 від 18.01.2024) Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України зареєстровано суб'єктом у сфері друкованих медіа. Вид друкованого медіа – науковий збірник. Назва друкованого медіа – "Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії" / "Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy". Ідентифікатор медіа- R30-02613.

Наказом МОН України № 894 від 10 жовтня 2022 року збірник "Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії" включено до Переліку наукових фахових видань України (категорія Б) за спеціальностями: 132 – Матеріалознавство; 133 – Галузеве машинобудування; 136 – Металургія.

Адреса редакції: Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, площа Академіка Стародубова, 1, м. Дніпро, Україна, 49107.
Email: office.isi@nas.gov.ua, isi.fapfm@gmail.com. Тел.: +3 8056 790-05-14.
Web-site: https://jrn.isi.gov.ua/

ISSN 2522-9117 (print), ISSN 2786-6149 (online)

DOI: 10.52150/2522-9117-2026-40

© Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, 2026

РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

Бабаченко Олександр Іванович (головний редактор), член-кор. НАН України, д.т.н., Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, директор; Спеціальність: G8 – Матеріалознавство; ORCID ID: 0000-0003-4710-0343; Web of Science ResearcherID: AAE-1362-2022; Scopus Author ID: 6602718336

Гусарова Ірина Олександрівна, д.т.н., старший дослідник, Державне підприємство «Конструкторське бюро «Південне» (Україна), провідний науковий співробітник; Спеціальність: G8 – Матеріалознавство; ORCID ID: 0000-0002-2790-7564; Scopus Author ID: 57204582639

Ramasamy Parthiban, д.т.н., завідувач кафедри фізики матеріалів, Леобенський технічний університет, Австрія;Спеціальність: G8 – Матеріалознавство; ORCID ID: 0000-0002-1647-8856; Scopus Author ID: 57220520988

Шаповалов Віктор Олександрович, член-кор. НАН України, проф., ст.н.с., Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, заступник директора з наукової роботи; Спеціальність: G10 – Металургія; ORCID ID: 0000-0003-1339-3088; Web of Science ResearcherID: BBC-0609-2021; Scopus Author ID: 35987696200

Семенов Юрій Станіславович, к.т.н., ст.н.с., Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, завідувач відділом; Спеціальність: G10 – Металургія; ORCID ID: 0000-0003-2299-5742; Web of Science ResearcherID: S-4494-2017; Scopus Author ID: 57194100443

Bembenek Michał, доктор наук, професор, Гірничо-металургійна академія ім. Станіслава Сташиця, професор; Спеціальність: G10 – Металургія; ORCID ID: 0000-0002-7665-8058; Web of Science ResearcherID: AAD-6518-2019; Scopus Author ID: 57196329728

Крот Павло, доктор наук, професор, Вроцлавський університет науки і технологій (Польща), професор; Спеціальність: G11 – Машинобудування (133 – Галузеве машинобудування); ORCID ID: 0000-0002-3347-3862; Web of Science ResearcherID: A-5041-2009; Scopus Author ID: 6504225635

Баюл Костянтин Васильович, д.т.н., ст.н.с., Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, ст. дослідник; Спеціальність: G11 – Машинобудування (133 – Галузеве машинобудування); ORCID ID: 0000-0003-1426-7956; Web of Science ResearcherID: H-5756-2018; Scopus Author ID: 6505600072

Білодіденко Сергій Валентинович, д.т.н., професор, завідувач кафедри галузевого машинобудування, Український державний університет науки і технологій, Україна; Спеціальність: G11 – Машинобудування (133 – Галузеве машинобудування); ORCID ID: 0000-0002-5768-594X; Web of Science ResearcherID: IBA-6460-2023; Scopus Author ID: 6508015367

ISSN 2522-9117 (print), ISSN 2786-6149 (online)
"Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії". 2026. Випуск 40
"Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy". 2026. Issue 40

https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-001

УДК 669.1:001:061.6(477)

О. І. Бабаченко[1,*], чл.-кор. НАН України, д.т.н., ORCID 0000-0001-7501-4173
Е. В. Парусов[1], д.т.н., с.н.с., ORCID 0000-0002-4560-2043
Л. І. Гармаш[1], к.т.н., с.н.с., ORCID 0000-0002-6873-6685

[1] *Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України*

[*] *Автор для листування: office.isi@nas.gov.ua*

ІНСТИТУТ ЧОРНОЇ МЕТАЛУРГІЇ ІМ. З. І. НЕКРАСОВА НАН УКРАЇНИ: НАУКОВІ ЗДОБУТКИ ТА ШЛЯХИ СТРАТЕГІЧНОГО РОЗВИТКУ

Анотація. У статті узагальнено результати діяльності Інституту чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України в умовах сучасних викликів, зокрема воєнного стану, суттєвої трансформації економіки і промисловості та необхідності інтеграції до Європейського дослідницького простору. Доведено, що попри складні умови функціонування у 2019-2025 роках, Інституту вдалося зберегти свій науковий потенціал, забезпечити високий рівень фундаментальних і прикладних досліджень та отримати високі оцінки своєї діяльності – за результатами державної атестації МОН України та оцінювання НАН України Інститут отримав найвищі категорії «А». Проаналізовано нову систему оцінювання наукових установ, запроваджену МОН України, яка поєднує кількісні показники та експертну оцінку, визначено її переваги й недоліки. Висвітлено вплив результатів атестації на розмір й розподіл фінансування, організаційний розвиток та міжнародну конкурентоспроможність Інституту. Зазначено, що однією з особливостей атестації МОН України є доведення її результатів до рівня конкретних наукових підрозділів. Наведено основні наукові досягнення Інституту за останні роки у ключових напрямах металургії: доменне виробництво, позапічна обробка чавуну, сталеплавильні процеси, прокатне виробництво, термічна обробка, матеріалознавство, розроблення технологічного обладнання та систем управління. Особливу увагу приділено розробкам, спрямованим на підвищення енергоефективності, декарбонізацію чорної металургії, створення нових матеріалів з покращеними властивостями, імпортозаміщення та відновлення галузі. Підкреслено роль Інституту як провідного профільного наукового центру, який забезпечує повний цикл досліджень у галузі чорної металургії, сприяє підготовці наукових кадрів, розвитку міжнародної співпраці та впровадженню інновацій у промисловість. Досвід діяльності Інституту упродовж останніх років переконливо свідчить, що за умови збереження фундаментальних наукових засад та зміцнення взаємодії з промисловим

© О. І. Бабаченко, Е. В. Парусов, Л. І. Гармаш, 2026

Це стаття відкритого доступу за ліцензією CC BY-NC-ND 4.0
https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/legalcode.uk

сектором академічні наукові установи здатні ефективно адаптуватися до нових умов функціонування та зберігати свій науковий потенціал, забезпечуючи технологічний розвиток держави.

Ключові слова: підведення підсумків діяльності, науковий потенціал, державна атестація, результати оцінювання.

Посилання для цитування: Бабаченко О. І., Парусов Е. В., Гармаш Л. І. Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України: наукові здобутки та шляхи стратегічного розвитку. *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії.* 2026. Вип. 40. С. 4-21. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-001

Сучасна система академічної науки України функціонує в умовах безпрецедентних викликів, зумовлених воєнним станом, трансформацією економіки та необхідністю інтеграції до Європейського дослідницького простору. У цих складних умовах Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України (ІЧМ) продовжує виконувати фундаментальні дослідження за державними науковими програмами та здійснювати прикладні розробки у співпраці з промисловими підприємствами. Воєнний стан суттєво вплинув на пріоритетні напрями досліджень, зумовивши їх переорієнтацію на потреби підвищення обороноздатності держави, енергетичної і ресурсної безпеки та відновлення інфраструктурних об'єктів. Водночас в ІЧМ продовжуються фундаментальні дослідження, які спрямовані на забезпечення довгострокової конкурентоспроможності української науки.

2025 рік став для ІЧМ періодом комплексного оцінювання результатів діяльності та стратегічного визначення перспектив розвитку. Протягом 2025 року Інститут пройшов три атестаційні процедури: державну атестацію Міністерства освіти і науки України (МОН України), оцінювання ефективності наукової діяльності комісією Національної академії наук України (НАН України) та чергову атестацію наукових працівників. Система атестацій наукових установ і працівників, яка не тільки зберіглась в український науці, але й постійно вдосконалюється згідно до сучасних вимог, забезпечує контроль якості досліджень та їх відповідність пріоритетним напрямам розвитку науки.

Період оцінювання охоплював надзвичайно складні роки – 2019-2024. Пандемія COVID-19 з 2020 року та повномасштабне вторгнення російської федерації у 2022 призвели до суттєвих змін в організації життя Інституту. Адміністрація ІЧМ вимушена була адаптувати організаційні моделі діяльності, запровадивши дистанційні та змішані форми роботи. Ускладнилось фінансове забезпечення, що створило

труднощі з оплатою праці та належним підтриманням діючої інфраструктури Інституту. Але, попри все, ІЧМ зберіг наукову продуктивність і стабільність функціонування, що підтвердила висока оцінка результатів його науково-прикладної діяльності.

За результатами державної атестації МОН України у галузі «Інженерно-технологічні науки» ІЧМ отримав найвищу категорію «А», що «засвідчує високий рівень наукової та інноваційної діяльності, конкурентоспроможність наукових результатів, відповідність міжнародним стандартам якості та активну інтеграцію у європейський дослідницький простір».

Ця атестація вперше проводилася із застосуванням Національної електронної науково-інформаційної системи URIS відповідно до Методики оцінювання ефективності діяльності наукових установ, затвердженої наказом МОН України від 21.10.2024 № 1485. У 2025 році державну атестацію пройшло близько 500 наукових установ і закладів вищої освіти України.

Ця реформована система атестації передбачає перехід від формального обліку показників до комплексної багатокомпонентної оцінки, яка поєднує кількісні індикатори з експертним аналізом результативності та впливу наукових досліджень на життя країни. Загальна атестаційна оцінка складається з класифікаційної (80%) та експертної (20%) частин. Класифікаційна оцінка враховує показники кадрової структури, публікаційної активності, обсягів фінансування та диверсифікації джерел їх надходжень (рис. 1).



Рисунок 1 – Визначення кваліфікаційної оцінки за методикою МОН України

Особливу вагу (з коефіцієнтом 0,5) мають позабюджетні фінансові

надходження, які є своєрідним показником взаємодії науки з реальним сектором економіки, тобто оцінювання вперше системно пов'язало академічну результативність із рівнем інтегрованості установи в промислове середовище. Для ІЧМ це мало принципове значення завдяки вагомим обсягам господарсько-договірних НДР та конкурсних проєктів у 2019-2021 роках, які забезпечили Інституту високі рейтингові показники (рис. 2). У 2022-2024 роках обсяги цих досліджень суттєво скоротилися через кризовий стан металургійної галузі України. Наразі металургія України працює в дуже складних умовах. З однієї сторони, у металургійних підприємств існує велика потреба у розробці новітніх інноваційних технологій та матеріалів, з іншого – не вистачає коштів для фінансування науково-прикладних досліджень. В цих складних умовах науковці ІЧМ докладають чимало зусиль для продовження співпраці з металургійними комбінатами, впроваджуючи інноваційні рішення з метою мінімізації негативних наслідків воєнного стану – блекаутів і кардинальних змін паливно-сировинних умов.

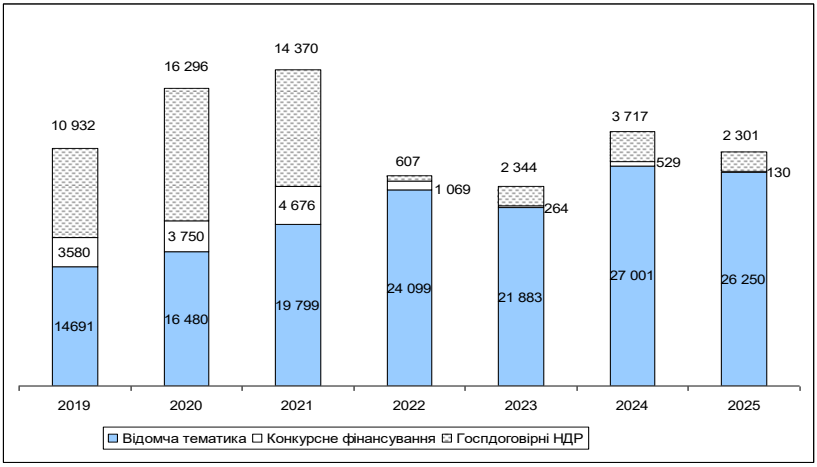


Рисунок 2 – Складові фінансування ІЧМ (тис.грн.)

Одним з найбільш важливих показників діяльності ученого є його публікаційна активність (рис. 3). За 2019-2025 роки науковцями Інституту опубліковано 1581 наукову працю, у тому числі 202 статті у виданнях, що індексуються у наукометричних базах даних Scopus/Web of Science, 459 статей у фахових виданнях та 709 тез доповідей у збірниках матеріалів міжнародних та всеукраїнських конференцій.

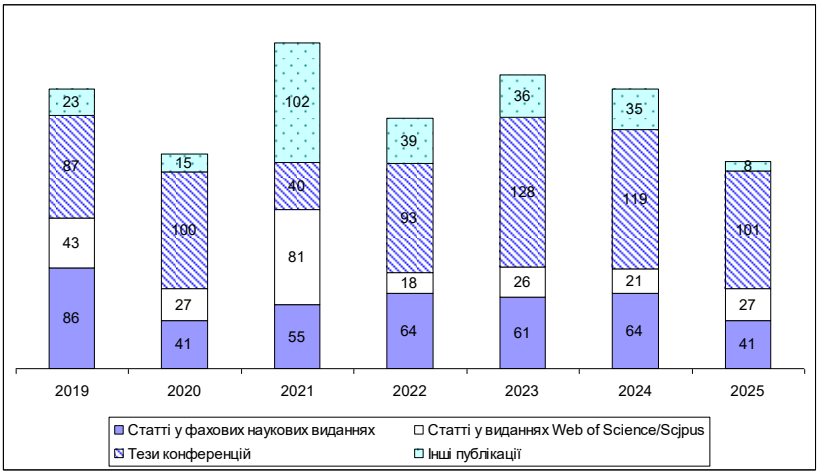


Рисунок 3 – Показники публікаційної діяльності науковців ІЧМ

До класифікаційної складової атестації МОН додавалась експертна складова, яка засвідчувала вплив результатів діяльності установи на розвиток науки, промисловості, екологічну та економічну безпеку держави. За її допомогою оцінювались наукова новизна, технологічна значущість і вплив результатів НДР на конкретну галузь. Незалежні експерти, серед яких були українські і закордонні фахівці, визначили, що вплив наукової діяльності ІЧМ є комплексним та багатофакторним – не тільки на розвиток науки і промисловості, а й на вирішення екологічних проблем, підсилення економічної безпеки та обороноздатності країни завдяки зусиллям по забезпеченню стабільної роботи підприємств чорної металургії в умовах воєнного стану. Значущість наукових розробок ІЧМ було підтверджено актами впровадження/використання їхніх результатів у виробництві, освітньому процесі, експертній та стандартизаційній діяльності.

Загальна атестаційна оцінка ІЧМ склала 85 балів, що дозволило віднести його до найвищої категорії «А» (75-100 балів) (наказ МОН № 1360 від 15.10.2025).

Однією з найважливіших декларованих цілей атестації МОН було збільшення можливостей розвитку для кращих наукових установ, перехід до нової моделі базового фінансування «не за площами, а за досягнутими результатами». Це означає, що починаючи з 2026 року результати атестації стають підставою для запровадження нової моделі фінансування науки в Україні, яка передбачає надання додаткового базового фінансування строком на п’ять років з урахуванням результативності діяльності установ (рис. 4).



Рисунок 4 – Складові загального фінансування наукових установ, які отримали категорію «А» за результатами державної атестації МОН України

За результатами атестації МОН України ІЧМ отримав додатково 6 225,5 тис. грн., які розподілені наступним чином (рис. 5):

- стимулювання кращих підрозділів;
- розвиток установи;
- розвиток дослідницької інфраструктури.

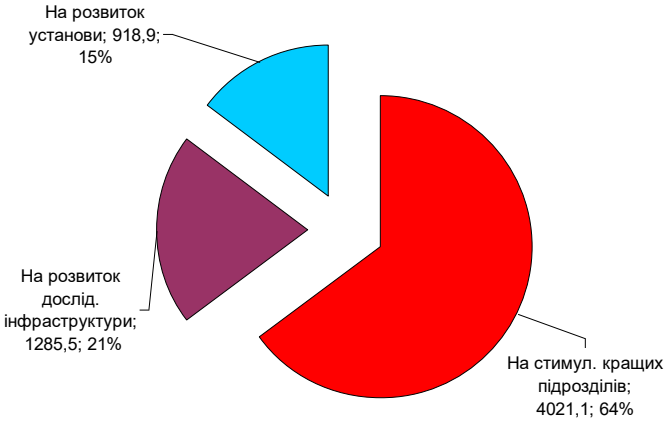


Рисунок 5 – Розподіл коштів, отриманих ІЧМ за результатами атестації МОН України (тис.грн)

З 2026 року результати атестації стають основою диференційованого базового фінансування. Фактично формується механізм переходу до моделі підтримки, яка орієнтована на

досягнення конкретного результату, стимулювання публікаційної активності, розвиток міжнародної співпраці, залучення позабюджетних коштів та комерціалізацію розробок. Дуже важливо, що у системі URIS передбачено рейтингування не тільки наукових установ в цілому, але і автоматизований розподіл коштів між науковими підрозділами з урахуванням їхнього внеску в загальний результат, який визначається за тими ж показниками, що і при оцінюванні наукових установ. Уперше фінансування надходитиме адресно до структурних підрозділів.

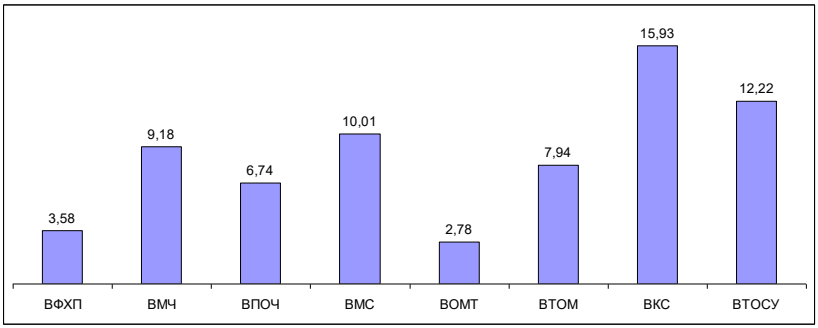


Рисунок 6 – Класифікаційні оцінки наукових підрозділів ІЧМ за результатами атестації МОН України

Важливим стратегічним результатом атестації стало включення ІЧМ у січні 2026 року до Державного реєстру наукових установ, яким надається підтримка держави строком на п’ять років. Внесення до цього Реєстру забезпечує:

- податкові пільги відповідно до законодавства;
- захист від приватизації;
- обов’язок не менш як 50% доходів спрямовувати на науку та інфраструктуру;
- фіксацію наукового профілю (неможливість переформатування виду діяльності).

МОН України вперше проводило атестацію за новою методологією, яка була розроблена з урахуванням досвіду Великої Британії, Польщі та Німеччини. Вперше оцінювання базувалось не тільки на показниках установи в цілому, а й окремих наукових підрозділів з метою підтримки найсильніших колективів і стимулювання реальної конкуренції в науці. Позитивними моментами є також розподіл за напрямками наук і спроба ввести кількісні показники.

Водночас, отриманий під час державної атестації 2025 року досвід виявив низку проблемних моментів. Універсальні кількісні показники

не завжди адекватно відображають специфіку прикладних інженерних досліджень, де вагому роль відіграють результати впровадження та галузеві стандарти, а не лише індексовані публікації. В умовах військового стану об'єктивно обмежується міжнародна мобільність і доступ до грантових ресурсів, що також впливає на формування загальної оцінки. Сама методика оцінювання виявилася недосконалою і має ряд недоліків. Практично усі показники вводилися вручну, хоча значна частина необхідних даних була наявна у відповідних інформаційних системах, зокрема відомості про наукові публікації та патенти (бази ДНТБ та УкрНОІВІ). Спостерігався значний дисбаланс між оцінюванням вітчизняних фахових і зарубіжних наукових публікацій, а конкурсні проєкти, що проводилися під егідою НАН України, взагалі не враховувалися у якості додаткового конкурсного фінансування. Терміни внесення інформації до системи були доволі стислими, що підвищувало ризик виникнення помилок та непорозумінь. Це привело до того, що окрім 6-8 тижнів, що були відведені взимку 2025 року на збір, опрацювання та внесення показників до системи, знадобилося ще декілька тижнів влітку на їх подальше «доопрацювання» у відповідності до запитів МОН України. Найбільше непорозумінь виникло щодо конкурсних проєктів НАН України, експертної діяльності науковців ІЧМ, а також окремих публікацій, які спочатку не були зараховані до показників оцінювання. Але все ж таки більшість спірних питань вдалося врегулювати, що позитивно вплинуло на підсумковий бал.

На думку багатьох українських учених чинна система потребує принципових змін як у визначенні окремих показників, так і в підходах до оцінювання їх вагомості. Методика повинна бути ґрунтовно доопрацьована з урахуванням пропозицій і зауважень, висловлених науковою спільнотою України під час проходження державної атестації МОН. Реформування системи оцінювання можна розглядати як елемент ширшої трансформації української науки, спрямованої на підвищення її прозорості, конкурентоспроможності та інтегрованості до європейського наукового простору.

Окрім державної атестації, яку проводило МОН України, також у 2025 році було проведено оцінювання ефективності діяльності наукових установ експертними комісіями НАН України, в якому взяли участь 50 наукових установ НАН України. До складу комісій було залучено 312 експертів (39 зарубіжних та 273 українських). За результатами атестації 40 наукових установ НАН України було віднесено до категорії «А», 9 до категорії «Б», 1 до категорії «В».

Особливістю процедури оцінювання у 2025 році було те, що робота експертних комісій здійснювалася у комбінованому режимі, який

передбачав як відвідування експертами наукових установ, так і онлайн підключення до роботи комісій. Після відвідування ІЧМ та на підставі ознайомлення з результатами його діяльності, перевірки об'єктивності наданої інформації та проведених бесід з науковцями комісія НАН України віднесла ІЧМ до категорії «А». Комісія дійшла висновку, що Інститут здійснює наукову діяльність на високому фаховому рівні, відповідає своєму профілю та відіграє важливу роль у розвитку металургійної галузі України. Отримані науковцями ІЧМ результати характеризуються науковою новизною, актуальністю і практичною значущістю. Особлива увага приділяється напрямам, яких насамперед потребує гірничо-металургійний комплекс України в умовах військового стану та повоєнного відновлення. Інститут має чітко окреслений науковий профіль та авторитетні наукові школи, забезпечує стабільну публікаційну активність у провідних вітчизняних та міжнародних фахових виданнях. В установі здійснюється ефективна підготовка наукових кадрів (аспірантура, докторантура), активно розвивається міжнародна наукова співпраця. Налагоджено внутрішній контроль якості досліджень, а також зв'язки з громадськістю та промисловістю.

Окрім державних атестацій національного рівня, в ІЧМ в 2025 році було проведено чергову атестацію наукових працівників, яка засвідчила високий кадровий потенціал Інституту – усі науковці успішно підтвердили відповідність займаним посадам, а окремих співробітників було рекомендовано до підвищення на наукових посадах та присвоєння вчених звань. За успішну наукову та науково-технічну діяльність у 2025 році двом науковцям Інституту було присвоєно вчене звання старшого дослідника і одному вчене звання професора.

Отримання найвищих оцінок за результатами проведених атестацій для ІЧМ має не лише репутаційне, а й системне значення для подальшої діяльності. Вперше в новітній історії національної науки результати оцінювання безпосередньо трансформуються у фінансові, кадрові та стратегічні рішення, що визначатимуть розвиток наукових установ у середньо- та довгостроковій перспективі.

По-перше, атестаційна категорія стає базою для результато-орієнтованої моделі фінансування. Це означає, що обсяг базового бюджетного фінансування буде корелювати з підтвердженим рівнем наукової ефективності, що створює передумови фінансової стабільності, прогнозованості ресурсного планування та можливості оновлення матеріально-технічної бази. Водночас така модель підвищує відповідальність за збереження досягнутого рівня показників у наступних атестаційних періодах.

По-друге, високі результати оцінювання підвищують авторитет Інституту під час перемовин з промисловими та міжнародними партнерами. Найвища категорія «А» фактично виступає маркером наукової надійності, що підвищує конкурентоспроможність ІЧМ у грантових конкурсах, міжнародних консорціумах та міжвідомчих програмах, тобто атестація опосередковано впливає на диверсифікацію джерел фінансування та інтеграцію до Європейського дослідницького простору.

По-третє, результати оцінювання мають значний організаційний ефект. Чітка фіксація сильних і вразливих сторін діяльності стимулює коригування наукової стратегії: посилення публікаційної активності у виданнях, що індексуються у міжнародних базах, розвиток міждисциплінарних досліджень, розширення участі у конкурсному фінансуванні та підсилення впровадження результатів досліджень.

По-четверте, підтвердження високого кадрового потенціалу через атестацію наукових працівників стимулює професійний розвиток співробітників та залучення молодих учених, що сприяє продовженню дослідницьких напрямів та сучасному розвитку наукових шкіл.

Наразі у складі ІЧМ 8 наукових відділів, 3 науково-технічних та адміністративно-господарчі підрозділи. Більше половини наукових співробітників мають науковий ступінь доктора та кандидата наук/доктора філософії. Високий рівень кваліфікації науковців і наявність авторитетних наукових шкіл, на яких ґрунтується стабільно висока якість досліджень, традиційно є сильними сторонами ІЧМ. Водночас останніми роками загострилися проблеми, пов'язані з омолодженням складу наукових кадрів та зменшенням кількості молодих дослідників. Одним із шляхів подолання цієї тенденції є системна співпраця із закладами вищої освіти. Інститут має договори про співробітництво з провідними ЗВО регіону, зокрема з Дніпровським державним технічним університетом, Дніпровським національним університетом імені Олеся Гончара, Українським державним університетом науки і технологій, НТУ «Дніпровська політехніка». Щороку 40-50 студентів проходять в ІЧМ виробничу та переддипломну практику, а викладачі – стажування з метою підвищення кваліфікації.

Провідні наукові співробітники Інституту активно залучені до освітньої діяльності: здійснюють викладацьку роботу, задіяні у складі державних екзаменаційних комісій, керують випускними кваліфікаційними роботами бакалаврів і магістрів, є науковими керівниками дисертаційних робіт аспірантів, входять до складу спеціалізованих учених рад із захисту дисертацій, а також груп забезпечення якості науково-освітніх програм. Спільно з викладачами

закладів вищої освіти науковці ІЧМ приймають участь у створенні навчальних посібників, які використовуються під час викладання дисциплін за спеціальностями «Металургія» та «Матеріалознавство».

У 2022 році Інститут отримав ліцензію на провадження освітньої діяльності на третьому освітньо-науковому рівні вищої освіти за спеціальностями «Металургія» та «Матеріалознавство». Станом на 01.01.2026 року в аспірантурі Інституту навчаються 7 аспірантів, а в докторантурі 2 докторанти. В ІЧМ функціонує спеціалізована вчена рада (Д 08.231.01) з правом прийняття до розгляду та проведення захисту дисертацій на здобуття наукового ступеня доктора технічних наук за спеціальностями 05.16.01 «Металознавство та термічна обробка металів» і 05.16.02 «Металургія чорних і кольорових металів та спеціальних сплавів». Упродовж останніх років науковцями ІЧМ захищено 5 дисертацій на здобуття наукового ступеня кандидата наук (доктора філософії) та 6 дисертацій на здобуття наукового ступеня доктора наук. Щорічно молоді науковці Інституту виграють конкурси на отримання стипендій Президента України та НАН України.

З 2019 року в Інституті щорічно проводиться Всеукраїнська конференція «Наука і металургія». У 2025 році ІЧМ виступив одним із співорганізаторів дев'ятої міжнародної матеріалознавчої конференції «HighMatTech-2025», яка спрямована на сприяння обміном науковими ідеями та результатами досліджень, розвиток співпраці між науковими установами й промисловими підприємствами та розширення участі українських учених у міжнародних науково-дослідних програмах.

З 1995 року в ІЧМ видається збірник Збірник наукових праць «Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії», який з 2022 року наказом МОН України №894 включений до Переліку наукових фахових видань України (категорія Б) за спеціальностями: 132 – Матеріалознавство; 133 – Галузеве машинобудування; 136 – Металургія. Мета збірника – публікація результатів фундаментальних і прикладних досліджень з основних проблем металургії та матеріалознавства, які виконуються співробітниками Інституту та провідними фахівцями галузі; створення простору якісної публічної комунікації вчених; поширення результатів теоретичних та прикладних досліджень у вітчизняній та світовій наукових спільнотах та сприянні трансферу новітніх наукових розробок у промисловість. Тематичні рубрики збірника охоплюють всі основні напрями чорної металургії:

- Загальні проблеми металургії
- Виробництво чавуну
- Позапічна обробка чавуну
- Сталеплавильне виробництво

- Процеси і машини обробки тиском
- Металознавство і матеріалознавство
- Системи управління металургійними процесами і обладнанням

Все більш важливим напрямом розвитку наукової діяльності Інституту стає міжнародне співробітництво та інтеграція до Європейського дослідницького простору. Фахівці Інституту активно взаємодіють із закордонними науковими установами, приймають участь у міжнародних дослідженнях в межах програм співпраці з партнерами з Німеччини, Австралії, Швеції, Японії, Китаю, Австрії та інших країн. Науковців ІЧМ залучено до діяльності міжнародних організацій, вони здійснюють експертний моніторинг проєктів програм HORIZON та Erasmus+, а також входять до складу редакційних колегій міжнародних наукових фахових видань.

На сьогоднішній день ІЧМ залишається єдиною в державі науковою установою металургійного профілю, діяльність якої охоплює повний технологічний цикл чорної металургії від аглодоменного виробництва до отримання кінцевої металопродукції. Комплексний характер досліджень забезпечує системне вирішення фундаментальних і прикладних завдань галузі, а впровадження результатів досліджень у промисловість формує відчутний економічний ефект та сприяє підвищенню конкурентоспроможності готової продукції національних підприємств.

Останні роки наукова діяльність Інституту значною мірою спрямована на подолання системних викликів, з якими зіткнулася металургійна галузь України в умовах воєнного стану – втрата значної частини виробничих потужностей унаслідок бойових дій; нестабільність забезпечення сировинними матеріалами та енергетичними ресурсами; необхідність імпортозаміщення стратегічно важливої металопродукції. За цих умов наукове забезпечення інноваційного відновлення галузі набуває визначального значення. Фахівці Інституту приймають активну участь у формуванні науково-технічних засад Програми розвитку гірничо-металургійного комплексу України та реалізації Програми відновлення і модернізації підприємств гірничо-металургійного комплексу. Йдеться не лише про відтворення втрачених потужностей, а саме про їх якісну трансформацію на засадах сучасних ресурсо- і енергоощадних та екологічно безпечних технологій.

Для виконання цих завдань науковцями ІЧМ у галузі доменного виробництва визначено стратегічні напрями стабілізації процесу за умов зростання частки водневмісних і газоподібних замінників коксу. Обґрунтовано раціональний діапазон сумісного використання водню та пиловугільного палива, що забезпечує одночасно зниження

вуглецевого сліду і збереження економічної ефективності виплавки чавуну. Розроблено та впроваджено системи автоматичного контролю теплових втрат і витрат коксу, апробовано математичні моделі завантаження доменних печей у змінних паливно-сировинних умовах, що сприяє стабілізації теплового та газодинамічного режимів плавлення.

У галузі позапічної обробки чавуну створено комплекс розрахункових моделей раціональних механізмів взаємодії реагентів, що разом із розробленою методикою визначення ефективної конструкції інжекційних систем та режимів введення реагентів дозволяє зменшувати вміст сірки у чавуні до 0,001%. Визначено найбільш раціональні технологічні режими спільного видалення сірки і кремнію під час ковшової обробки шлакоутворювальними сумішами, які забезпечують поліпшення техніко-економічних показників процесу позапічної обробки чавуну.

У галузі сталеплавильного виробництва отримано нові наукові результати стосовно фізико-хімічних закономірностей та особливостей тепломасообмінних процесів, які відбуваються у киснево-конвертерній ванні під час виплавляння рідкого напівпродукту. Доведено доцільність застосування багатоярусних кисневих фурм як ефективного засобу інтенсифікації процесів перемішування та газорідинної взаємодії в металевій ванні. Встановлено, що поєднання технології багатоярусного кисневого дуття з позапічною десульфурацією чавуну є дієвим технологічним рішенням, яке дозволяє суттєво зменшити вміст сірки ще до початку конвертерного переробу. Зазначений підхід сприяє стабілізації хімічного складу металу, зменшує енергетичні витрати та собівартість виробничого процесу, а також поліпшує якість кінцевої металопродукції.

Отримали подальшого розвитку наукові засади про структуру шлакових розплавів з метою обґрунтованого вибору їх раціонального складу при виробництві чавуну і сталі. Проведено ґрунтовні дослідження фізико-хімічних властивостей сталей, феросплавів широкого сортаменту та металургійних шлаків, встановлено зв'язок хімічного складу металургійних розплавів і температури з їх властивостями та розроблено відповідні прогнозні моделі.

У галузі прокатного виробництва розроблено та впроваджено інноваційні системи керування технологічними процесами прокатки, які базуються на нових рішеннях у сфері моделювання, моніторингу та оптимізації навантажень прокатного обладнання. Створенні системи забезпечують підвищення точності оцінювання залишкового ресурсу елементів обладнання на 15-25% та зменшення кількості дефектної продукції (листового прокату із кривизною) на 25%. Розроблено

комп'ютерну програму моделювання процесу захоплення смуги з урахуванням зміни технічного стану обладнання. Встановлено нові закономірності формування динаміки міжклітинних натягів та товщини смуги у процесі заповнення та звільнення смугою безперервної 6-клітинної групи стану гарячої прокатки, а також прокатки зварних з'єднань на станах холодної прокатки.

У галузі деформаційно-термічного оброблення завдяки встановленим закономірностям зміни нестаціонарного теплового поля у виробах складного перерізу розроблено режими диференційного охолодження залізничних коліс. Доведена необхідність зменшення інтенсивності витрати води на перших етапах прискореного охолодження з метою запобігання перевищення критичної швидкості охолодження металу поблизу поверхні тепловідводу та забезпечення формування однорідної структури за перерізом обода колеса. Розроблено та впроваджено у промисловість режими термічної обробки з регульованою витратою охолоджувача в процесі гартування залізничних коліс.

Розроблено науково обґрунтовані підходи до створення економнолегованих сталей, які призначені для виготовлення товстолистового прокату. Розвинуто уявлення про кінетику розпаду аустеніту в умовах, наближених до промислових, що дозволяє цілеспрямовано керувати формуванням градієнтної структури листового прокату товщиною 40-100 мм. Створено та адаптовано математичну модель прогнозування фазових перетворень і розподілу структурних складових за перерізом листа з урахуванням процесів ліквації. Розроблено рекомендації щодо оптимального хімічного складу дослідних сталей, систем мікролегування (V, Ti, Al, Ca) та раціональних параметрів термічної обробки з прокатного нагріву, що обумовлює перспективність їх використання у різних сферах, в тому числі у конструкціях оборонного призначення, а також у транспортній та енергетичній галузях.

За результатами експериментальних досліджень кінетики розпаду аустеніту та впливу його зеренної структури у гарячедеформованому стані на особливості перебігу фазових перетворень розкрито резервні можливості мікроструктурних властивостей сталей із вмістом вуглецю 0,80-0,88 % й мікродобавками B, Cr, V, Cr+V. Розроблено промислові технології виготовлення бунтового прокату з покращеними показниками якості (відповідно до EN 16120-4:2017) для виробництва високоміцних холоднодеформованих металовиробів. Впроваджено енергоефективні технології перероблення бунтового прокату у металовироби високої міцності для армування залізобетонних конструкцій (стабілізована дротяна та холоднодеформована арматура,

дротяна заготовка для арматурних канатів систем безпеки атомних електростанцій). Побудовано термокінетичні, ізотермічні та структурні діаграми сталей 38ХН3МФА, 65Х3СМФ, 80Х3МФ і 80Х5МФ з урахуванням вмісту залишкового аустеніту. Отримані результати використано для вдосконалення та розроблення технологій термічного зміцнення легованих сталей із застосуванням кріогенного оброблення. Запропоновані технічні рішення є дієвими під час виготовлення відповідальних деталей і вузлів, елементів енергетичного обладнання, інструменту гарячого деформування, а також деталей двигунів, трансмісій і ходових частин, де процеси зношування істотно впливають на точність та надійність роботи систем.

У галузі технологічного обладнання та систем управління розроблено та впроваджено інтелектуальні системи підтримки прийняття рішень з управління доменною плавкою та експертну систему вибору оптимального складу багатокомпонентної доменної шихти, а також запропоновано технологічний регламент, необхідний для мінімізації негативного впливу блекаутів на стабільну роботу доменних печей. На засадах теоретичних та експериментальних досліджень впливу фізико-механічних і технологічних характеристик дрібнофракційних шихтових матеріалів на процес пресування, якість готової продукції та їх металургійні властивості розроблено технологічні режими брикетування. Отримані результати покладено в основу створеної експертної системи вибору раціональних технологій з виробництва брикетів широкого спектра використання. Розвивається напрямок моделювання процесів підготовки та пресування шихт, що дозволить на якісно новому рівні формулювати та вирішувати завдання оптимізації технологій брикетування металургійної сировини.

На базі ІЧМ працює Технічний комітет стандартизації «Чавун, прокат листовий, прокат сортовий термозміцнений, вироби для рухомого складу, металеві вироби, інша продукція з чавуну та сталі». Важливим результатом його діяльності стало розроблення та впровадження національного стандарту ДСТУ 9289:2024 «Колеса рухомого складу залізниць. Технічні умови», який набув чинності з 01.01.2025 року. Його значущість та актуальність полягає в створенні належних умов збереження внутрішнього ринку залізничних коліс, захисту від постачання неякісної продукції іноземними виробниками та полегшення євроінтеграції залізничних шляхів АТ «Укрзалізниці» до європейського простору.

У 2024 році істотно розширив свої можливості Центр колективного користування науковими приладами за рахунок придбання новітнього устаткування для растрової електронної мікроскопії та високоточних випробувань механічних властивостей металевих матеріалів.

Науковці ІЧМ завжди були на передовій технічного прогресу в галузі, тому і сьогодні в Інституті розпочато декілька важливих проектів «в тренді» світових тенденцій:

- декарбонізація металургійного виробництва, дослідження можливостей та особливостей використання водню у якості відновника та джерела енергії в доменному виробництві замість традиційних типів палива, які містять вуглець;
- розробка нових технологій комплексної термічної, деформаційно-термічної та кріогенної обробок з метою підвищення експлуатаційної довговічності сталевих виробів, особливо в екстремальних умовах, за рахунок створення в них здатних до інтенсивного деформаційного самозміцнення метастабільних фазово-структурних станів різного типу (залишковий аустеніт, ультратонкодисперсний перліт тощо) та структурних мікрокомпозитів, що передбачає об'єднання твердих фаз (мартенсит і бейніт) та м'яких фаз (аустеніт і ферит) для забезпечення відмінних механічних властивостей;
- вдосконалення структурного стану та механічних властивостей готових виробів, що отримані за допомогою адитивних технологій, зокрема 3D-друку.

Подальший розвиток науковці Інституту пов’язують з концентрацією зусиль на впровадженні інноваційних рішень, спрямованих на технологічну модернізацію гірничо-металургійного комплексу України, диверсифікацію джерел фінансування, оновлення матеріально-технічної бази, залучення молодих дослідників та розширення міжнародної наукової співпраці. У сучасних умовах ІЧМ продовжує функціонувати в складному та динамічному середовищі, поєднуючи збереження наукових традицій із необхідністю оперативної адаптації до актуальних соціально-економічних і безпекових викликів. Досвід діяльності Інституту упродовж останніх років переконливо свідчить, що за умови збереження фундаментальних наукових засад та зміцнення взаємодії з промисловим сектором академічні наукові установи здатні ефективно адаптуватися до нових умов функціонування та зберігати свій науковий потенціал. Завдяки високому професіоналізму, відданості науці і наполегливій праці Інститут не лише зберігає свої наукові традиції, а й активно розвивається, впроваджуючи інноваційні підходи та сучасні методики досліджень. Отримані наукові результати, ідеї та практичні розробки роблять вагомий внесок у технологічне оновлення гірничо-металургійного комплексу України та зміцнення авторитету вітчизняної науки.

O. I. Babachenko[1,*], D. Sc. (Tech.), Cor.-Mem. of the NAS of Ukraine, ORCID 0000-0003-4710-0343
E. V. Parusov[1], D. Sc. (Tech.), Senior Researcher, ORCID 0000-0002-4560-2043
L. I. Garmash[1], Ph. D. (Tech.), Senior Researcher, ORCID 0000-0002-6873-6685

[1] *Iron and Steel Institute of Z. I. Nekrasov National Academy of Sciences of Ukraine*

* *Corresponding author: office.isi@nas.gov.ua*

IRON AND STEEL INSTITUTE OF Z.I. NEKRASOV OF NATIONAL ACADEMY OF SCIENCES OF UKRAINE: SCIENTIFIC ACHIEVEMENTS AND PATHS OF STRATEGIC DEVELOPMENT

Abstract. The article summarizes the results of the activities of the Iron and Steel Institute of Z. I. Nekrasov National Academy of Sciences of Ukraine in the context of modern challenges, in particular martial law, significant transformation of the economy and industry, and the need to integrate into the European Research Area. It is proven that despite the difficult operating conditions in 2019-2025, the Institute managed to maintain its scientific potential, ensure a high level of fundamental and applied research, and receive high marks for its activities – according to the results of the state certification of the Ministry of Education and Science of Ukraine and the assessment of the NAS of Ukraine, the Institute received the highest category «A». The new system of assessment of scientific institutions, introduced by the Ministry of Education and Science of Ukraine, which combines quantitative indicators and expert assessment, is analyzed, its advantages and disadvantages are identified. The impact of the certification results on the size and distribution of funding, organizational development, and international competitiveness of the Institute is highlighted. It is noted that one of the features of the certification of the Ministry of Education and Science of Ukraine is bringing its results to the level of specific scientific units. The main scientific achievements of the Institute in recent years in key areas of metallurgy are presented: blast furnace production, non-furnace processing of cast iron, steelmaking processes, rolling production, heat treatment, materials science, development of technological equipment and control systems. Particular attention is paid to developments aimed at increasing energy efficiency, decarbonization of ferrous metallurgy, creation of new materials with improved properties, import substitution and restoration of the industry. The role of the Institute as a leading specialized scientific center that provides a full cycle of research in the field of ferrous metallurgy, promotes the training of scientific personnel, the development of international cooperation and the introduction of innovations into industry is emphasized. The experience of the Institute in recent years convincingly demonstrates that, provided that fundamental scientific principles are preserved and interaction with the industrial sector is strengthened, academic scientific institutions are able to effectively adapt to new operating conditions and maintain their scientific potential, ensuring the technological development of the state.

Key words: summing up the results of activities, scientific potential, state certification, evaluation results.

For citation: Babachenko, O. I., Parusov, E. V., & Garmash, L. I. (2026). Iron and Steel Institute of Z.I. Nekrasov of National Academy of Sciences of Ukraine: scientific achievements and paths of strategic development. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 40, 4-21. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-001

Рукопис надійшов до редакції / Received 01.04.2026
Опубліковано / Published 30.05.2026

Матеріали цієї публікації мають інформаційно-аналітичний характер і не належать до категорії наукових фахових статей.
Публікацію здійснено за рекомендацією Вченої ради Інституту чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України (протокол № 5 від 28 травня 2026 р.). (протокол № 5 від 28 травня 2026 р.).

ISSN 2522-9117 (print), ISSN 2786-6149 (online)
"Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії". 2026. Випуск 40
"Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy". 2026. Issue 40

https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-002

УДК 620.172:669.14:629.4.027.4

О. І. Бабаченко[1], чл.-кор. НАН України, д.т.н., с.н.с, ORCID 0000-0001-7501-4173
Г. А. Кононенко[1,*], д.т.н., ст. дослідник, ORCID 0000-0001-7446-4105
О. А. Подольська[1], м.н.с., аспірант, ORCID 0000-0002-4032-4275
О. А. Шпак[1], м.н.с., ORCID 0009-0005-2797-4790
О. Л. Сафронов[1], м.н.с., ORCID 0009-0007-1308-5380

[1] *Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України*

[*] *Автор для листування: perlit@ua.fm*

ОСОБЛИВОСТІ РУЙНУВАННЯ ПІД ЧАС ВИПРОБУВАННЯ НА ВИЗНАЧЕННЯ В'ЯЗКОСТІ РУЙНУВАННЯ В ЗАЛЕЖНОСТІ ВІД РІВНЯ МІЦНОСТІ СТАЛІ ДЛЯ ЗАЛІЗНИЧНИХ КОЛІС

Анотація. У статті представлено результати дослідження впливу мікролегування ванадієм та молібденом, а також режиму термічної обробки (одинарна та подвійна) на в'язкість руйнування (K_{1C}) колісних сталей марки R7. Визначено механічні властивості, твердість, роботу удару, а також проведено мікроструктурний аналіз із визначенням середнього діаметра зерна та кількості фериту. Встановлено, що залізничні колеса з мікролегованої сталі (промислові плавки № 1, 2, 3) демонструють на 65–80% вищі значення K_{1C} порівняно з немікролегованою сталлю (плавка №4). Показано, що підвищення тріщиностійкості обумовлене подрібненням зерна (з 0,034 мм до 0,0187–0,0242 мм) та зміною морфології перліту. Додаткова нормалізація (подвійна термічна обробка) сприяє подальшому подрібненню зерна та підвищенню K_{1C} для мікролегованих сталей. Отримані результати дозволяють зробити рекомендації щодо складу та технології термічної обробки колісних сталей для підвищення їхньої надійності.

Ключові слова: в'язкість руйнування (K_{1C}), мікролегування, термічна обробка, середній розмір зерна, перліт, мікротвердість, ферит, тріщиностійкість.

Посилання для цитування: Особливості руйнування під час випробування на визначення в'язкості руйнування в залежності від рівня міцності сталі для залізничних коліс/ О. І. Бабаченко, Г. А. Кононенко, О. А. Подольська, О. А. Шпак, О. Л. Сафронов // *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії.* 2026. Вип. 40. С. 22-43. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-002

© О. І. Бабаченко, Г. А. Кононенко, О. А. Подольська, О. А. Шпак, О. Л. Сафронов, 2026
Це стаття відкритого доступу за ліцензією CC BY-NC-ND 4.0
https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/legalcode.uk

Актуальність

Проблема забезпечення надійності та ресурсу великогабаритних металовиробів, зокрема залізничних коліс, безпосередньо пов'язана з їхнім опором крихкому руйнуванню. Перлітні сталі схильні до крихкого руйнування, що критично для колісних сталей. Одним із найбільш інформативних критеріїв оцінки цієї здатності є в'язкість руйнування (K_{1C}). Відомо, що між рівнем міцності сталі та її тріщиностійкістю існує загальна обернена кореляція: підвищення міцності, як правило, супроводжується зниженням K_{1C} та зміною механізму руйнування від в'язкого ямкового до крихкого відколу. Однак для конструкційних сталей, особливо тих, що працюють в умовах циклічних та динамічних навантажень, пошук компромісу між цими властивостями залишається актуальним завданням матеріалознавства.

Перспективними напрямками вирішення цього завдання є мікролегування та оптимізація режимів термічної обробки. Зокрема, введення карбідоутворюючих елементів (ванадію, молібдену) та застосування попередньої нормалізації здатні суттєво впливати на структурний стан – подрібнювати дійсне зерно, змінювати морфологію перліту та розподіл карбідної фази, що, у свою чергу, визначає опір поширенню тріщини.

Мета роботи

Дослідити вплив мікролегування ванадієм та молібденом, а також режиму термічної обробки (одинарної та подвійної з попередньою нормалізацією) на структурні параметри, механічні властивості та в'язкість руйнування колісних сталей марки R7, встановити зв'язок між мікроструктурою, міцністю та характером руйнування. Для досягнення поставленої мети проведено комплекс досліджень механічних властивостей (розтягування, ударна в'язкість, твердість), визначено в’язкість руйнування K_{1C}, а також виконано мікроструктурний та фрактографічний аналіз із використанням світлової та електронної мікроскопії. Особливу увагу приділено порівняльному аналізу зразків з різним рівнем тріщиностійкості, включаючи плавку без мікролегування, для виявлення ключових структурних чинників, що забезпечують підвищену в'язкість руйнування.

Стан питання

Протягом десятиліть у матеріалознавстві домінувало уявлення про фундаментальний компроміс між міцністю та в'язкістю і пластичністю [1]. Вважалося, що підвищення міцності сталі неминуче призводить до зниження її здатності чинити опір поширенню тріщини. Однак сучасні дослідження суттєво уточнюють та розширюють це розуміння [2-4].

Ключовим фактором, що визначає характер співвідношення

міцності та в'язкості, є мікроструктура матеріалу. Відмінності в реакції різних типів в'язкості пояснюються різними механізмами поглинання енергії під час руйнування.

У роботі [5] досліджували причини підвищення ударної в'язкості середньовуглецевої перлітної сталі для високошвидкісних коліс при контролі мікроструктури. Використана сталь була з ультранизьким вмістом кисню та сірки, щоб мінімізувати вплив неметалевих включень. Авторами встановлено, що подрібнення аустенітного зерна призводить до зменшення розміру перлітних колоній та збільшення частки фериту, але не впливає на міжпластинчасту відстань (вона визначається швидкістю охолодження, а не розміром зерна). Також автори встановили, що зменшення розміру зерна призводить до зростання енергії зародження тріщини, оскільки границі зерен є бар'єрами, для подолання котрих необхідна вища локальна енергія. В свою чергу, на енергію поширення тріщини розмір зерна впливає мало. За допомогою SEM авторами, було вивчено поверхні руйнування та встановлено, що тріщини зароджуються на границях ферит/перліт та на границях між перлітними колоніями.

Для залізничних коліс не менш важливою є в'язкість руйнування за умов статичного розтягу металу з втомною тріщиною. В роботі [6] вивчали відмінності в механізмах руйнування доевтектоїдної сталі (типу R7T) при квазістатичному (в'язкість руйнування K_{IC}) та динамічному (ударна в'язкість *CVN*) навантаженнях. За результатами досліджень встановлено, що морфологія фасеток відколу для обох типів руйнування дуже близька, але кількість активованих джерел відколу (місць зародження тріщини) за статичного навантаження велика. Це пояснює значний розкид значень характеристики, тоді як за динамічного навантаження поверхня руйнування зазвичай має один локальний осередок. Автори виділили три механізми руйнування: на границях фаз і перлітних колоній; біля крихких неметалевих включень; зсувне розтріскування пластин цементиту (механізм Міллера-Сміта). Також в роботі встановлено складний кореляційний зв'язок між ударною в'язкістю *KCV* та в'язкістю руйнування K_{IC}: він слабкий за низький значень ударної в'язкості, але стає більш вираженим за її вищих значень. Тому для високоміцних крихких сталей навіть невелике підвищення ударної в'язкості може значно покращити тріщиностійкість.

Мікролегування є одним із найефективніших способів контролю розміру зерна в сталях, додавання невеликих кількостей (зазвичай 0,02–0,15%) карбідоутворюючих елементів, таких як ванадій (V), ніобій (Nb) та молібден (Mo) дозволяє впливати на весь комплекс властивостей [7-8]. Основним механізмом, завдяки якому ванадій (V) та молібден (Mo)

впливають на зеренну структуру, є утворення дисперсних карбідів та нітридів, які перешкоджають росту аустенітних зерен під час нагріву під термічну обробку. Але також важливим є інші шляхи впливу карбонітридів на розмір зерна. Наприклад, сприяння внутрішньозеренній нуклеації фериту, коли частинки включень стають місцями для зародження фериту, наприклад під час термічної обробки з застосуванням повторного нагрівання для переходу в аустенітний стан та наступного охолодження. В результаті можна отримати значне подрібнення як феритних зерен як полігональної морфології, так і голчастої [9].

Молібден, як і ванадій є карбідоутворюючим елементом, але його вплив на зеренну структуру має певні особливості. Молібден утворює карбіди типу M_2C (наприклад, Mo_2C), які є термічно стабільними та ефективно стримують ріст аустенітних зерен при високих температурах, підсилює ефект подрібнення зерен за підвищення інтенсивності деформації [10]. Але головною особливістю є вплив на кінетику фазових перетворень: молібден зберігає аустеніт при охолодженні, відсуваючи початок його розпаду на ферит та перліт до нижчих температур. Це дозволяє отримати набагато більш дисперсний перліт під час безперервного охолодження, уникнути грубого перліту та отримати більш рівномірну структуру [11]. Такий вплив на морфологію перліту та зеренну структуру може сприяти формуванню високого комплексу властивостей: з досягненням достатньої в'язкості та пластичності для високоміцних сталей.

Незважаючи на численні дослідження, є необхідність у проведенні комплексних досліджень, з визначенням впливу на в'язкість руйнування хімічного складу, параметрів мікроструктури, додаткової термічної обробки. Існує певна прогалина у знаннях щодо того, як впливає термічна обробка, яка включає декілька термічних циклів, на кінетику виділення карбідів, подрібнення зерна та, як наслідок, на кількісне значення K_{1C}.

Матеріал та методика досліджень

Дослідження проводилися на зразках із залізничних коліс, виготовлених зі сталі марки ER7 відповідно до стандарту EN 13262 "Railway applications – Wheelsets and bogies – Wheels – Product requirements". Матеріалом для досліджень були сталі №1 і 2 (мікролеговані ванадієм), №3 (мікролегована ванадієм та молібденом), № 4 (порівняльна, без мікролегування). Хімічний склад наведено у таблиці 1. У сталях №1-3 вміст сірки (S) становить 0,008%, а у сталі № 4 – 0,006%. Такий надзвичайно низький вміст сірки дозволив усунути вплив сульфідних неметалевих включень, які мають тонку видовжену форму і можуть ставати концентраторами напружень,

місцями зародження тріщин. Таким чином тріщини будуть зароджуватися за більш енергоємним структурним механізмом (на границях перлітних блоків або фериту).

Таблиця 1 - Хімічний склад досліджуваних плавок

Номер плавки	Вміст елементів, %									
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Ti	V	Mo
1	0,47	0,73	0,29	0,018	0,0008	0,19	0,05	0,006	0,035	-
2	0,46	0,70	0,33	0,010	0,0008	0,18	0,05	0,005	0,035	-
3	0,45	0,70	0,30	0,015	0,010	0,19	0,05	0,006	0,033	0,03
4	0,48	0,71	0,33	0,011	0,006	0,20	0,04	0,017	-	-

Колеса з дослідних сталей були термічно оброблені за двома режимами: існуюча технологія (одинарна термічна обробка) та другий режим – попередня нормалізація з подальшою термічною обробкою за існуючою технологією.

У роботі було проведено дослідження структурного стану колісних сталей марки ER7 з різними рівнями в'язкості руйнування. Дослідження мікроструктури проводилися за допомогою світлового мікроскопа Neophot – 2. Шліфи виготовляли із зразків на в'язкість руйнування. Розмір зерна визначали методом січних за феритною сіткою. Кількість фериту визначали з застосуванням програми ImageJ.

За допомогою електронного мікроскопу СОХЕМ ЕМ-40 досліджували поверхню руйнування зразків з різним рівнем значень в’язкості руйнування.

Випробування на статичне розтягування проводилися на універсальній випробувальній машині "Instron", випробування на ударний вигин з визначенням роботи удару - на маятниковому копрі PSW - 30. Твердість по Брінеллю визначалася за допомогою твердоміра ТБ 5004. Мікротвердість визначали за допомогою мікротвердоміра Віккерса LHVS-1000Z. В'язкість руйнування визначали на універсальній машині ЕДЦ-20.

Результати досліджень

За результатами виконаних випробувань та визначення параметрів мікроструктури отримані значення представлені в таблиці 2. Мікроструктура дослідних сталей наведена на рис. 1.

Проведено аналіз впливу мікролегування (V та V+Mo) та режиму термічної обробки (одинарна або подвійна) на середній діаметр зерна досліджуваних колісних сталей марки R7. Порівняння немікролегованої плавки №4 з мікролегованими плавками при однаковому режимі термічної обробки (одинарній) показує, що мікролегування ванадієм

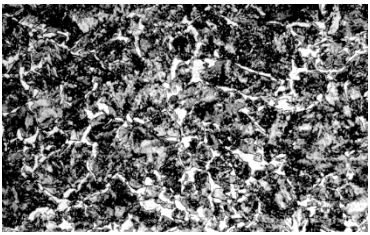
забезпечує суттєве подрібнення зерна. Для плавки №4 без мікролегування середній діаметр зерна становив 0,0340 мм. У плавок, мікролегованих ванадієм (№1 і 2), цей показник зменшився до 0,0220 – 0,0240 мм, тобто подрібнення склало 29 – 35%. Плавка №3 з комплексним мікролегуванням (ванадій + молібден) показала практично аналогічний результат – 0,0242 мм, тобто додаткове введення молібдену не дало помітного додаткового подрібнення порівняно з мікролегуванням лише ванадієм.

Подвійна термічна обробка (з попередньою нормалізацією) виявила дуже різний вплив на розмір зерна досліджуваних сталей. Для немікролегованої плавки №4 подвійна обробка не тільки не подрібнила зерно, але навіть дещо збільшила його – з 0,0340 мм до 0,0346 мм. Це можна пояснити тим, що за відсутності дисперсних карбідних частинок, які стримують ріст зерна, повторне нагрівання призводить до рекристалізації та збільшення аустенітного зерна. Для всіх мікролегованих плавок подвійна термічна обробка, навпаки, забезпечила додаткове подрібнення зерна. Найбільший ефект спостерігався для плавки №2, легованої ванадієм: середній діаметр зерна зменшився з 0,0240 мм до 0,0187 мм, тобто подрібнення склало 22,1%. Плавка №1 показала подрібнення з 0,0220 мм до 0,0199 мм (на 9,5%), а плавка №3 – з 0,0242 мм до 0,0220 мм (на 9,1%). Таким чином, найбільш чутливою до додаткової нормалізації виявилась одна зі сталей, мікролегованих лише ванадієм (плавка №2). Подвійна термообробка також сприяла підвищенню пластичності сталі.

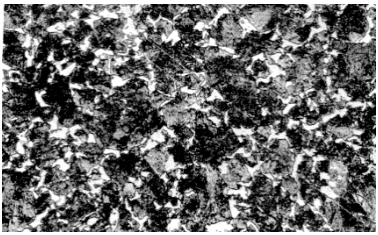
Таблиця 2 - Механічні властивості та параметри мікроструктури досліджуваних колісних сталей марки R7

Номер плавки	Режим обробки	Середній діаметр зерна, мм	Кількість фериту, %	Твердість, НВ	Границя міцності, Н/мм^2	Відносне подовження,%	Робота удару, Дж	В' язкість руйнування, МПа·м$^{1/2}$
1	одинарна	0,0220	16	260	897	14,0	24,4	108,1
1	подвійна	0,0199	18	256	894	16,4	30,6	102,9
2	одинарна	0,0240	16	265	871	15,2	24,2	100,0
2	подвійна	0,0187	14	252	869	16,4	25,2	110,9
3	одинарна	0,0242	15	252	878	15,0	29,4	99,9
3	подвійна	0,0220	15	264	854	16,4	24,6	118,5
4	одинарна	0,0340	8	249	867	17,8	26,6	60,7
4	подвійна	0,0346	7	249	867	17,8	26,6	60,2

Плавка №1

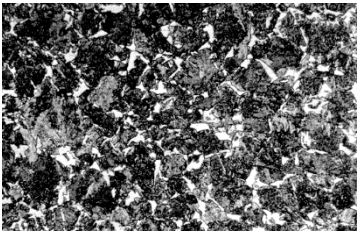


Одинарна термообробка,
$d_{ср}$=0,022 мм

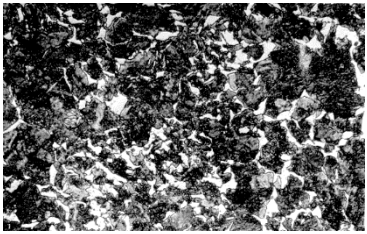


Подвійна термообробка,
$d_{ср}$=0,0199 мм

Плавка №2

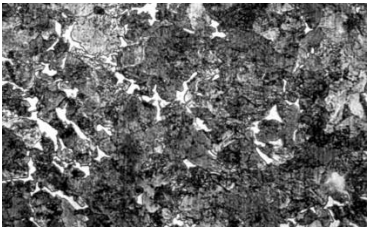


Одинарна термообробка,
$d_{ср}$=0,024 мм

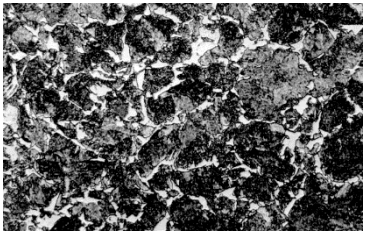


Подвійна термообробка,
$d_{ср}$=0,0187 мм

Плавка №3

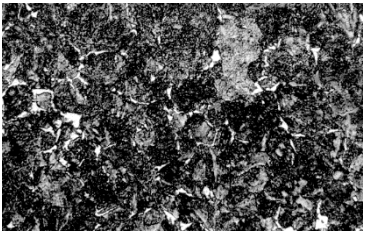


Одинарна термообробка,
$d_{ср}$=0,0242 мм

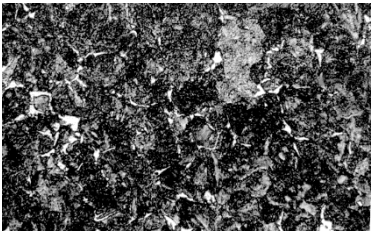


Подвійна термообробка,
$d_{ср}$=0,022 мм

Плавка №4



Одинарна термообробка,
$d_{ср}$=0,036 мм

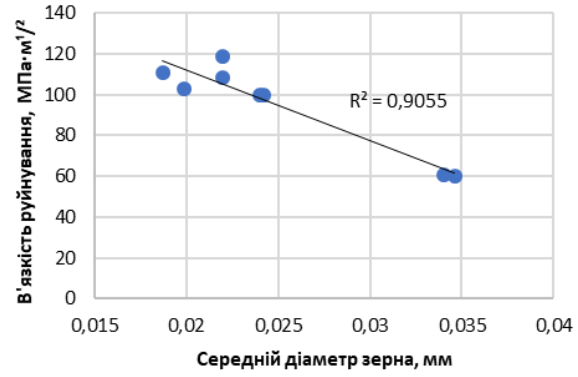


Подвійна термообробка,
$d_{ср}$=0,022 мм

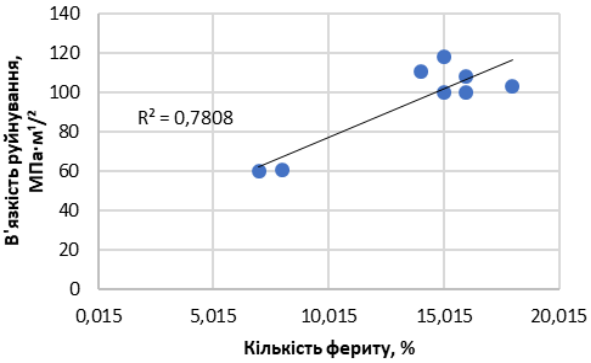
Рисунок 1 – Мікроструктура досліджуваних сталей. ×400

Був виконаний аналіз впливу розміру зерна на значення в'язкості руйнування залізничних коліс (рис. 2, а). Найменше зерно серед зразків після одинарної обробки мала плавка №1 (0,0220 мм), яка й показала найвище значення K_{IC} – 108,1 МПа·м$^{1/2}$. Плавка №2 з дещо більшим зерном (0,0240 мм) мала дещо нижчу, але все ще високу в'язкість – 100,0 МПа·м$^{1/2}$. Плавка №4 з розміром зерна 0,034 мм, має значно нижчу в'язкість руйнування – 60,7 МПа·м$^{1/2}$. Тобто характер залежності є оберненим, але не лінійним.

Найважливішим спостереженням є те, що найменше абсолютне значення розміру зерна (0,0187 мм для плавки №2 після подвійної обробки) не відповідає найвищому значенню в'язкості руйнування. Для цього зразка K_{IC} становив 110,9 МПа·м$^{1/2}$. Натомість найвищий показник K_{IC} (118,5 МПа·м$^{1/2}$) був досягнутий для плавки №3 після подвійної обробки при дещо більшому зерні – 0,0220 мм.



а



б

Рисунок 2 – Зв'язок ударної в'язкості та розміру зерна (а), кількості фериту (б)

Це свідчить про те, що вирішальну роль відіграє не лише розмір зерна, але й інші характеристики структури, зокрема морфологія перліту, розподіл та дисперсність карбідних частинок, а також кристалографічна орієнтація пластин в перліті. Для плавки №3 з комплексним мікролегуванням (ванадій + молібден) подвійна термічна обробка, ймовірно, сприяла не тільки подрібненню зерна, але й формуванню більш сприятливої морфології перліту та оптимальному виділенню дисперсних карбідів, що в комплексі забезпечило максимальне значення тріщиностійкості. Але можна відзначити, що кореляція між розміром зерна є високою (R^2=0,91).

Кількість фериту в досліджуваних сталях коливається в діапазоні від 7% до 18% (рис. 2, б). При цьому спостерігаються чіткі закономірності, пов'язані як з хімічним складом (наявністю мікролегуючих елементів), так і з режимом термічної обробки. Для немікролегованої плавки №4 спостерігається найнижчий вміст фериту серед усіх досліджених зразків – 8% після одинарної термічної обробки та 7% після подвійної. Цей факт є важливим, оскільки саме ця плавка мала найнижчі показники в'язкості руйнування.

Мікролегування ванадієм суттєво впливає на кількість фериту. Плавки №1 та №2, леговані ванадієм (0,035%), показали однаковий вміст фериту – 16% після одинарної термічної обробки. Це вдвічі більше, ніж у немікролегованій сталі (8%). Плавка №22805 з комплексним мікролегуванням (ванадій + молібден) показала дещо менший вміст фериту – 15%, що все одно майже вдвічі перевищує показник для немікролегованої сталі. Такий вплив мікролегування на кількість фериту можна пояснити тим, що ванадій, утворюючи карбонітриди, сприяє внутрішньозеренному зародженню фериту, що збільшує його об'ємну частку.

Щодо впливу подвійної термічної обробки на кількість фериту, то він виявився різним для різних плавок. Для немікролегованої плавки №4 подвійна термічна обробка призвела до незначного зменшення кількості фериту – з 8% до 7%. Для плавки №1 (мікролегована ванадієм) подвійна термічна обробка призвела до збільшення кількості фериту з 16% до 18%. Це є найвищим показником серед усіх досліджених зразків. Для плавки №2 (також мікролегована ванадієм) спостерігалася протилежна тенденція – кількість фериту зменшилася з 16% до 14%. Цікаво, що саме ця плавка показала найбільше подрібнення зерна після подвійної обробки (з 0,0240 мм до 0,0187 мм). Тобто в даному випадку подрібнення зерна відбулося не за рахунок збільшення кількості фериту, а за рахунок інших механізмів. Для плавки №3 (ванадій + молібден) подвійна термічна обробка не змінила кількість фериту – вона залишилася на рівні 15% як після одинарної, так і після подвійної

обробки.

Аналіз зв'язку між кількістю фериту та K_{1C} виявив важливі закономірності. Немікролегована плавка №4 з найменшою кількістю фериту (7-8%) мала найнижчі показники в'язкості руйнування – близько 60 МПа·м$^{1/2}$. Це підтверджує відоме з літератури положення про те, що ферит, як більш пластична складова, позитивно впливає на тріщиностійкість [12-13].

Однак кореляція між кількістю фериту та K_{1C} висока (R^2=0,88). Найвищі значення K_{1C} були досягнуті при різній кількості фериту. Плавка №1 після подвійної обробки з найбільшою кількістю фериту (18%) показала K_{1C} 102,9 МПа·м$^{1/2}$. Плавка №2 після подвійної обробки з меншою кількістю фериту (14%) показала вищий K_{1C} – 110,9 МПа·м$^{1/2}$. А плавка №3 після подвійної обробки з проміжною кількістю фериту (15%) показала найвищий K_{1C} – 118,5 МПа·м$^{1/2}$.

За результатами аналізу можна зробити висновок, що висока в'язкість руйнування визначається не стільки абсолютною кількістю фериту, скільки оптимальним поєднанням структурних параметрів. Плавка №3 після подвійної обробки, яка не мала ні найменшого зерна, ні найбільшої кількості фериту, показала найвищий K_{1C} завдяки, ймовірно, найкращій морфології перліту та оптимальному розподілу карбідних частинок.

Проведено детальний аналіз впливу мікролегування (ванадієм та молібденом) та режиму термічної обробки (одинарна та подвійна, з попередньою нормалізацією) на в'язкість руйнування (K_{1C}) досліджуваних колісних сталей марки R7 (рис. 3). Встановлено, що обидва досліджувані фактори – хімічний склад (наявність мікролегуючих елементів) та режим термічної обробки – суттєво впливають на в'язкість руйнування. При цьому їхній вплив не є адитивним (простою сумою), а спостерігається складна взаємодія, яка для різних плавок дає різні результати. Діапазон зміни K_{1C} є дуже широким – від 60,2 МПа·м$^{1/2}$ (немікролегована плавка №4 після подвійної обробки) до 118,5 МПа·м$^{1/2}$ (плавка №3 з комплексним мікролегуванням V+Mo після подвійної обробки). Таким чином, за рахунок оптимального поєднання мікролегування та термічної обробки вдалося підвищити тріщиностійкість майже вдвічі.

Немікролегована плавка №4 після одинарної обробки має K_{1C} = 60,7МПа·м$^{1/2}$. Плавка №1, мікролегована ванадієм, показала K_{1C} = 108,1 МПа·м$^{1/2}$, тобто відбулося підвищення характеристики на 78,1%. Плавки №2 (мікролегована ванадієм) та №22805 (мікролегована ванадієм + молібденом) показали дещо нижчі, але все ще дуже високі значення – 100,0 та 99,9 МПа·м$^{1/2}$ відповідно, що відповідає підвищенню майже на 65% порівняно з немікролегованою сталлю.

Мікролегування ванадієм позитивно вплинуло на підвищення твердості, і є зв'язок між твердістю та в'якістю руйнування (коефіцієнт парної кореляції рівний 0,68).

Вплив подвійної термічної обробки (з попередньою нормалізацією) на K_{1C} виявився дуже різним для різних плавок і, що важливо, несподіваним з точки зору класичних уявлень.

Для немікролегованої плавки №4 подвійна термічна обробка виявилась абсолютно неефективною – K_{1C} практично не змінився (60,7 проти 60,2 МПа·м$^{1/2}$). Це підтверджує, що без мікролегування додаткова нормалізація не дає жодних переваг для тріщиностійкості.

Для плавки №1 (мікролегована ванадієм) подвійна обробка призвела до неочікуваного результату – K_{1C} дещо знизився з 108,1 до 102,9 МПа·м$^{1/2}$. Це зниження є невеликим (близько 5%), але воно показує, що для цього конкретного складу додаткова нормалізація не дає позитивного ефекту.

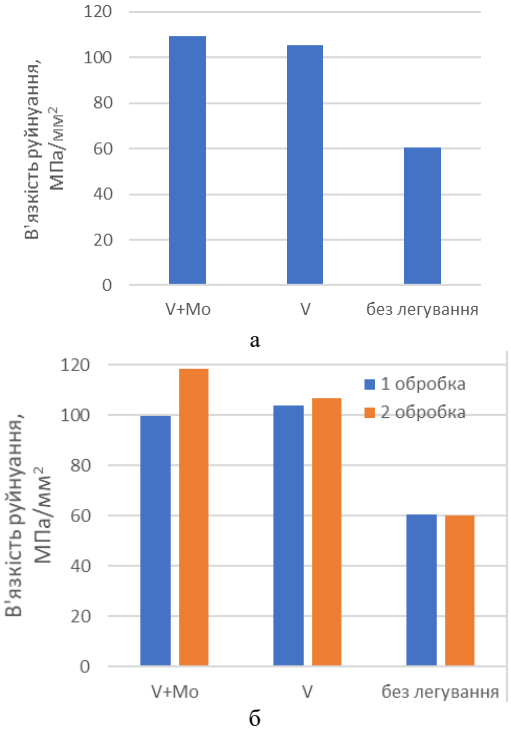


Рисунок 3 – Вплив мікролегування (а) та термічного оброблення на середні значення в'язкості руйнування K_{1C}

Для плавки №22804 (також мікролегована ванадієм) спостерігається протилежна тенденція – K_{1C} зріс з 100,0 до 110,9 МПа·м$^{1/2}$, тобто на 10,9%. Це підвищення є суттєвим і демонструє, що при однаковому хімічному складі (обидві плавки мікролеговані ванадієм) ефект від подвійної обробки може бути різним, ймовірно, через відмінності у вихідній структурі або точному дотриманні режимів.

Найбільш цікавий ефект від подвійної термічної обробки зафіксовано для плавки №3 з комплексним мікролегуванням (ванадій + молібден). K_{1C} зріс з 99,9 до 118,5 МПа·м$^{1/2}$, тобто на 18,6%. Саме цей зразок показав найвищу в'язкість руйнування серед усіх досліджених.

Таким чином, саме мікролегування є визначальним фактором, який забезпечує перехід від низького рівня тріщиностійкості (близько 60 МПа·м$^{1/2}$) до високого (100-108 МПа·м$^{1/2}$). При цьому додаткове мікролегування молібденом при одинарній обробці не дає переваги – плавка №3 показала навіть дещо нижчий результат, ніж плавка №1 з додаванням лише ванадію.

Пояснити підвищення в'язкості руйнування вуглецевих сталей, мікролегованих ванадієм, можна не тільки за рахунок подрібнення дійсного зерна та збільшенням кількості фериту. Певний внесок у це робить і зміна морфології перліту, зокрема, виділення у процесі α – γ перетворення спеціальних карбідів ванадію як самостійної фази. Ванадій, відбираючи частину вуглецю на утворення спеціальних карбідів, змінює будову карбідної фази перліту і тим самим змінює опір поширенню тріщини цієї структурної складової. Непрямим підтвердженням різної морфології перліту досліджуваних плавок можуть бути результати вимірювань його мікротвердості. Мікротвердість перлітної складової сталей з ванадієм (пл. №1 і 2) дорівнює 2340 Н/мм^2 і 2440 Н/мм^2 відповідно, що значно вище, ніж мікротвердість перліту сталі без ванадію (1690 Н/мм^2). Причиною підвищення в'язкості руйнування колісних сталей після подвійної термічної обробки порівняно з одинарною є подальше подрібнення дійсного зерна внаслідок перекристалізації та зменшення різнозернистості, формування більш досконалої перлітної структури з оптимальним розподілом карбідів. Але ефективність додаткової нормалізації повністю залежить від наявності мікролегуючих елементів, які утворюють дисперсні частинки, які стримують ріст зерна та впливають на кінетику фазових перетворень.

На основі експериментальних даних (таблиця 2, рис. 4) проведено детальний аналіз співвідношення між рівнем міцності (границею міцності) та в'язкістю руйнування (K_{1C}) для досліджуваних сталей для залізничних коліс марки R7.

Аналізовані зразки охоплюють досить широкий діапазон міцності –

від 854 Н/мм² до 897 Н/мм². При цьому значення в'язкості руйнування варіюються ще більш суттєво – від 60,2 МПа·м$^{1/2}$ до 118,5 МПа·м$^{1/2}$. Це дозволяє виявити чіткі закономірності у співвідношенні цих двох характеристик.

Найвищий показник границі міцності (897 Н/мм²) зафіксовано для плавки №21804 після одинарної термічної обробки. Однак відповідне значення K_{IC} для цього зразка становить 108,1 МПа·м$^{1/2}$, що є високим, але не максимальним показником. Цей зразок демонструє, що висока міцність (897 Н/мм²) цілком може поєднуватись із відносно високою тріщиностійкістю (108,1 МПа·м$^{1/2}$), що суперечить спрощеному уявленню про неминучий компроміс [1].

Найнижчі показники K_{IC} (60,2–60,7 МПа·м$^{1/2}$) зафіксовано для немікролегованої плавки №4. Цікаво, що її границя міцності (867 Н/мм²) є середньою серед усіх зразків. Тобто, маючи не найвищу і не найнижчу міцність, ця сталь демонструє найгіршу тріщиностійкість. Коефіцієнт парної кореляції для границі міцності та тріщиностійкості складає 0,18, тобто кореляція низька. Це є переконливим доказом того, що визначальним фактором є не абсолютний рівень міцності, а мікроструктура, яка забезпечує цю міцність.

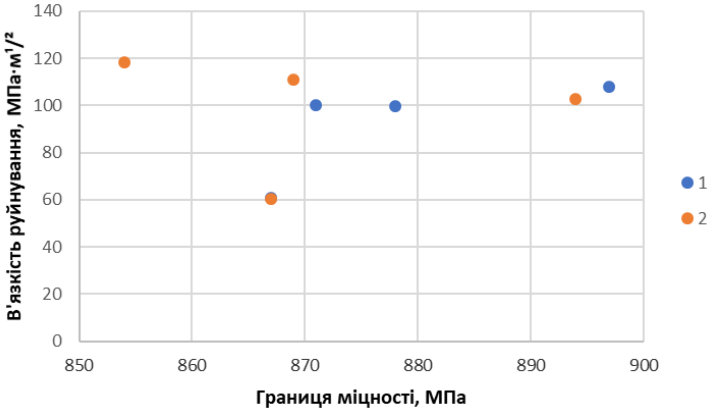


Рисунок 4 – Зв'язок значень границі міцності та в'язкості руйнування К1С дослідних сталей (1 – стандартна термічна обробка, 2 – попередня нормалізація та наступна стандартна термічна обробка)

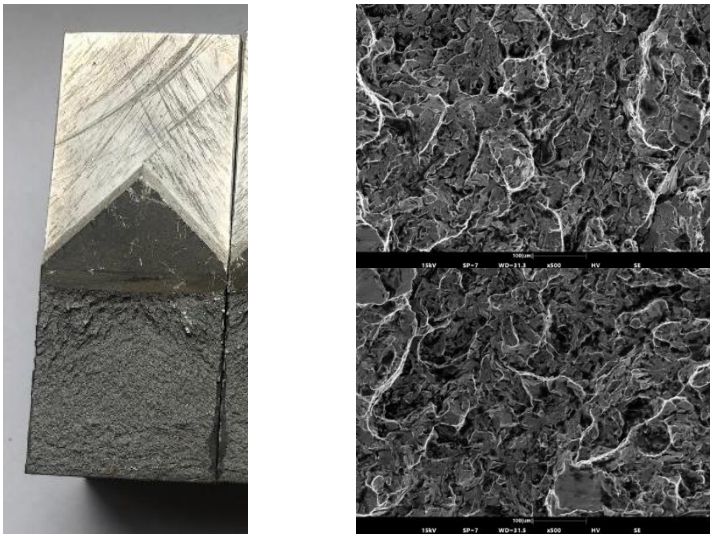
Подвійна термічна обробка (з попередньою нормалізацією) по-різному впливає на співвідношення між міцністю та в'язкістю для різних плавок. Для плавки №1 подвійна обробка призвела до незначного зниження міцності (з 897 Н/мм² до 894 Н/мм²) та невеликого зниження K_{IC} (з 108,1 МПа·м$^{1/2}$ до 102,9 МПа·м$^{1/2}$). Тобто обидві характеристики

дещо зменшились, але співвідношення між ними практично не змінилось. Для плавки №2 подвійна обробка практично не змінила міцність (871 Н/мм² проти 869 Н/мм²), але суттєво підвищила K_{1C} – з 100,0 МПа·м$^{1/2}$ до 110,9 МПа·м$^{1/2}$. Це є ще одним прикладом "розриву" класичного компромісу: при практично незмінній міцності вдалося значно підвищити тріщиностійкість. Для плавки №3 подвійна обробка також практично не змінила міцність (878 Н/мм² проти 854 Н/мм), але підвищила K_{1C} з 99,9 МПа·м$^{1/2}$ до 118,5 МПа·м$^{1/2}$ – тобто на 18,6%. Це ще більш виражений результат. Для немікролегованої плавки №4 подвійна обробка не змінила ані міцності (867 Н/мм² в обох випадках), ані в'язкості (60,7 проти 60,2 МПа·м$^{1/2}$). Тобто вона виявилась абсолютно неефективною.

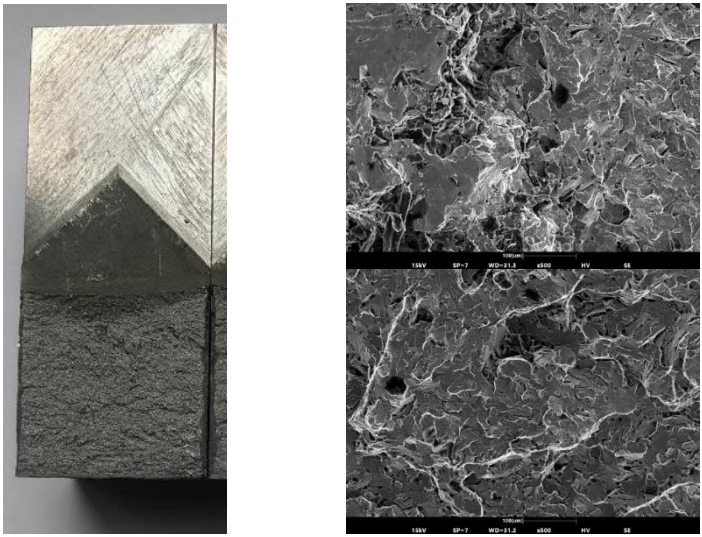
Мікролеговані плавки (№1-3) демонструють принципово вищі показники K_{1C} при тому самому (або навіть дещо вищому) рівні міцності порівняно з немікролегованою плавкою №21745. Особливо показовим є порівняння плавки №3 після подвійної обробки ($\sigma_в$=854 Н/мм^2, K_{1C} =118,5 МПа·м$^{1/2}$;) та плавки №4 після будь-якої обробки (σв =867Н/мм^2, $K_{1C} \approx$ 60,5 МПа·м$^{1/2}$). При практично однаковій міцності мікролегована сталь має майже вдвічі вищу тріщиностійкість. Це є найбільш вагомим доказом того, що саме мікролегування (ванадієм та молібденом) у поєднанні з оптимальним режимом термічної обробки дозволяє кардинально змінити співвідношення "міцність – в'язкість".

Був виконаний аналіз поверхні руйнування після випробувань на тріщиностійкість зразка з високим (110,9 МПа·м$^{1/2}$) та низьким (60,2 МПа·м$^{1/2}$) значенням цієї характеристики сталей після подвійної термічної обробки з мікролегуванням ванадієм та без мікролегування відповідно (рис. 5). При цьому значення границі міцності, твердості, відносного подовження та роботи удару мають принципово близькі значення. Відповідно до таблиці 2 найбільш помітно для цих зразків змінився такий параметр як кількість фериту.

Фрактографічний аналіз поверхні руйнування зразка з плавки №2, мікролегованої ванадієм та термічно обробленої за подвійним режимом (з попередньою нормалізацією), виявив характерні особливості, що корелюють з високим рівнем в'язкості руйнування (K_{1C} =110,9 МПа·м$^{1/2}$). Загальний вигляд поверхні руйнування цього зразка (рис. 5) свідчить про змішаний, переважно в'язкий характер руйнування. Значну частку поверхні займає волокниста складова, що є характерною ознакою пластичного (в'язкого) руйнування, яке супроводжується значною диссипацією енергії перед поширенням магістральної тріщини. Наявність великої кількості волокнистих ділянок вказує на те, що процес руйнування контролювався механізмами утворення, росту та злиття мікропорожнин.



Плавка №2, мікролегована ванадієм, подвійна термообробка, в'язкість руйнування K_{1C} 110,9 МПа·м$^{1/2}$



Плавка № 21745 без мікролегування, подвійна термообробка, в'язкість руйнування K_{1C} 60,2 МПа·м$^{1/2}$

Рисунок 5 – Поверхня руйнування після випробувань на в'язкість руйнування K_{1C}

Поверхня зламу має глибокий рельєф, що свідчить про активну взаємодію тріщини з мікроструктурними неоднорідностями та її відхилення від плоскої траєкторії поширення. Звивистий шлях тріщини потребує додаткових енергетичних витрат, що позитивно впливає на тріщиностійкість матеріалу.

Світлі бороздки в'язкої складової значно виступають над загальним рівнем поверхні, створюючи розвинений мікрорельєф. Ці бороздки є слідами інтенсивної пластичної деформації, яка передувала утворенню тріщини. Їхній виступаючий характер свідчить про те, що локальна пластичність матеріалу є високою, а деформація концентрується у відносно великих об'ємах перед вершиною тріщини.

Фасетки відколу, які відповідають ділянкам крихкого руйнування, мають глибокий характер і високорозвинені струмочкові візерунки сходинок сколу. Такі візерунки утворюються при поширенні тріщини відколу в умовах зміни кристалографічної орієнтації суміжних перлітних колоній або феритних зерен. Високорозвинені сходинки сколу вказують на те, що крихке поширення тріщини постійно гальмується на межах структурних складових, що є наслідком подрібнення дійсного зерна після подвійної термічної обробки.

На окремих ділянках зламу спостерігаються рівновісні ямки (димпли), які є класичною ознакою в'язкого руйнування. Рівновісна форма ямок свідчить про те, що руйнування відбувалося в умовах рівномірного розподілу напружень, без переважної дії зсувних напружень. Це додатково підтверджує високий рівень в'язкості матеріалу.

Важливою особливістю дослідженої поверхні руйнування є відсутність неметалевих включень в місцях зародження тріщин. Це свідчить про високу чистоту сталі за неметалевими включеннями (завдяки низькому вмісту сірки 0,0008%), що усуває додаткові концентратори напружень. Також не виявлено міжзеренних тріщин, що вказує на відсутність окрихчення границь зерен та їх достатню когезійну міцність. Розривів металу, які б свідчили про катастрофічне нестабільне руйнування, на поверхні зламу також не спостерігалось.

Таким чином, фрактографічний аналіз підтверджує, що високе значення в'язкості руйнування плавки №2 після подвійної термічної обробки зумовлене переважно в'язким характером руйнування з розвиненим рельєфом поверхні, значною часткою волокнистої складової та відсутністю концентраторів напружень у вигляді включень або міжзеренних тріщин. Наявність глибоких фасеток відколу з розвиненими струмочковими візерунками свідчить про ефективне гальмування тріщини на мікроструктурних бар'єрах, що досягнуто завдяки подрібненню зерна в результаті застосування подвійної

термічної обробки та мікролегування.

Фрактографічний аналіз поверхні руйнування зразка з плавки №4, яка не містила мікролегуючих елементів (ванадію та молібдену) та була термічно оброблена за подвійним режимом (з попередньою нормалізацією), виявив характерні ознаки, що корелюють з низьким рівнем в'язкості руйнування (K_{1C} =60,2 МПа·м$^{1/2}$). Отримані дані (рис. 5) дозволяють встановити чіткий зв'язок між мікроструктурними особливостями (більшим розміром зерна, низькою кількістю фериту, відсутністю дисперсних карбідів) та характером руйнування.

Загальний вигляд поверхні руйнування свідчить про квазікрихкий (квазискол) характер руйнування. Квазискол є проміжним типом руйнування між в'язким ямковим та крихким відколом. Він характеризується поширенням тріщини переважно транскристалітно (через зерно), але з окремими елементами пластичності.

На поверхні зламу спостерігаються численні плоскі ділянки – "фасетки" (грані), які утворюються внаслідок проходження тріщини через окремі зерна. На відміну від ідеального крихкого відколу, де фасетки є гладкими та дзеркальними, у даному випадку вони мають слабко розвинені візерунки та є переважно пласкими. Це свідчить про те, що кристалографічна орієнтація сусідніх зерен суттєво не відхиляє траєкторію тріщини, і вона поширюється відносно прямолінійно.

Фасетки з'єднані між собою перемичками – невеликими ділянками в'язкого руйнування, які утворюються при локальному руйнуванні перегородок між сусідніми зернами. Наявність таких перемичок є характерною ознакою квазисколу і відрізняє його від ідеально крихкого відколу, де фасетки з'єднуються безпосередньо.

Волокниста складова, яка є ознакою пластичного (в'язкого) руйнування, займає незначну частку поверхні зламу. Це прямо вказує на те, що диссипація енергії за рахунок пластичної деформації перед вершиною тріщини була мінімальною.

Рельєф поверхні є неглибоким, переважають пласкі ділянки. Це свідчить про те, що тріщина поширювалася переважно по плоских траєкторіях, без суттєвих відхилень та звивистості. Відсутність глибокого рельєфу означає, що мікроструктурні бар'єри (границі зерен, перлітних колоній) не створювали значної перешкоди для тріщини.

Невелика кількість світлих борозденок в'язкої складової тонкі, мають слабко виражений характер. Ці борозденки є слідами локальної пластичної деформації, яка передувала руйнуванню. Їхня мала кількість та незначна протяжність свідчать про те, що пластична деформація концентрувалася у дуже малих об'ємах безпосередньо перед вершиною тріщини.

Важливою особливістю є відсутність неметалевих включень на

поверхні руйнування. Це підтверджує високу чистоту сталі за включеннями, яка була досягнута сучасною металургійною технологією. Однак, тут спостерігається розрив металу, що свідчить про недостатню когезійну міцність матеріалу та його схильність до нестабільного поширення тріщини.

На поверхні зламу виявлено ділянки, де тріщина проходить між зернами (інтеркристалітне руйнування). Це є дуже важливою ознакою, яка вказує на ослаблення границь зерен.

Отримані фрактографічні дані добре корелюють з мікроструктурними характеристиками плавки №4:

Великий розмір аустенітного зерна (0,0346 мм після подвійної обробки) обумовлює формування великих пласких фасеток відколу. Чим більше зерно, тим на більшій площині може поширюватись тріщина без зміни напрямку, що знижує енергоємність руйнування.

Низький вміст фериту (7-8%) означає, що пластична складова мікроструктури є мінімальною. Ферит, як більш пластична фаза, здатен гальмувати тріщину та сприяти дисипації енергії. Його нестача призводить до того, що тріщина поширюється переважно через крихкі перлітні колонії.

Відсутність дисперсних карбідів ванадію не створює додаткових бар'єрів для тріщини на субмікроскопічному рівні. У мікролегованих сталях ці карбіди виділяються між пластинами цементиту в перліті, змінюючи морфологію перліту та підвищуючи його опір поширенню тріщини. Їхня відсутність робить перліт більш крихким.

Нездатність подвійної термічної обробки подрібнити зерно (плавка №21745 показала навіть незначне зростання зерна з 0,0340 до 0,0346 мм) свідчить про те, що без мікролегування додаткова нормалізація не дає позитивного ефекту. Відсутність частинок, що стримують ріст зерна (пінінг), призводить до рекристалізації та укрупнення аустенітного зерна.

На основі проведених досліджень встановлено, що характер руйнування сталей для залізничних коліс при випробуванні на в'язкість руйнування визначається не стільки абсолютним рівнем міцності, скільки мікроструктурними параметрами, які формуються внаслідок мікролегування та термічної обробки.

Результати отримані в рамках Українсько-німецького проекту «Вплив структурної та хімічної неоднорідності на зносостійкість та поширення втомних тріщин в місці контакту колесо-рейка» (номер держреєстрації 0124U003037) за договором М14-2024/КС.0227.24 від 30.04.2024.

Висновки

1. Результати досліджень показали, що в сталях для залізничних коліс, мікролегованих ванадієм, або ванадієм і молібденом рівень в'язкості руйнування К1С значно вищий (від 65 до 80%), ніж у сталі без мікролегуючих елементів. Подвійна термічна обробка (з попередньою нормалізацією) є ефективною виключно для мікролегованих сталей. Вона забезпечує додаткове подрібнення зерна на 9-22%, тоді як для немікролегованої сталі вона неефективна або навіть призводить до зростання зерна. Мікролегування ванадієм збільшує кількість фериту приблизно вдвічі – з 8% до 15-16%, що позитивно впливає на пластичну складову руйнування. Вплив подвійної термічної обробки на вміст фериту є неоднозначним і залежить від конкретного хімічного складу. Показано, що однією з основних причин низьких значень в'язкості руйнування окремих плавок коліс є крупнозернистість структури колісної сталі.

2. Мікролегування є визначальним фактором підвищення K_{1C}. Перехід від немікролегованої сталі до мікролегованої ванадієм забезпечує зростання в'язкості руйнування на 65-78% – з 60 до 100-108 МПа·м$^{1/2}$. Подвійна термічна обробка дає різний ефект залежно від складу: для одних плавок вона підвищує K_{1C} на 11-19%, для іншої – дещо знижує, а для немікролегованої – не дає ефекту. Найвищий результат (118,5 МПа·м$^{1/2}$) досягається при комплексному мікролегуванні (ванадій + молібден) у поєднанні з подвійною термічною обробкою, що свідчить про синергічний ефект.

3. Встановлено, що визначальним фактором впливу на в'язкість руйнування є не абсолютний рівень міцності, а мікроструктура, яка цю міцність забезпечує. Найвища міцність (897 Н/мм²) не дає найвищої в'язкості, а найвища в'язкість (118,5 МПа·м$^{1/2}$) досягнута при найнижчій міцності (854 Н/мм²). При цьому немікролегована сталь із середньою міцністю (867 Н/мм²) показала найгіршу тріщиностійкість (60 МПа·м$^{1/2}$).

4. Високий рівень міцності не є гарантією високої тріщиностійкості. Класичний компроміс між міцністю та в'язкістю руйнування може бути подоланий шляхом формування оптимальної мікроструктури за допомогою мікролегування (особливо комплексного V+Mo) та застосування подвійної термічної обробки (з попередньою нормалізацією). Вирішальну роль відіграють подрібнення дійсного зерна, збільшення частки фериту, формування дисперсних карбідів та зміна морфології перліту, що забезпечує перехід від квазікрихкого до в'язкого механізму руйнування.

Перелік посилань / References

1. Bi, N., Tang, H., Shi, Z., Wang, X., Han, F., & Liang, J. (2023). Effects of Vanadium Microalloying and Intercritical Annealing on Yield Strength–Ductility

Trade-Offs of Medium-Manganese Steels. *Materials*. 2023. 16. https://doi.org/10.3390/ma16062220

2. Mudda, S., Hegde, A., Sharma, S. et al. (2026). A review of the latest developments regarding the heat treatment effects on hardness, impact toughness, and microstructure in AISI 1040, 4140, and 4340 medium carbon structural steels. *Discover Materials*, 6(1). https://doi.org/10.1007/s43939-025-00532-z

3. Zurnadzhy, V., Stavrovskaia, V., Chabak, Y., Petryshynets, I., Efremenko, B., Wu, K., Efremenko, V., & Brykov, M. (2024). Enhancing the Tensile Properties and Ductile-Brittle Transition Behavior of the EN S355 Grade Rolled Steel via Cost-Saving Processing Routes. Materials, 17(9), 1958. https://doi.org/10.3390/ma17091958

4. Brykov, M, Mierzwiński, D, Efremenko, V, Girzhon, V, Shalomeev, V, Shyrokov, O V, Petryshynets, I, Klymov, O, & Kapustyan, O. (2024). Increasing the Strength and Impact Toughness of Carbon Steel Using a Nanosized Eutectoid Resulting from Time-Controlled Quenching. *Materials.* 17(15). 3696. https://doi.org/10.3390/ma17153696

5. Zhou, S.-t., Li, Z.-d., Yang, C.-f., Xie, S.-k., Yong, Q.-l. (2019). Cleavage fracture and microstructural effects on the toughness of a medium carbon pearlitic steel for high-speed railway. *Materials Science and Engineering*: A, 761, 138036. https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138036

6. Strnadel B., Hausild P., Nohal S., Matocha K. Statistical scatter in the fracture toughness and Charpy impact energy of pearlitic steel (2007). *Mater. Sci. Eng.:* A. 486. 1-2. 208-214. https://doi.org/10.1016/j.msea.2007.08.081

7. Chattopadhyay, C., Sangal, S., Mondal, K., & Garg, A. (2012). Improved wear resistance of medium carbon microalloyed bainitic steels. *Wear*, 289, 168–179. https://doi.org/10.1016/j.wear.2012.03.005

8. Andrade, H., Akben, M. G., & Jonas, J. J. (1983). Effect of molybdenum, niobium, and vanadium on static recovery and recrystallization and on solute strengthening in microalloyed steels. *Metallurgical Transactions A*, 14, 1967-1977.

9. Zajac, S. (2002). Precipitation and grain refinement in vanadium-containing steels. *Iron steel vanadium titanium*. 23(1). 35-48.

10. Capdevila, C., Ferrer, J. P., García-Mateo, C., Caballero, F. G., López, V., & de Andrés, C. G. (2006). Influence of Deformation and Molybdenum Content on Acicular Ferrite Formation in Medium Carbon Steels. *ISIJ Int.*, 46, 1093–1100. https://doi.org/10.2355/isijinternational.46.1093

11. Rezende, A. B., Fernandes, F. M., Fonseca, S. T., Farina, P. F. S., Goldenstein, H., & Mei, P. R. (2020). Effect of alloy elements in time temperature transformation diagrams of railway wheels. *Defect and Diffusion Forum*, 400, 11-20. https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/DDF.400.11

12. Sakamoto, H., Toyama, K., & Hirakawa, K. (2000). Fracture toughness of medium-high carbon steel for railroad wheel. *Mater. Sci. Eng*.: A, 285(1-2), 288–292. https://doi.org/10.1016/s0921-5093(00)00648-1

13. Trivedi, R., Bhumika, Tandon, R., Mishra, G., Singh, R., Singh, J. K., Mahobia, G. S., Chauhan, A., Sarma, S., Ghosh, A., Karmakar, A., & Patra, S. (2024). Study of strength and toughness in pearlitic wheel steel via microstructural alteration. *Materials Today Communications*, 39, 109255. https://doi.org/10.1016/ j.mtcomm.2024.109255

O. I. Babachenko[1], D. Sc. (Tech.), Corr. Member., Senior Researcher, ORCID 0000-0001-7501-4173
G. A. Kononenko[1,*], D. Sc. (Tech.), Senior Researcher, ORCID 0000-0001-7446-4105
O. A. Podolska[1], Researcher, PhD Student, ORCID 0000-0002-4032-4275
O. A. Shpak[1], Junior Researcher, ORCID 0009-0005-2797-4790
O. L. Safronov[1], Junior Researcher, ORCID 0009-0007-1308-5380

[1] *Iron and Steel Institute of Z. I. Nekrasov National Academy of Sciences of Ukraine*

* *Corresponding author: perlit@ua.fm*

FRACTURE FEATURES DURING FRACTURE TOUGHNESS TESTING DEPENDING ON THE STRENGTH LEVEL OF STEEL FOR RAILWAY WHEELS

Abstract. Increasing railway operating speeds and axle loads impose more stringent requirements on the fracture resistance of wheel steels. Fracture toughness (K_{IC}) is a critical parameter governing the reliability and operational safety of railway wheels. A fundamental strength-toughness trade-off exists; however, recent studies have demonstrated the possibility of mitigating this limitation through optimization of chemical composition and heat treatment. **Purpose of the study.** To investigate the effect of vanadium and molybdenum microalloying, as well as heat treatment conditions (single and double heat treatment with prior normalization), on the structural parameters, mechanical properties, and fracture toughness of R7 wheel steels, and to establish the relationship between microstructure, strength, and fracture behavior. **Material and research methodology.** Four industrial heats were investigated: a non-microalloyed steel (No. 4), vanadium-microalloyed steels (No. 1 and No. 2), and a vanadium–molybdenum microalloyed steel (No. 3). Static tensile tests, hardness measurements, impact toughness tests, and fracture toughness (K_{IC}) measurements were performed. Microstructural analysis was carried out using optical microscopy, while fractographic analysis was performed using scanning electron microscopy. **Main results.** Vanadium microalloying resulted in grain refinement by 29–35% (from 0.034 mm to 0.022–0.024 mm) and doubled the ferrite content (from 8% to 15–16%). Double heat treatment was effective only for microalloyed steels, providing additional grain refinement of 9–22%. The increase in K_{IC} due to microalloying reached 65–78% (from 60 to 100–108 MPa·m$^{1/2}$). The highest fracture toughness (118.5 MPa·m$^{1/2}$) was achieved for the V–Mo microalloyed steel after double heat treatment, indicating a synergistic effect. At the same time, the tensile strength of this specimen was 854 N/mm², which was the lowest among the investigated steels. A high K_{IC} level corresponded to a ductile dimple fracture characterized by pronounced relief, a significant fraction of the fibrous component, well-developed tear ridges, and the absence of intergranular cracks. A low K_{IC} level (60.2 MPa·m$^{1/2}$) corresponded to quasi-cleavage fracture with relatively flat fracture topography, a low fraction of the fibrous component, shallow facets, and the presence of intergranular cracks. **Conclusions.** The classical strength–toughness trade-off is not absolute. The decisive factor is not the strength level itself, but the microstructure responsible for achieving it. Vanadium microalloying, especially in combination with molybdenum addition and double heat treatment, enables the formation of a favorable

microstructure (refined grain structure, dispersed carbides, and increased ferrite content), which promotes the transition from a quasi-brittle to a ductile fracture mechanism and increases K_{1C} by more than 1.5 times while maintaining a high strength level. The obtained results are of considerable practical importance for the development of next-generation wheel steels with enhanced fracture resistance.

Keywords: fracture toughness (K_{1C}), microalloying, heat treatment, average grain size, pearlite, microhardness, ferrite, crack resistance.

For citation: Babachenko, O. I., Kononenko, G. A., Podolska, O. A., Shpak, O. A., & Safronov, O. L. (2026). Fracture features during fracture toughness testing depending on the strength level of steel for railway wheels. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 40. 22-43. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-002

Рукопис надійшов до редакції / Received 01.04.2026
Рекомендовано до друку / Accepted 28.05.2026
Опубліковано / Published 30.05.2026

ISSN 2522-9117 (print), ISSN 2786-6149 (online)
"Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії". 2026. Випуск 40
"Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy". 2026. Issue 40

https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-003

УДК 669.15-194.018.26:621.771.25

Т. М. Голубенко[1,*], к.т.н., ORCID 0000-0002-3583-211X
В. А. Луценко[1], д.т.н., с.н.с., ORCID 0000-0002-4604-5592
О. В. Луценко[1], к.т.н., ORCID 0000-0001-8298-5306
Г. І. Сівак[1], н.с., ORCID 0000-0001-6948-7732

[1] *Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України*

[*] *Автор для листування: sumer@i.ua*

ПРО ВПЛИВ ЧИСТОТИ НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВОЇ СТАЛІ G3Si1 ПРИ ВИРОБНИЦТВІ ТОНКОГО ДРОТУ

Анотація. Неметалеві включення відіграють ключову роль у багатьох важливих властивостях сталі, впливаючи на обробку і застосування сталевих виробів. Виробництво сталевого дроту вимагає високої чистоти сталі, оскільки неметалеві включення можуть негативно впливати на його якість: спричиняти дефекти, зниження пластичності та зменшення довговічності виробу. Контроль неметалевих включень є важливим етапом у виробництві високоякісного сталевого дроту. Для катанки з легованих, зокрема кремнієво-марганцевих сталей типу G3Si1, у нормативній документації не наведено граничної кількості неметалевих включень, які можуть бути в сталі без впливу на технічні характеристики. Тож метою дослідження було визначення кількості неметалевих включень для сталі зварювального призначення і їх вплив на технічні характеристики дроту. Проводилось порівняльне дослідження якості двох партій кремнієво-марганцевої сталі G3Si1, яку переробляють у дріт холодним волочінням з діаметру 5,5 мм до 2,0 мм і 0,8 мм. Основні труднощі при виробництві дроту малих діаметрів пов'язані з підвищенням міцності та обривністю металу в процесі волочіння на виробництві. Структура досліджуваної катанки G3Si1 діаметром 5,5 мм складалася з фериту, перліту і бейніто-мартенситних ділянок. Перед волочінням на малий (1,2…0,8 мм) діаметр кремнемарганцеву сталь піддають термічній обробці – відпалу, який знижує міцність завдяки проходженню процесів сфероїдизації. В результаті структура дослідної сталі складається з фериту і зернистого перліту. Обидві партії дроту зі сталі G3Si1, виробництво яких проходило без обривів та з обривами, мають однакову зернисту ферито-перлітну структуру та схожі властивості. Незначне підвищення міцності дроту може бути пов’язане з більшим вмістом марганцю в межах нормативних значень. Дослідження показали, що для сталі G3Si1 наявність перевищення вмісту неметалевих включень на 0,5…0,8 одиниць індексу у вихідній катанці діаметром 5,5 мм призводить до обривів при подальшому волочінні на дріт. В результаті

© Т. М. Голубенко, В. А. Луценко, О. В. Луценко , Г. І. Сівак, 2026

Це стаття відкритого доступу за ліцензією CC BY-NC-ND 4.0
https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/legalcode.uk

деформації кількість рядкових неметалевих включень у дроті малих діаметрів значно зростає. Отже контроль включень у низьковуглецевій сталі G3Si1 є необхідним для забезпечення безперервного виробництва.

Ключові слова: низьковуглецева сталь, неметалеві включення, обривність, механічні властивості, структура.

Посилання для цитування: Про вплив чистоти низьковуглецевої сталі G3Si1 при виробництві тонкого дроту / Т. М. Голубенко, В. А. Луценко, О. В. Луценко, Г. І. Сівак // *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії.* 2026. Вип. 40. С. 44-55. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-003

Вступ. Сталь марки G3Si1 використовується переважно для виготовлення зварювального дроту для напівавтоматичного або автоматичного зварювання конструкцій із вуглецевих і низьколегованих сталей в будівельній, машинобудівній та автомобільній промисловості, при виробництві резервуарів і трубопроводів. Високий вміст кремнію і марганцю в складі даної сталі підвищує міцність, в'язкість і сприяє доброму формуванню шва під час зварювання. Завдяки гарній зварюваності, високій міцності шва та стійкості до тріщин, сталь G3Si1 є однією з найпопулярніших марок у промисловому виробництві.

Основні труднощі при виробництві сталевого дроту малих діаметрів пов'язані з підвищенням міцності (наклепом) та обривністю металу в процесі волочіння на виробництві. Вплив наклепу прибирається проведенням термічної обробки (відпалу). Важливою експлуатаційною характеристикою сталевого дроту при його виробництві є обривність – схильність до руйнування під дією навантажень. Розуміння причин підвищеної обривності дозволяє вчасно виявляти дефекти та запобігати збоям у виробничих процесах. На підвищення обривності дроту при виробництві впливають багато чинників: неправильний режим термообробки і нерівномірність структури з наявністю міцних бейніто-мартенситних ділянок [1, 2], які знижують пластичність дроту; виробничі дефекти, нерівномірна прокатка або волочіння призводять до внутрішніх напружень; шлакові включення, неметалеві домішки, мікротріщини та пористість ослаблюють структуру металу, створюючи осередки для розвитку руйнування [3].

Неметалеві включення є невід’ємною частиною сталевих виробів і відіграють ключову роль у багатьох важливих властивостях сталі, впливаючи як на обробку, механічні характеристики, так і на застосування сталевих виробів. Неметалеві включення утворюються в процесі виплавки сталі та можуть мати різне походження, включаючи оксидні, сульфідні, нітридні та карбідні сполуки [4]. Виробництво

сталевого дроту вимагає високої чистоти сталі, оскільки неметалеві включення можуть негативно впливати на його властивості: спричиняти дефекти, зниження пластичності та зменшення довговічності виробу. Включення можуть стати концентратором напружень, що призводить до утворення мікротріщин. Висока концентрація включень може ускладнювати прокатування, волочіння та інші необхідні технологічні процеси [5].

Неметалеві включення впливають на багато властивостей сталей, їх механічні й конструкційні характеристики. Деякі властивості неметалевих включень суттєво впливають на поведінку сталей, наприклад, пластичність або твердість. Залежно від температури сталі, деформації та хімічного складу включень їх пластичність змінюється, і ці частинки можуть деформуватися, тріскатися або мати змішану поведінку. Тверді та крихкі включення зазвичай руйнуються і перерозподіляються в сталі при кімнатній температурі і не мають міцного зв'язку з металевою матрицею. У таких випадках поєднання низької міцності з'єднання з матрицею та деформації матриці призводять до утворення порожнеч або роз'єднання [6].

Пластичні включення деформуються при обробці сталі. Це приводить до подовження включень уздовж основних робочих напрямків. Анізотропія форми включення призводить до анізотропії властивостей сталі, яку неможливо усунути подальшою термічною обробкою. Включення, які займають значну частину поперечного перерізу матеріалу під час гарячої або холодної обробки або знаходяться в місцях, де висока деформація обробки, можуть спричинити руйнування [7]. Зменшення кількості неметалевих включень дозволяє покращити механічні властивості, оброблюваність та довговічність кінцевого виробу. Таким чином, важливим є контроль об'ємної частки, розміру та розподілу неметалевих включень по перерізу металу.

Контроль неметалевих включень є важливим етапом у виробництві високоякісного сталевого дроту. Для катанки з легованих, зокрема кремнієво-марганцевих сталей типу G3Si1, у міжнародній нормативній документації не наведено граничні кількості неметалевих включень, які можуть бути в сталі без впливу на технічні характеристики. Тож представляє інтерес визначення впливу кількості неметалевих включень для сталі зварювального призначення на технічні характеристики дроту. Для визначення кількості неметалевих включень в сталі використовуються стандарти ДСТУ 8966:2019 та ISO 4967:2013. Згідно з ISO 16120-4:2017 [8] існують регламенти по вмісту неметалевих включень для нелегованої катанки спеціального призначення типу C8D2 для переробки в дріт. В ISO 16120-4:2017

вказано, що індекси кількості включень для нелегованої катанки, визначені методом найгіршого поля, не мають перевищувати наступні показники, наведені в таблиці 1.

Таблиця 1 – Граничні значення індексів для неметалевих включень за ISO 16120-4:2017 для нелегованих сталей

Тип включення	Тонке включення		Товсте включення	
	Найгірше	Середнє значення	Найгірше	Середнє значення
A (сульфіди)	4	2	3	1,5
B (алюмінати)	3	2	2	1,0
C (силікати)	4	2	3	1,5
D (глобулярні оксиди)	3	2	2	1,0
DS (глобулярні)	–	–	2,5	1,0

Методика дослідження. Проводилось порівняльне дослідження якості двох партій кремнієво-марганцевої сталі G3Si1, яку переробляють у дріт методом холодного волочіння за схемою 5,5 →4,75 → 2,0 → 1,2 → 0,8. Для запобігання наклепу й підвищенню рівномірності структури на діаметрі 4,75 мм проводиться пом'якшуюча термічна обробка (сфероїдизуючий відпал). В процесі волочіння другої партії стикалися з підвищеною обривністю дроту на діаметрі 2,0 мм.

Структуру досліджуваного металу й наявність неметалевих включень визначали на повздовжніх шліфах на світловому оптичному мікроскопі «Axiovert 200 M MAT». Визначення механічних властивостей проводили після випробування на розтягування за стандартними методиками.

Хімічний склад досліджуваної низьковуглецевої кремнемарганцевої сталі G3Si1 наведено в таблиці 2, він відповідає вимогам нормативної документації EN ISO 14341. Волочіння партії №1 проходило без ускладнень, а партії №2 – з обривом на діаметрі 2,0 мм.

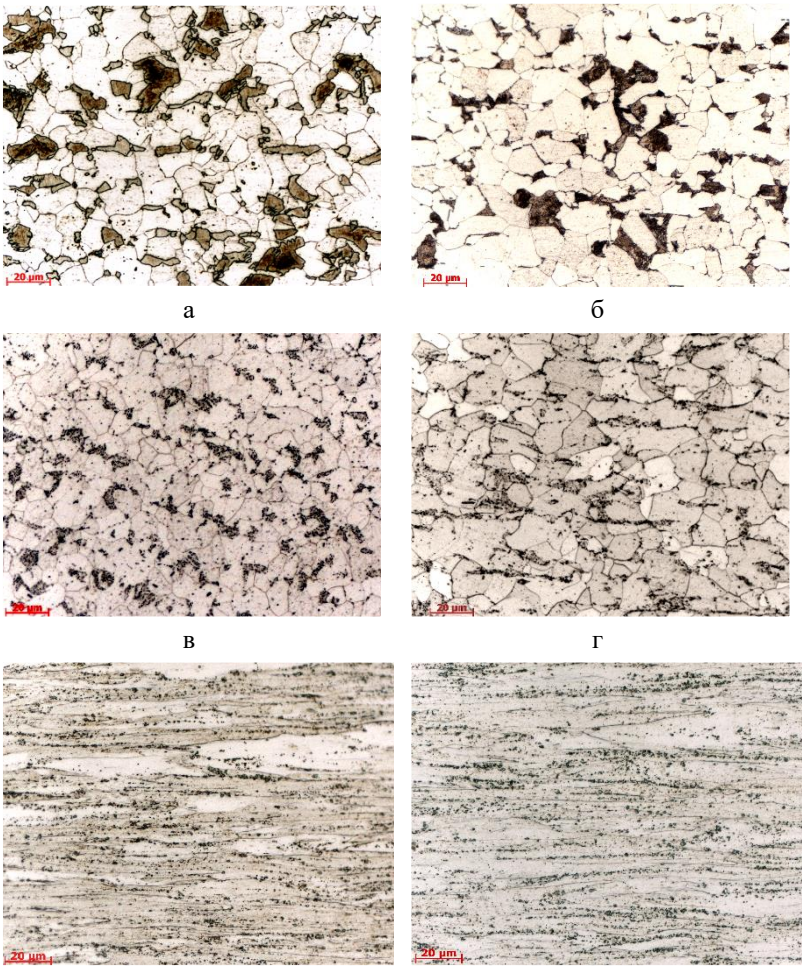
Таблиця 2 – Хімічний склад досліджуваної сталі G3Si1

Номер партії	Вміст хімічних елементів, % мас.						
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Al
1	0,060	0,73	1,43	0,013	0,005	0,03	0,005
2	0,070	0,77	1,60	0,013	0,006	0,04	0,005
Вимоги EN ISO 14341	0,06-0,14	0,7-1,0	1,3-1,6	0,025	0,025	0,15	0,02

Вихідні данні та результати дослідження.

Структура досліджуваної катанки діаметром 5,5 мм зі сталі G3Si1 складалася з фериту, перліту й бейніто-мартенситних ділянок (рис.1, а, б). Перед волочінням на малий (1,2…0,8 мм) діаметр

кремнемарганцеву сталь на діаметрі 4,75 мм піддають термічній обробці – відпалу, який знижує міцність завдяки проходженню процесів сфероїдизації. В результаті структура дослідної сталі складається з фериту й зернистого перліту (рис.1, в-е). Механічні властивості дослідної сталі наведено в таблиці 3.



а б

в г

д е

а, в, д – партія № 1 б, г, е – партія № 2
а, б – 5,5 мм; в, г – 4,75 мм; д, е – 2,0 мм

Рисунок 1 – Структура сталі G3Si1 (x800) різних діаметрів

Незначне підвищення міцності дроту може буди пов'язане з більшим вмістом марганцю в межах нормативних значень. Загалом дріт зі сталі G3Si1 від двох партій має схожу структуру та властивості. Таким чином, можна зробити висновок що підвищення обривності для партії №2 не пов'язане зі структурою, а має вплив інших факторів.

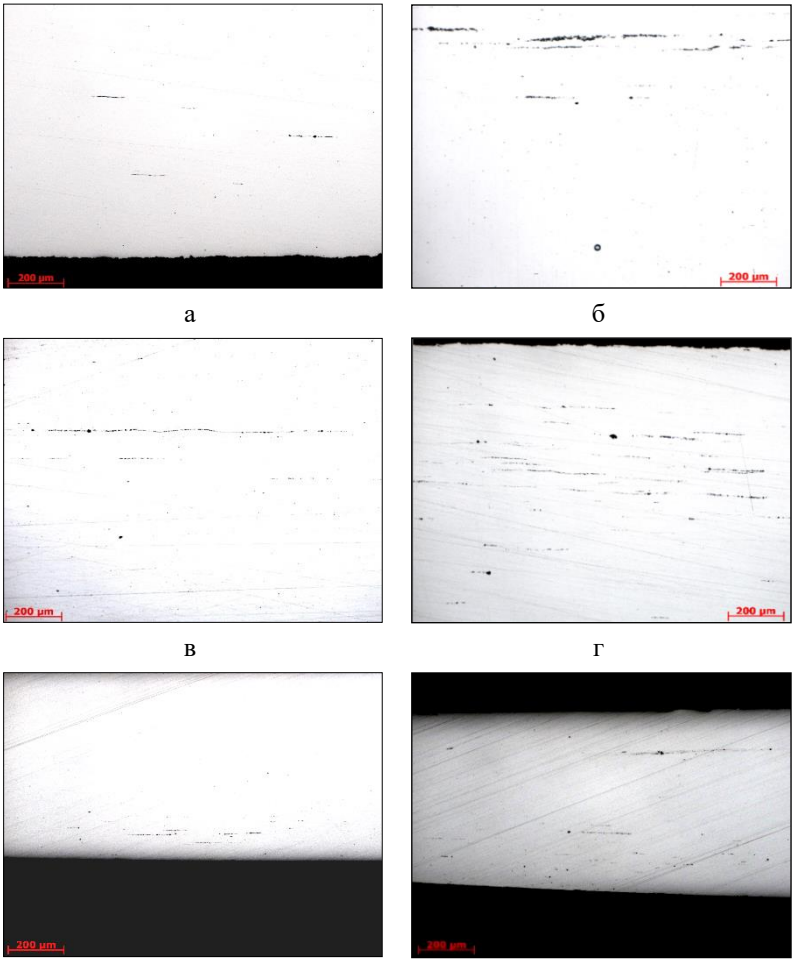
Таблиця 3. Механічні властивості сталі G3Si1

Діаметр, мм	$\sigma_в$, МПа		δ, %	
	партія №1	партія №2	партія №1	партія №2
5,5	600	578	-	-
4,75	463	436	34,8	33
2,0	848	828	4,25	5,6
0,8	1165	1234	3,5	4,0

Дослідження кількості неметалевих включень сталі G3Si1 діаметром 5,5 мм (партія №1) за ISO 4967:2013 показали присутність рядкових крихких алюмінатів (тип B) з індексом 2,5 (тонка серія) і 1 (товста серія), пластичних силікатів (тип C) з індексом 1, точкових оксидів (тип D) з індексом 1,5 та сульфідів (тип A) з індексом 0,5 (рис. 2, а). Рядкові й відокремлені точкові включення розташовуються переважно у поверхні катанки. Пластичні сульфіди в процесі волочіння прокату стоншуються та в дроті малих діаметрів (2,0…0,8 мм) не виявляються при стандартних збільшеннях. Крихкі оксидні, алюмінатні й силікатні включення подрібнюються під дією деформації. В результаті після волочіння сталі G3Si1 на діаметр 1,2 мм кількість та розмір неметалевих включень змінилися, зменшився діаметр окремих включень та збільшилася кількість і розмір рядків. Крихкі рядкові включення (тип B) відповідають індексу 2 (рис.2,б), точкові включення (тип D) індексу 1, і силікати (тип C) відповідають індексу 1. В дроті діаметром 0,8 мм сульфідних включень не виявлено, присутні дрібні точкові і рядкові включення з індексами 2 (B), 1,5 (C) і 1 (D) (рис.1, д). Загалом сталь G3Si1, партія № 1, має задовільну чистоту за вмістом неметалевих включень. Наведені результати відповідають нормативним значенням для нелегованих сталей (див.табл.1). Суттєвих ускладнень при виробництві дроту з приведеного металу не було.

При виробництві дроту зі сталі G3Si1 (партія 2) стикалися з обривністю при волочінні з діаметра 2,0 мм на 0,8 мм. Аналіз зразків, отриманих з місць поряд з обривом, показав наявність великої кількості неметалевих включень. Дослідження вихідної катанки діаметром 5,5 мм зі сталі G3Si1 (партія 2) показали присутність включень з індексами: A 0,5, B $3{,}5_{тонке}$, B $2_{товсте}$, C 1,5, D 1,5, DS 1,5 (рис.2, б, табл.4). Рядкові

включення розташовуються уздовж напрямку прокатки, наближено до поверхні зразка.



а б

в г

д е

а, в, д – партія № 1 б, г, е – партія № 2
а, б – 5,5 мм; в, г – 4,75 мм; д, е – 2,0 мм

Рисунок 2 – Неметалеві включення в сталі G3Si1 різного діаметру

Після холодного волочіння на діаметр 2,0 мм в результаті деформації кількість неметалевих включень змінилася, сульфіди

стоншилися і при стандартних збільшеннях не виявляються, крихкі та широкі окремі включення роздрібнилися на довгі рядки, в результаті щільність включень збільшилася, а індекси змінилися на: A 0, B $4{,}5_{тонке}$, B $0{,}5_{товсте}$, C 1, D 1, DS 1 (рис.2, г). Рядкові включення тонкі, однак розповсюджені по всій поверхні шліфа й складаються з безлічі дрібних часток зруйнованих включень. Для діаметру дроту 0,8 мм вміст неметалевих включень відповідає наступним індексам: A 0, B $3{,}5_{тонке}$, B $0{,}5_{товсте}$, C 1,5, D 1, DS 1 (рис.2, е).

Результати досліджень із оцінки загальної забрудненості кремнемарганцевої сталі G3Si1 неметалевими включеннями представлені у зведеній таблиці 4.

Таблиця 4. Оцінка забруднення сталей неметалевими включеннями

Тип	Тонке включення				Товсте включення			
	Партія №1*		Партія №2**		Партія №1*		Партія №2**	
	Найгірше	Середнє	Найгірше	Середнє	Найгірше	Середнє	Найгірше	Середнє
діаметр 5,5 мм								
A	0,5	0,5	0,5	0,5	0	0	0	0
B	2,5	1,25	**3,5**	1,7	1	0,75	2	**1,8**
C	1	0,75	1,5	1	0	0	0	0
D	1,5	1	1,5	1	0	0	0	0
DS	-	-	-	-	0	0	1,5	1
діаметр 2,0 мм								
A	0	0	0	0	0	0	0	0
B	2,5	2	**4,5**	**2,8**	0	0	1,5	1,3
C	1	1	1	1	0	0	0	0
D	1	0,75	1	0,8	0	0	0	0
DS	-	-	-	-	0	0	1	1
діаметр 0,8 мм								
A	0	0	0	0	0	0	0	0
B	2	1,2	**3,5**	**2,4**	0	0	0,5	0,5
C	1,5	1,25	1,5	1,1	0	0	0	0
D	1	1	1	1	0	0	0	0
DS	-	-	-	-	0	0	1	0,5

* – переробка металу з діаметру 2,0 на 0,8 мм проходила без обривів.

** – переробка металу з діаметру 2,0 на 0,8 мм проходила з обривами.

Для партії № 2, виробництво якої проходило з обривами, спостерігається підвищена кількість неметалевих включень типу B, яка перевищує нормовані значення, наведені в ISO 16120-4:2017 для нелегованих сталей.

Для діаметру 5,5 мм тонкі рядкові включення типу В мають індекс 3,5 при межі 3, товсті включення мають середнє значення 1,8 при межі 1. Для діаметру 2,0 мм тонкі включення типу В мають індекс 4,5 при межі 3 і середнє значення 2,8 при межі 2. Для діаметру 0,8 мм тонкі включення В мають індекс 3,5 при межі 3 і середнє значення 2,4 при межі 2.

Дослідження показали, що для сталі G3Si1 наявність перевищення вмісту неметалевих включень на 0,5…0,8 значень індексу у вихідній кремнемарганцевій катанці діаметром 5,5 мм призводить до обривів при подальшому волочінні на дріт. В результаті деформації вміст неметалевих включень у дроті малих діаметрів має значне перевищення нормативних граничних значень, наведених в ISO 16120-4:2017 для нелегованих сталей.

Отже, забезпечення низького вмісту неметалевих включень (менше індексу 3 для тонких і індексу 2 для товстих включень) в прокаті діаметром 5,5 мм з низьковуглецевої кремнемарганцевої сталі G3Si1 підвищує технологічність переробки у дріт та попереджує обрив металу на етапі волочіння на малий діаметр (1,2…0,8 мм).

Висновки

В роботі розглянуто низку причин, пов’язаних із підвищенням обривності при виробництві дроту з низьковуглецевої сталі G3Si1. Основними причинами є нерівномірність структури з наявністю бейніто-мартенситних ділянок та неметалеві включення, які створюють осередки для розвитку руйнування.

Визначено, що проведення термічної обробки (відпалу) дозволяє уникнути обривності дроту через нерівномірність структури. Обидві партії дроту зі сталі G3Si1, виробництво яких проходило без обривів та з обривами, мають однакову зернисту ферито-перлітну структуру та схожі властивості.

Дослідження показали, що для сталі G3Si1 наявність перевищення вмісту неметалевих включень на 0,5…0,8 одиниць індексу у вихідній катанці діаметром 5,5 мм призводить до обривів при подальшому волочінні на дріт. В результаті деформації кількість рядкових неметалевих включень у дроті малих діаметрів значно зростає. Отже, контроль включень в низьковуглецевій сталі G3Si1 є необхідним. Забезпечення низького вмісту неметалевих включень (менше індексу 3 для тонких і індексу 2 для товстих включень) в прокаті діаметром 5,5 мм з низьковуглецевої кремнемарганцевої сталі G3Si1 підвищує технологічність переробки у дріт та попереджує обривність металу на етапі волочіння на малий діаметр.

Перелік посилань

1. Парусов Е. В., Сичков О. Б., Чуйко І. М., Сагура Л. В., Сивак А. І., Голубенко Т. М. Вплив хімічного складу сталі на утворення бейніто-мартенситних ділянок в структурі бунтового прокату зварювального призначення. *Вісник Українського матеріалознавчого товариства ім. І. М. Францевича*. 2017. № 10. С.60-66.

2. Asati B., Shajan N., Arora K. S. Development of high strength welding consumable for arc welding carbon steels. *Materials Today: Proceedings*. 2023. http://doi.org/10.1016/j.matpr.2023.07.007

3. Das S., Talukdar S., Kumar A., Mukhopadhyay G. Metallurgical investigation of welding wire rod grade during processing. *Engineering Failure Analysis*. 2020. Vol. 118. 104884. http://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2020.104884

4. Wang Y., Karasev A., Park J.H., Jönsson P.G. Non-metallic Inclusions in Different Ferroalloys and Their Effect on the Steel Quality: A Review. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2021. Vol. 52. 2892–2925. https://doi.org/10.1007/s11663-021-02259-7

5. Lipiński T. Analysis of the Distribution of Non-Metallic Inclusions and Its Impact on the Fatigue Strength Parameters of Carbon Steel Melted in an Electric Furnace. *Materials.* 2024. 17 (24). 6151. https://doi.org/10.3390/ma17246151

6. Vasconcellos A. L. da Costa e Silva. The effects of non-metallic inclusions on properties relevant to the performance of steel in structural and mechanical applications. *Journal of Materials Research and Technology*. Vol. 8, Iss. 2, 2019, P. 2408-2422. https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2019.01.009

7. Vasconcellos A. L. da Costa e Silva. Non-metallic inclusions in steels – origin and control. *Journal of Materials Research and Technology*. Vol. 7, Iss. 3, 2018, P. 283-299. https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2018.04.003

8. ISO 16120-4:2017. Non-alloy steel wire rod for conversion to wire —Part 4: Specific requirements for wire rod for special applications. International standard. 2017, Published in Switzerland 11p.

References

1. Parusov, E. V., Sychkov, O. B., Chuyko, I. M., Sahura, L. V., Syvak, A. I., & Holubenko, T. M. (2017). Vplyv khimichnoho skladu stali na utvorennya beynito-martensytnykh dilyanok v strukturi buntovoho prokatu zvaryuval′noho pryznachennya [The influence of the chemical composition of steel on the formation of bainite-martensitic areas in the structure of rolled steel for welding purposes]. *Bulletin of the ukrainian material science society of i.m. frantsevich*, 10, 60-66.

2. Asati, B., Shajan, N., & Arora, K. S. (2023). Development of high strength welding consumable for arc welding carbon steels. *Materials Today: Proceedings*. http://doi.org/10.1016/j.matpr.2023.07.007

3. Das, S., Talukdar, S., Kumar, A., & Mukhopadhyay, G. (2020). Metallurgical investigation of welding wire rod grade during processing. *Engineering Failure Analysis*, 118, 104884. http://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2020.104884

4. Wang, Y., Karasev, A., Park, J. H., & Jönsson, P. G. (2021). Non-metallic Inclusions in Different Ferroalloys and Their Effect on the Steel Quality: A Review. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 52, 2892–2925 https://doi.org/10.1007/s11663-021-02259-7

5. Lipiński, T. (2024). Analysis of the Distribution of Non-Metallic Inclusions and Its Impact on the Fatigue Strength Parameters of Carbon Steel Melted in an Electric Furnace. *Materials.* 17(24), 6151 https://doi.org/10.3390/ma17246151

6. Vasconcellos A. L. da Costa e Silva. (2019). The effects of non-metallic inclusions on properties relevant to the performance of steel in structural and mechanical applications. *Journal of Materials Research and Technology*. 8(2), 2408-2422 https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2019.01.009

7. Vasconcellos A. L. da Costa e Silva. (2018). Non-metallic inclusions in steels – origin and control. *Journal of Materials Research and Technology*. 7 (3), 283-299 https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2018.04.003

8. ISO 16120-4:2017. Non-alloy steel wire rod for conversion to wire – Part 4: Specific requirements for wire rod for special applications. International standard, Switzerland, 11.

T. M. Golubenko[1,*], Ph. D. (Tech.), ORCID 0000-0002-3583-211X
V. A. Lutsenko[1], D. Sc. (Tech.), Senior Researcher, ORCID 0000-0002-4604-5592
O. V. Lutsenko[1], Ph. D. (Tech.), ORCID 0000-0001-8298-5306
G. I. Sivak[1]**,** Researcher, ORCID 0000-0001-6948-7732

[1] *Iron and steel institute of Z.I. Nekrasov of National academy of science of Ukraine*

[*] *Corresponding author: sumer@i.ua*

ABOUT INFLUENCE OF THE CLEANLINESS OF THE LOW-CARBON STEEL G3Si1 DURING PRODUCTION OF THE THIN WIRE

Abstract. Non-metallic inclusions play a key role in many important properties of steel, affecting the processing and application of steel products. The production of steel wire requires high purity of steel, since non-metallic inclusions can negatively affect its quality: cause defects, reduce plasticity and reduce the durability of the product. Control of non-metallic inclusions is an important stage in the production of high-quality steel wire. For rod made of alloyed, in particular silicon-manganese steels of the G3Si1 type, the regulatory documentation does not specify the maximum number of non-metallic inclusions that can be in the steel without affecting the technical characteristics. Therefore, the purpose of the study was to determine the number of non-metallic inclusions for steel for welding purposes and their effect on the technical characteristics of the wire. A comparative study of the quality of two batches of silicon-manganese steel G3Si1, which is processed into wire by cold drawing from a diameter of 5.5 mm to 2.0 mm and 0.8 mm, was carried out. The main difficulties in the production of small-diameter wire are associated with increasing the strength and brittleness of the metal during the drawing process in production. The structure of the studied G3Si1 wire rod with a diameter of 5.5 mm consisted of ferrite, pearlite and bainite-martensitic areas. Before drawing to a small (1.2…0.8 mm) diameter, the silicon-manganese steel is subjected to heat treatment - annealing, which reduces the strength due to the passage of spheroidization processes. As a result, the structure of the experimental steel consists of ferrite and granular pearlite. Both batches of wire from G3Si1 steel, produced without breaks and with breaks, have the

same granular ferrite-pearlite structure and similar properties. A slight increase in the strength of the wire may be due to a higher manganese content within the regulatory values. Studies have shown that for G3Si1 steel, the presence of an excess of non-metallic inclusions by 0.5…0.8 index units in the initial rod with a diameter of 5.5 mm leads to breaks during further drawing into wire. As a result of deformation, the number of linear non-metallic inclusions in small-diameter wire increases significantly. Therefore, control of inclusions in low-carbon G3Si1 steel is necessary to ensure continuous production.

Keywords: low-carbon steel, non-metallic inclusions, breakability, mechanical properties, structure.

For citation: Golubenko, T. M., Lutsenko, V. A., Lutsenko, O. V., & Sivak, G. I. (2026). About influence of the cleanliness of the low-carbon steel G3Si1 during production of the thin wire. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 40, 44-55. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-003

Рукопис надійшов до редакції / Received 06.11.2025
Рекомендовано до друку / Accepted 28.05.2026
Опубліковано / Published 30.05.2026

ISSN 2522-9117 (print), ISSN 2786-6149 (online)
"Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії". 2026. Випуск 40
"Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy". 2026. Issue 40

https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-004

УДК 669.14:620.18:621.771

С. І. Губенко[1,2], д.т.н., проф., ORCID 0000-0001-6626-3979
Е. В. Парусов[1], д.т.н., с.н.с., ORCID 0000-0002-4560-2043
І. М. Чуйко[1,*], к.т.н., ст. досл., ORCID 0000-0002-4753-614X
О. В. Парусов[1], к.т.н., с.н.с., ORCID 0000-0002-9879-6179

[1] *Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України*
[2] *Український державний університет науки і технологій,*
ННІ «Придніпровська державна академія будівництва та архітектури»

[*] *Автор для листування: ferrosplav@ukr.net*

ОСОБЛИВОСТІ ТРАНСФОРМАЦІЇ ГЕТЕРОФАЗНИХ НЕМЕТАЛЕВИХ ВКЛЮЧЕНЬ ЗА ГАРЯЧОЇ ТА ХОЛОДНОЇ ПРОКАТКИ СТАЛЕЙ. ЧАСТИНА 1

Анотація. Досліджено поведінку мікрокомпозитних гетерофазних включень «тугоплавка фаза, що оточена легкоплавкою оболонкою» та «фази поруч» за гарячої та холодної прокатки сталей. Показано, що їх поведінка під час деформування пов'язана зі складною взаємодією складових фаз включень, а також взаємодією у системі міжфазних границь включення-матриця та внутрішніх міжфазних границь у включеннях. Встановлено, що досліджені включення характеризуються своїми закономірностями розвитку деформаційних процесів, що визначаються їх хімічним та фазовим складом, структурою, деформаційною здатністю фаз включень, температурою деформації. Встановлено взаємний вплив фаз включень на їх спільну деформацію під час гарячої та холодної прокатки сталей. Показано, що формозміна включень «тугоплавка фаза, що оточена легкоплавкою оболонкою» за гарячої прокатки визначається рівнем пластичності фази-оболонки, а також складною взаємодією фаз внаслідок розвитку міжфазного тертя та проковзування. Укладання недеформованих включень оксидів, шпінелей, нітриду титану тощо у пластичну силікатну або сульфідну оболонку слід розглядати, як спосіб зниження крихкості неметалевих включень за гарячої прокатки. Формозміна включень «фази поруч» під час гарячої прокатки визначається рівнем пластичності фаз включення, а також складною взаємодією фаз внаслідок розвитку міжфазного тертя та проковзування (за наявності пластичної фази). Формозміна включень «тугоплавка фаза, що оточена легкоплавкою оболонкою» під час холодної прокатки визначається рівнем пластичності сульфідної фази-оболонки, а також складною взаємодією фаз внаслідок розвитку міжфазного тертя та холодного проковзування уздовж міжфазних границь у включеннях. Формозміна включень «фази поруч» під час холодної прокатки визначається рівнем пластичності сульфідної фази включення (за її наявності), а також складною взаємодією фаз внаслідок

© С. І. Губенко, Е. В. Парусов, І. М. Чуйко, О. В. Парусов, 2026
Це стаття відкритого доступу за ліцензією CC BY-NC-ND 4.0
https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/legalcode.uk

розвитку міжфазного тертя та холодного проковзування. Досліджена роль пластичних фаз у включеннях «тугоплавка фаза, що оточена легкоплавкою оболонкою» та «фази поруч». Показано, що пластичні фази, а також міжфазні границі відіграють суттєву роль у процесах формозміни гетерофазних включень «тугоплавка фаза, що оточена легкоплавкою оболонкою» та «фази поруч» під час гарячої та холодної прокатки сталей.

Ключові слова: сталь, гетерофазні неметалеві включення, тугоплавка фаза, легкоплавка оболонка, фази поруч, деформація, гаряча прокатка, холодна прокатка, пластичність, руйнування, міжфазні границі, міжфазне тертя.

Посилання для цитування: Особливості трансформації гетерофазних неметалевих включень за гарячої та холодної прокатки сталей. Частина 1 / С. І. Губенко, Е. В. Парусов, І. М. Чуйко, О. В. Парусов // *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії.* 2026. Вип. 40. С. 56-78. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-004

Вступ. Практика показує, що неметалеві включення часто відіграють визначальну роль під час зародження руйнування деталей та конструкцій, і навіть негативно впливають на рівень механічних властивостей сталей [1-7]. Руйнування сталей часто може починатися від вихідних дефектів металургійного походження, якими є неметалеві включення, причому за дуже низьких номінальних напружень [1, 8-14]. Будь-який фактор, що сприяє зародженню та розвитку тріщин від неметалевих включень, становить велику небезпеку [1]. За даними роботи [15], 1 т звичайної вуглецевої сталі містить 10^{12}-10^{13} частинок оксидних включень і ще більше сульфідів, які мають різний рівень пластичності та міцності й часто негативно впливають на технологічну пластичність [10, 16-26].

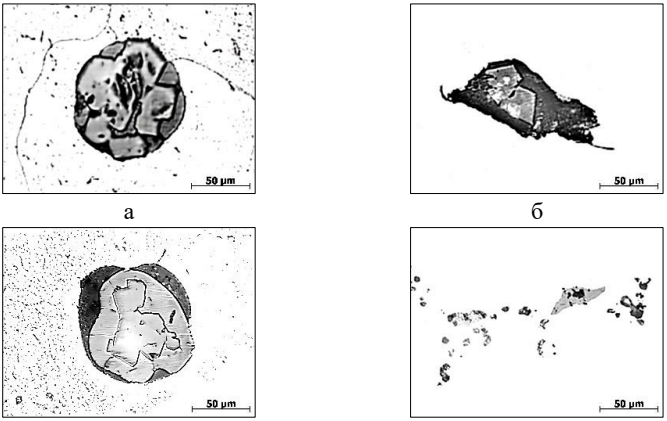
В сталях присутні неметалеві включення оксидів, нітридів, сульфідів, силікатів тощо, які є однофазними [1, 15]. У той же час, в сталях виявляються гетерофазні включення, що мають різні фазовий склад і структуру, частка яких може досягати 30 % від загальної забрудненості [1, 27-30]. Необхідні дослідження таких включень з метою визначення основних типів структур, а також поведінки включень різних типів за різних деформаційно-теплових впливів. Існують кілька типів гетерофазних включень в сталях [1, 27]. Гетерофазні включення першого типу «тугоплавка фаза, що оточена легкоплавкою оболонкою» складаються з легкоплавкої фази-оболонки *ф-о1*, усередині якої знаходиться тугоплавка фаза включення – *ф2*. Фаза-підкладка *ф2* являє собою оксиди, шпінелі, нітриди чи карбонітриди. Фаза-оболонка *ф-о1* найчастіше буває сульфідною або силікатною. Гетерофазні включення другого типу – це включення «фази поруч» *ф1* та *ф2*. У цьому випадку не обов'язкова наявність великої різниці у температурах плавлення фаз. Найчастіше зустрічаються поєднання однотипних простих включень

оксидів, нітридів тощо. Гетерофазні включення третього типу «евтектики», четвертого типу «дисперсні фази в неметалевій матриці» та п'ятого типу «евтектика включення-матриця» будуть розглянуті у частині 2 даної статті. Отже, гетерофазні неметалеві включення є мікрокомпозитними формуваннями різних типів. Різноманітність гетерофазних включень вимагає дослідження основних типів їх структур, а також поведінки за різних деформаційно-теплових впливів, зокрема під час обробки сталей тиском, оскільки неметалеві включення часто визначають рівень їх технологічної пластичності, а також утворення різноманітних дефектів [27, 31].

Мета роботи – вивчення особливостей трансформації гетерофазних включень різних типів за гарячої та холодної прокатки сталей. Частина 1 присвячена вивченню трансформації гетерофазних включень першого та другого типу – «тугоплавка фаза, що оточена легкоплавкою оболонкою» та «фази поруч».

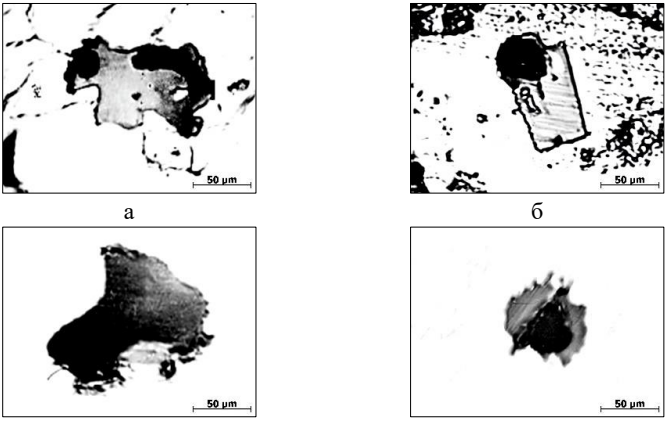
Методика дослідження. Досліджували неметалеві включення в литих та прокатаних сталях 08кп, 08, 08Х, НБ-57, 08ГСЮТФ, ШХ15 металографічним (Neophot-31), петрографічним методом, а також шляхом мікрорентгеноспектрального аналізу (рентгенівський мікроаналізатор МС-46 «Cameca», енергодисперсійний Energy 300 та хвильовий Wave 500 рентгенівські спектрометри) [1, 9, 21, 27]. Вивчали поведінку включень під час розтягування зразків (пристрій ІМАШ-5С) та прокатки сталей 08кп, 08Ю, 08Т, 45, R7 за температур 25-1100 °С у промислових умовах [1].

Результати дослідження та їх обговорення. Гетерофазні включення «тугоплавка фаза, що оточена легкоплавкою оболонкою» складаються з легкоплавкої фази-оболонки *ф-о1*, усередині якої знаходиться тугоплавка фаза-включення – *ф2* (рис. 1). Фаза-підкладка *ф2* являє собою оксиди, шпінелі, нітриди, карбінітриди, що мають кубічну, неправильну, дендритну, голчасту форму. Фаза-оболонка (матриця) *ф-о1* – це сульфіди та силікати простого і складного складу, зокрема силікатне скло. Гетерофазні включення другого типу, де фази як би існують поруч – це включення «фази поруч» *ф1* і *ф2* (рис. 2). Другий тип гетерофазних включень загалом також пов'язаний з появою однієї з фаз першою, наприклад, *ф1*, яка слугує підкладкою для кристалізації другої фази *ф2*, проте тут фаза *ф2* не є оболонкою або матрицею, а існує поряд із фазою *ф1*. У цьому випадку не обов'язкова наявність великої різниці у температурах плавлення фаз, вони можуть бути цілком співставними. Часто зустрічаються такі варіанти, як, наприклад, $Al_2O_3 + MnO{\cdot}Al_2O_3$, TiN + TiCN, TiCN + $FeO{\cdot}TiO_2$, $FeO{\cdot}Al_2O_3 + MnO{\cdot}Al_2O_3$, MgS + MnS та інші.



а б в г

Рисунок 1 – Гетерофазні включення «тугоплавка фаза, що оточена легкоплавкою оболонкою» в литих сталях



а б в г

Рисунок 2 – Гетерофазні включення «фази поруч» в литих сталях

На рис. 3 показані приклади ідентифікації включень складного складу в литому (а), гаряче- (б, в, г) та холоднокатаному стані (г). Зниження технологічної пластичності сталей, що пов'язане з присутністю гетерофазних включень «тугоплавка фаза, що оточена легкоплавкою оболонкою» та «фази поруч», може спостерігатися за високих і низьких температур деформації зі збільшенням вмісту цих включень.

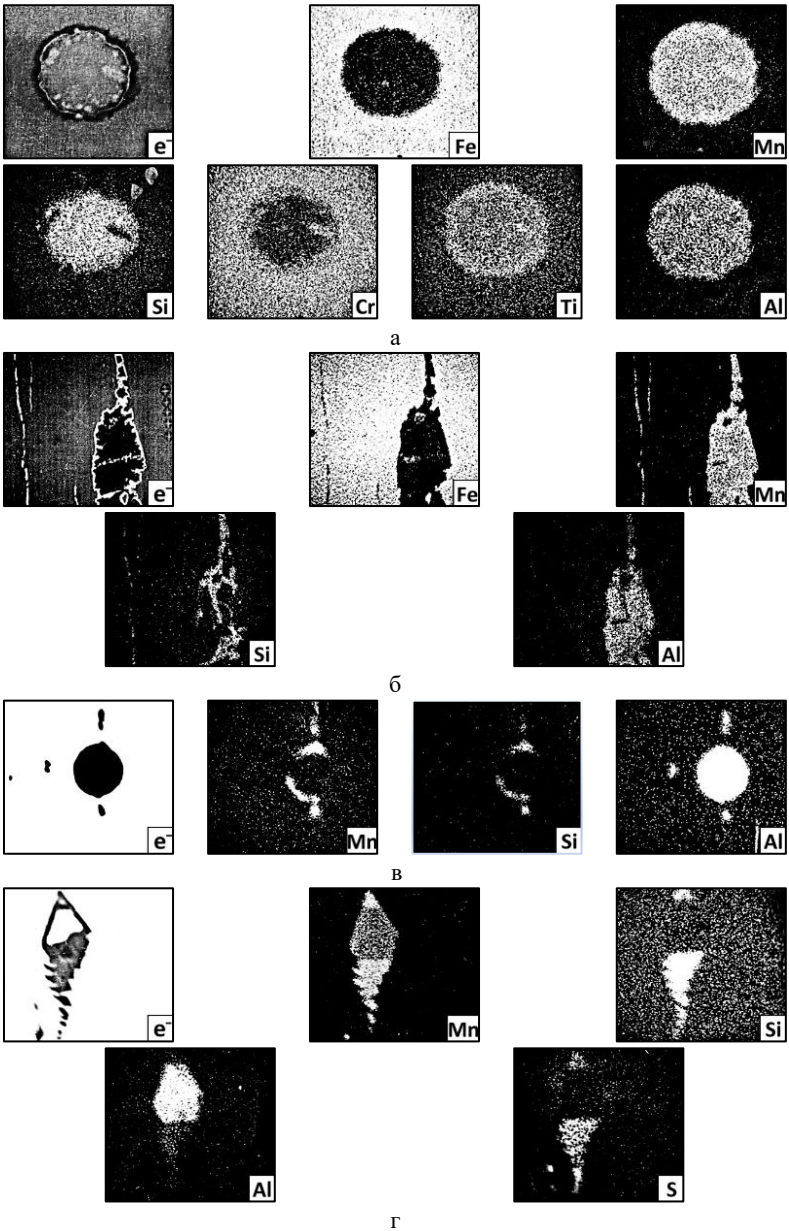
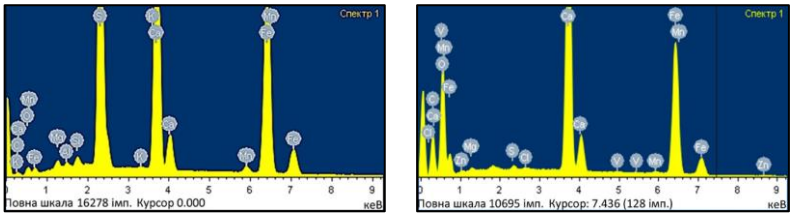


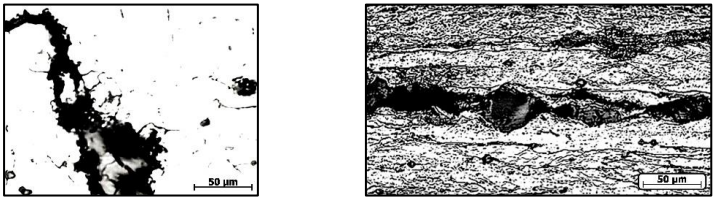
Рисунок 3 – Приклади ідентифікації гетерофазних включень в сталях



г

Продовження рисунку 3

Вплив таких включень на технологічну пластичність залежить від їх поведінки під час деформування, розмірів та розподілу. За усіх температур шкідливий вплив мають грубі включення та їх скупчення, які викликають високу концентрацію напружень, ускладнюють пластичну течію сталі та сприяють утворенню тріщин, розшарувань та інших дефектів (рис. 4).



а б

Рисунок 4 – Дефекти у гаряче- та холоднодеформованому прокаті поблизу гетерофазних включень

Поведінка гетерофазних включень під час обробки сталі тиском, зокрема їх деформівність, визначається багатьма факторами, такими як температура їх плавлення або розм'якшення фаз включень, спосіб деформування сталі, температура та ступінь деформації, співвідношення фізико-механічних властивостей фаз включень і сталевої матриці, яке також визначається температурою, тощо [1, 27, 31]. Очевидно, що схильність до пластичної формозміни окремих фаз гетерофазних включень така сама, як і в однофазних включень відповідного типу та складу. У той самий час спільне деформування фаз, які складають одне включення і відокремлені внутрішніми межфазними границями, та сталевої матриці має вносити певні особливості у поведінку гетерофазних включень під час обробки сталей тиском.

Більшість фаз гетерофазних включень (оксиди, бориди, гідриди, нітриди) є тугоплавкими, для яких характерною властивістю є крихкість як у низькотемпературній, так і у високотемпературній області. Вона забезпечується спрямованістю зв'язків фаз проникнення у кристалічних

решітках включень та високим значенням сил Пайєрлса-Набарро для дислокацій у цих решітках [1]. Більшість таких включень за температур гарячої обробки тиском не виявляють помітної пластичності та руйнуються крихко, оскільки для них температура холодноламкості знаходиться вище за температуру гарячого деформування сталі [1, 19]. Сульфідні фази мають нижчі температури плавлення, ніж тугоплавкі фази включень, але вищу пластичність [1, 19]. Пластична поведінка гетерофазних включень під час обробки тиском, наприклад, за гарячої або холодної прокатки залежить від рівня пластичності складових фаз та умов деформування. Утрудненість розвитку пластичної деформації в тугоплавких фазах включень обумовлена кількома причинами: розташуванням атомів неметалу в проміжках між шарами атомів металу, що перешкоджає легкому ковзанню; схильністю атомів неметалу розташовуватися на дислокаціях та границях зерен і субзерен; відхиленнями від стехіометрії, що породжують різні спотворення у кристалічних решітках; можливістю утворення спрямованого характеру міжатомних зв'язків [1].

Гаряча прокатка. Гетерофазні включення «тугоплавка фаза, що оточена легкоплавкою оболонкою», які складаються з силікатної або сульфідної оболонки *ф-о1* та оксиду, шпінелі, нітриду титану *ф2*, виявляють неоднорідну деформівність під час гарячої прокатки. Силікатна або сульфідна фаза добре деформується, витягуючись у напрямку деформації (рис. 5, а-ґ, е, є), а корунд або шпінель не деформуються, але і не руйнуються, як спостерігалося у разі однофазних включень. Пластична силікатна або сульфідна оболонка *ф-о1* приймає на себе напруження, що діють з боку сталевої матриці, які витрачаються на її пластичну формозміну, і це сприяє пластичній релаксації цих напружень. Відповідно, зменшуються напруження, що діють на фазу включень *ф2*, яка не деформується, і ймовірність руйнування якої зменшується у порівнянні з аналогічними однофазними включеннями оксидів, шпінелей, нітриду титану та ін. [1, 9]. Укладання недеформованих включень оксидів, шпінелей, нітриду титану тощо у пластичну силікатну або сульфідну оболонку слід розглядати як спосіб зниження крихкості неметалевих включень за гарячої прокатки [1, 9].

Можливе руйнування силікатної фази-оболонки на останніх стадіях прокатки (рис. 5в). Іноді включення руйнувалися уздовж границь розділу фаз. Під впливом сил тертя з боку сталевої матриці завдяки різній поведінці фаз включення відбувається поділ уздовж поверхні розділу – фази роз'єднуються та існують самостійно. Це призводить до зміни типу включень у процесі деформування: замість складних гетерофазних включень першого типу в сталі з'являються два різних за

складом, структурою і властивостями виду однофазних включень. За наявності в гетерофазному включенні «тугоплавка фаза, що оточена легкоплавкою оболонкою» легкоплавких фаз – сульфідної та силікатної, що мають різний рівень пластичності, відбувається їх спільна деформація (рис. 5, д).

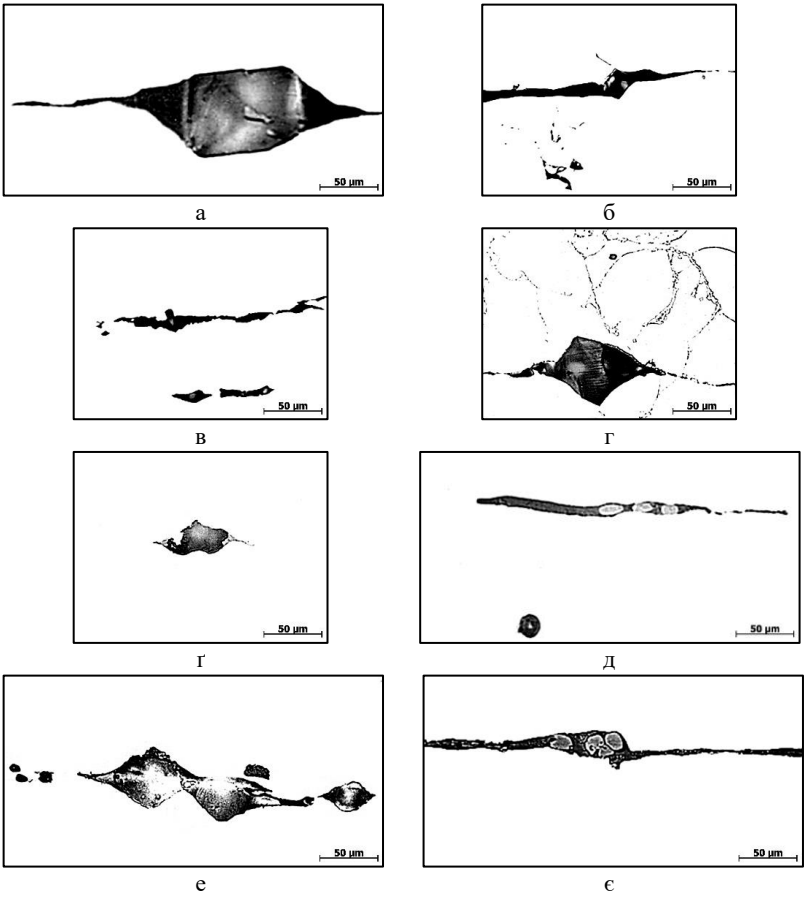


Рисунок 5 – Гетерофазні включення «тугоплавка фаза, що оточена легкоплавкою оболонкою» після гарячої прокатки: а-г, е, є – $MnO{\cdot}SiO_2 + Al_2O_3$, $MgO{\cdot}SiO_2 + Al_2O_3$; ґ – $(Fe,Mn)S + MnO{\cdot}SiO_2 + Al_2O_3$; д – $(Fe,Mn)S + MnO{\cdot}SiO_2$

В процесі формозміни гетерофазних включень «тугоплавка фаза, що оточена легкоплавкою оболонкою» між фазою-оболонкою включення *ф-о1* і сталевою матрицею розвивається контактне тертя, яке зумовлене взаємодією їх поверхонь і перешкоджає їх відносному переміщенню [1].

Сили тертя стримують течію сталевої матриці навколо включення першого типу і розподілені на границі їх розділу нерівномірно, що пов'язано з нерівномірним розподілом нормальних напружень, які діють на включення. Слід зазначити, що наявність внутрішньої міжфазної границі *ф-о1* ↔ *ф2* у включенні передбачає взаємодію між поверхнями фаз включення та виникнення на цих границях контактного тертя, що сприяє стримуванню пластичної течії фаз включення *ф-о1* і *ф2* (якщо одна з них або обидві є пластичними). Сили тертя на границі *ф-о1* ↔ *ф2* визначаються температурою та ступенем деформації, а також рівнем пластичності фаз включення першого типу [1].

Максимальна величина дотичного напруження на міжфазній границі *ф-о1* ↔ *ф2* за умовою пластичності обмежується величиною границь текучості фаз включення *ф-о1* і *ф2*, тому контактне тертя може збуджувати на міжфазній границі дотичне напруження, величина якого обмежена. Очевидно, що під час розгляду особливостей розвитку пластичної деформації системи фаз у гетерофазному включенні першого типу слід враховувати не лише взаємодію поверхонь фази-оболонки *ф-о1* включення та сталевої матриці, але також і взаємодію поверхонь фаз *ф-о1* та *ф2* в умовах контактного тертя, яке призводить до згладжування шорсткостей на границях *ф-о1* ↔ *ф2*, що сприяє здатності приоблятися аналізованих пар тертя *ф-о1* – *ф2* і *ф-о1* – сталева матриця. Вочевидь, для пластичних фаз включень першого типу цей процес виражений сильніше, ніж у випадках недеформівних однофазних включень. Крім того, взаємодія фаз *ф-о1* і *ф2* у процесі гарячої прокатки супроводжується проковзуванням уздовж міжфазних границь *ф-о1* ↔ *ф2* завдяки наявності пластичної фази-оболонки [1], що сприяє релаксації напружень у включеннях «тугоплавка фаза, що оточена легкоплавкою оболонкою».

Для включень «фази поруч» обидві фази *ф1* і *ф2* контактують зі сталевою матрицею і утворюють з нею міжфазну границю включення – матриця, яка складається з двох ділянок: *ф1* ↔ *м* та *ф2* ↔ *м*. Пластична поведінка таких включень залежить від рівня пластичності кожної фази включення *ф1* і *ф2*, а також від температури деформування. Поблизу фаз включень *ф1* і *ф2* в сталевій матриці під час гарячої прокатки концентруються напруження різного рівня, крім того, виникають напруження міжфазної границі *ф1* ↔ *ф2* у включенні [1].

Гетерофазні включення, що складаються із фаз з різним рівнем пластичності, виявляють неоднорідну деформівність під час гарячого деформування. Включення, що складаються з фаз недеформівних оксидів, шпінелей, нітридів і оксидів титану пластично не деформуються (рис. 6, а, г). Якщо одна з фаз слабо пластична, наприклад, фаза $FeO{\cdot}TiO_2$ у включенні $TiCN + FeO{\cdot}TiO_2$, або

пластична, як (Fe,Mn)S у включенні TiCN + (Fe,Mn)S, вона витягується у напрямку течії сталі (рис. 6д). Під час деформування двох силікатних чи сульфідних фаз *ф1* і *ф2* вони подовжуються у бік течії сталевої матриці (рис. 6, б, в, г).

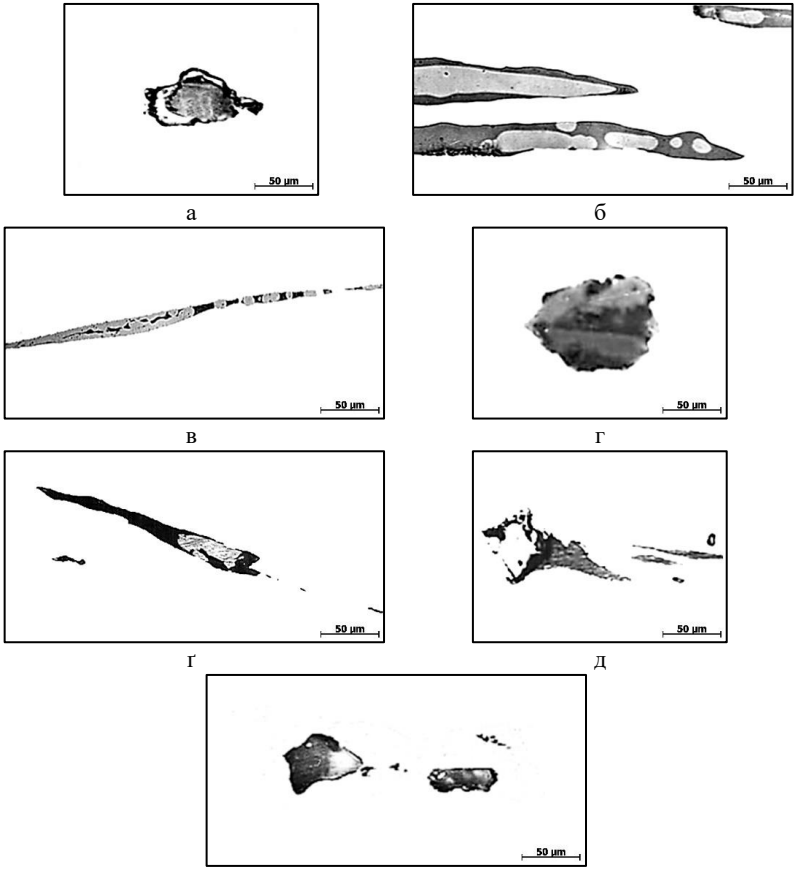


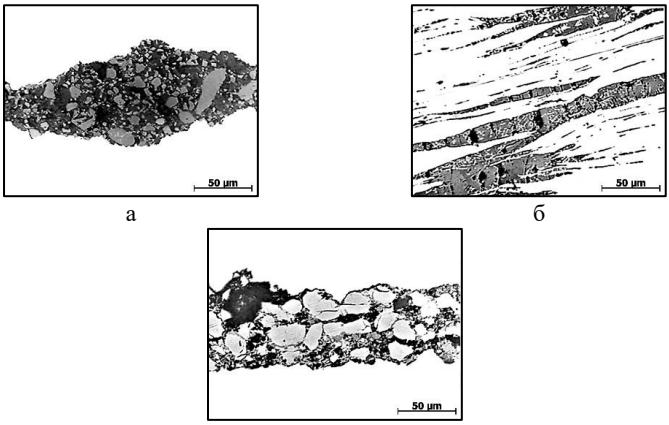
Рисунок 6 – Гетерофазні включення «фази поруч» після гарячої прокатки: а, г – TiN + TiCN; б – $MnO \cdot SiO_2 + FeO \cdot SiO_2$; в, ґ – $MnO \cdot SiO2$ + (Fe,Mn)S; д – TiCN + (Fe,Mn)S; е – TiO + TiO_2

Водночас пластичність фаз *ф1* і *ф2*, які деформуються, зазвичай різна, що обумовлено відмінністю їх хімічного складу і кристалічної будови. Іноді включення руйнувалися по границі розділу фаз, що частіше спостерігали у випадках недеформівних фаз *ф1* і *ф2* (рис. 6, е), коли під дією сил тертя з боку матриці відбувається поділ уздовж

поверхні їх розділу (внутрішньої міжфазної границі) – фази роз'єднуються та існують самостійно.

У процесі трансформації гетерофазних включень між фазами включення *ф1* і *ф2* та сталевою матрицею розвивається контактне тертя, що перешкоджає їх відносному переміщенню. Його характер на ділянках границі включення – матриця $ф1 \leftrightarrow м$ і $ф2 \leftrightarrow м$ є різним, що створює додаткову неоднорідність у розподілі сил тертя уздовж усієї міжфазної границі зі сталевою матрицею. Крім того, у потрійних стиках ділянок міжфазних границь зі сталевою матрицею $ф1 \leftrightarrow м$, $ф2 \leftrightarrow м$ та міжфазної границі у включенні $ф1 \leftrightarrow ф2$ повинні виникати концентрації контактних напружень, що може викликати утворення мікротріщин у сталевій матриці поблизу включень і уздовж зазначених міжфазних границь. Сили тертя стримують течію сталевої матриці навколо включення та розподілені на різних ділянках міжфазної границі включення – матриця $ф1 \leftrightarrow м$ і $ф2 \leftrightarrow м$ нерівномірно, що пов'язано з нерівномірним розподілом нормальних напружень, які діють на гетерофазне включення другого типу [1]. Наявність внутрішньої міжфазної границі $ф1 \leftrightarrow ф2$ у включенні передбачає взаємодію між поверхнями фаз включення і виникнення на цих границях контактного тертя, що сприяє стримуванню пластичного течії фаз включення *ф1* і *ф2* (якщо одна з них або обидві є пластичними). Максимальна величина дотичного напруження на міжфазній границі $ф1 \leftrightarrow ф2$ за умовою пластичності обмежується величиною границь текучості фаз *ф1* і *ф2*, тому контактне тертя може порушити на міжфазній границі $ф1 \leftrightarrow ф2$ дотичне напруження, величина якого обмежена. Крім того, взаємодія фаз *ф1* і *ф2* у процесі гарячої прокатки супроводжується проковзуванням уздовж міжфазних границь $ф1 \leftrightarrow ф2$, якщо одна з фаз включення або обидві фази є пластичними [1], що сприяє релаксації напружень у включеннях «фази поруч».

Екзогенні неметалеві включення. До них відносять грубі шлакові включення та частинки вогнетривких матеріалів. Гетерофазні шлакові включення виявляють неоднорідну деформівність залежно від природи фаз (рис. 7, а, б). Ці включення є частинками оксидів або шпінелей, укладені в силікатну або алюмосилікатну матрицю. Остання пластично деформується спільно з металевою матрицею сталі, а частинки оксидів та шпінелей не деформуються, повертаються у силікатній матриці у напрямку її течії. Частинки зруйнованих вогнетривів, що потрапили в сталь під час виплавляння, у процесі гарячої прокатки крихко руйнуються (рис. 7, в).



а б в

Рисунок 7 – Екзогенні включення в гарячедеформованих сталях

Холодна прокатка. Під час холодного деформування сталі, яке зазвичай відбувається після гарячої прокатки, формозміна гетерофазних включень триває у нових умовах, пов'язаних зі зміною температури та деформуючих зусиль. Водночас змінюються фізико-механічні властивості фаз гетерофазних включень та сталевої матриці [1, 9]. Поведінка фаз гетерофазних включень під час холодного деформування пов'язана з рівнем їх пластичності, який досліджений на прикладах однофазних включень [1, 9]. У той же час особливості структури гетерофазних включень і наявність міжфазних внутрішніх границь повинні вносити певні особливості у процеси їх формозміни.

У випадках включень «тугоплавка фаза, що оточена легкоплавкою оболонкою», які складаються з силікатної оболонки *ф-о1*, що пластично продеформувалася у процесі попередньої гарячої деформації, а також недеформівного оксиду, шпінелі чи нітриду титану *ф2*, обидві фази не пластичні під час холодної прокатки, крихко руйнуються і перерозподіляються у смуги, що розташовані у напрямку течії сталевої матриці (рис. 8а-в). Відбувалося руйнування також уздовж межфазних границь *ф-о1* ↔ *ф2*. Включення, що є частинками недеформованої фази *ф2* (оксиду, нітриду), укладеної в пластичну сульфідну матрицю *ф-о1*, виявляють неоднорідну деформівність (рис. 8, г). Зустрічаються гетерофазні включення сульфід-оксид з різною деформівністю сульфідної фази, яка залежить від її хімічного складу [1, 9]. Під впливом сил контактного тертя завдяки різній поведінці фаз включення відбувається поділ уздовж поверхні їх розділу – фази роз'єднуються та існують самостійно. Поворот уламків фаз включення свідчить про їх незалежне переміщення в сталевій матриці. За наявності сульфідної *ф-*

о1 і силікатної *ф2* фаз, що мають різний рівень пластичності, відбувається деформування сульфідної фази, силікатна фаза при цьому крихко руйнується (рис. 8, г). За наявності оксидної чи нітридної фази *ф2* в оксидній оболонці *ф-о1* обидві фази включення під час холодної прокатки не деформуються (рис. 8, д). Як і за гарячого деформування, у процесі формозміни гетерофазних включень першого типу між фазою-оболонкою включення *ф-о1* і сталевою матрицею розвивається контактне тертя, що обумовлене взаємодією їх поверхонь, яке перешкоджає їх відносному переміщенню [1].

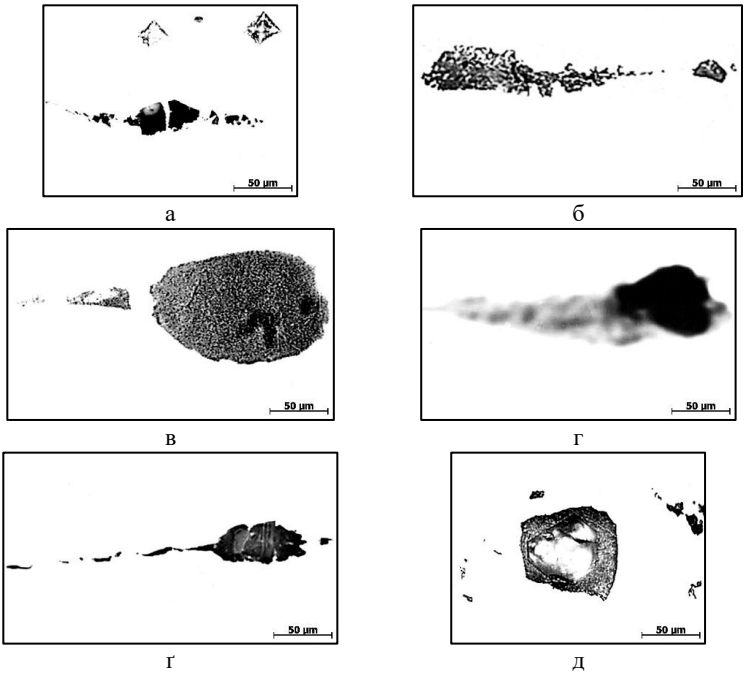


Рисунок 8 – Гетерофазні включення «тугоплавка фаза, що оточена легкоплавкою оболонкою» після холодної прокатки: а-в – $MnO \cdot SiO_2 + Al_2O_3$, $MgO \cdot SiO_2 + Al_2O_3$; г – $(Fe,Mn)S + Al_2O_3$; ґ – $(Fe,Mn)S + MnO \cdot SiO_2$; д – $MnO \cdot Al_2O_3 + Al_2O_3$

Включення «фази поруч», що складаються з фаз *ф1* і *ф2* – оксидів, шпінелей, нітридів та карбонітридів титану, під час холодної прокатки пластично не деформуються (рис. 9, а, б). У великих включеннях помітні тріщини, які призводять до їх руйнування. Крім того, відбувається руйнування включень уздовж міжфазних границь *ф1* ↔ *ф2*. Силікатні фази *ф1* та *ф2* включень пластично не

деформуються (рис. 9, в) і крихко руйнуються. Під час деформування двох сульфідних фаз *ф1* і *ф2* вони подовжуються у напрямку течії сталевої матриці. Гетерофазні включення другого типу, що складаються з сульфідної та силікатної фаз *ф1* і *ф2* з різним рівнем пластичності, виявляють неоднорідну деформівність під час холодного деформування (рис. 9, г, ґ). Водночас пластична сульфідна фаза може стримувати руйнування крихкої силікатної фази.

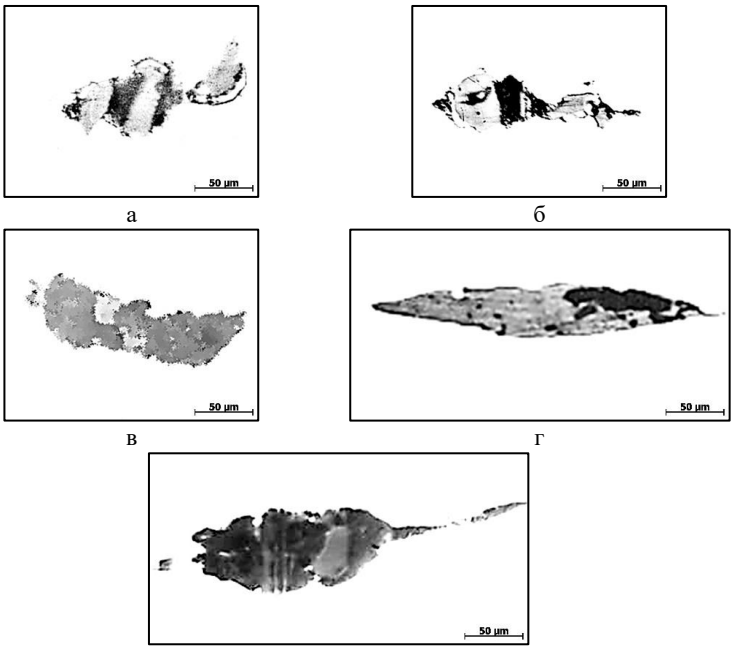


Рисунок 9 – Гетерофазні включення «фази поруч» після холодної прокатки: а – TiN + TiCN; б – $MnO \cdot Al_2O_3 + Al_2O_3$; в – $MnO \cdot SiO_2 + FeO \cdot SiO_2$; г, ґ – $MnO \cdot SiO_2$ + (Fe,Mn)S

Під час холодної прокатки в процесі трансформації включень між фазами включення *ф1* і *ф2* та сталевою матрицею розвивається контактне тертя, характер якого на ділянках границі включення – матриця $ф1 \leftrightarrow м$ і $ф2 \leftrightarrow м$ є різним, що створює додаткову неоднорідність у розподілі сил тертя уздовж міжфазної границі зі сталевою матрицею. Максимальна величина дотичного напруження на міжфазній границі $ф1 \leftrightarrow ф2$ за умовою пластичності обмежується величиною границі текучості фаз включення *ф1* і *ф2* [1].

За наявності пластичних фаз у включеннях «тугоплавка фаза, що

оточена легкоплавкою оболонкою» та «фази поруч» визначали вплив температури деформації розтягуванням (пристрій ІМАШ-5С) на помітну пластичність, коли відбувається множинне ковзання (табл. 1, 2). Чим вищою була температура, тим вищим був ступінь деформації ε, за якого починалося множинне ковзання в пластичних фазах включень. Слід зазначити, що для досліджених типів гетерофазних включень величина ε дещо менша, ніж у однофазних включень відповідного хімічного складу, що пов'язано з впливом другої фази, яка гальмує деформаційні процеси у пластичній фазі включень [1, 9].

Таблиця 1 – Ступінь деформації (ε, %), за якого починалося множинне ковзання у включеннях «тугоплавка фаза, що оточена легкоплавкою оболонкою»

Включення *ф-о1* + *ф2*, сталь	Температура деформування, °С				
	25	600	900	1000	1100
(Mn,Fe)S + $MnO{\cdot}Al_2O_3$, 08Ю	6	10	16	22	29
$MnO{\cdot}SiO_2$ + $MnO{\cdot}Al_2O_3$, 08Ю	–	4	9	16	20
$FeO{\cdot}TiO_2$ + TiCN, 08Т	–	–	–	4	8

Таблиця 2 – Ступінь деформації (ε, %), за якого починалося множинне ковзання у включеннях «фази поруч» (чисельник – для фази *ф1*, знаменник – для фази *ф2*)

Включення *ф1* + *ф2*, сталь	Температура деформування, °С				
	25	600	900	1000	1100
(Mn,Fe)S + FeS, 08кп	8 / 11	11 / 14	19 / 22	25 / 29	27 / 32
$MnO{\cdot}SiO_2$ + $FeO{\cdot}SiO_2$, 08кп	– / –	6 / 11	11 / 14	18 / 22	21 / 25
$MnO{\cdot}SiO_2$ + (Mn,Fe)S, 08кп	– / 7	8 / 13	12 / 18	20 / 25	23 / 28
(Mn,Fe)S + $MnO{\cdot}Al_2O_3$, 08Ю	7 / –	9 / –	15 / –	20 / –	23 / –
$FeO{\cdot}TiO_2$ + TiCN, 08Т	– / –	– / –	– / –	5 / –	8 / –

У процесі навантаження гетерофазного матеріалу (сталі з гетерофазними включеннями) відбувається різко неоднорідний розподіл напружень та деформацій [1, 9, 32]. Слід зазначити, що в самих гетерофазних включеннях «тугоплавка фаза, що оточена легкоплавкою оболонкою» і «фази поруч», порівняно з однофазними частинками, неоднорідність напружень та деформацій посилюється у зв'язку з наявністю фаз, що мають різний рівень пластичності, а також внутрішніх міжфазних границь [1, 9, 32]. Вочевидь, це призводить до утворення на міжфазних границях джерел деформаційних дефектів, що випускаються у сусідні фази включень. Мікропластичні зсуви в пластичних фазах таких включень здатні частково перерозподіляти поле концентратора напружень, яким є гетерофазне включення «тугоплавка фаза, що оточена легкоплавкою оболонкою» або «фази поруч».

Під час розгляду пластичної поведінки гетерофазних включень

«тугоплавка фаза, що оточена легкоплавкою оболонкою» і «фази поруч» в пластичній сталевій матриці важливе значення мають міжфазні границі включення – матриця, а також внутрішні міжфазні границі у включеннях [33, 34]. Неоднорідний розвиток зсувів поблизу внутрішніх міжфазних границь сприяє прояву поворотних мод деформації у включеннях, що викликають як розвиток проковзування, так і кластерний механізм масопереносу уздовж внутрішніх границь гетерофазних включень [1, 34]. Вочевидь, поблизу зазначених границь під час навантаження виникають дальнодіючі моментні та асиметричні напруження [1, 34]. За пластичної деформації взаємодія гетерофазних включень «тугоплавка фаза, що оточена легкоплавкою оболонкою» та «фази поруч» і сталевої матриці, що визначає їх спільну пластичну формозміну, пов'язана з розвитком конкуруючих процесів на міжфазних границях включення – матриця, як це спостерігається у випадках однофазних включень [35], та на міжфазних границях у включеннях: міжфазне тертя та проковзування (гаряче або холодне в залежності від температури деформування). Механізми кожного із зазначених процесів залежать від температурного режиму деформування, рівня пластичності включень та сталевої матриці, а також від будови границь включення – матриця та міжфазних границь у включеннях, що визначає можливості руху та взаємодії міжфазних дефектів [35]. Зазначені процеси визначають рівень пластичності границь включення – матриця та внутрішніх границь у включеннях і істотно впливають на характер формозміни гетерофазних включень, що розглядаються.

З точки зору мезомеханіки пластичної деформації, поряд з локалізацією пластичної течії в зонах стиснутої деформації у включеннях «тугоплавка фаза, що оточена легкоплавкою оболонкою» і «фази поруч» за низьких температур (25-600 °С) проявляється ковзання уздовж границь включення – матриця, яке супроводжується виникненням у фазах включень періодичних акомодаційних зсувів (холодне проковзування) [1]. За високотемпературного деформування (900 °С і вище) відбувається проковзування (гаряче) уздовж границь включення – матриця та внутрішніх міжфазних границь у включеннях, яке пов'язане з рухом міжфазних дислокацій [1, 34, 35].

Висновки. Гетерофазні включення «тугоплавка фаза, що оточена легкоплавкою оболонкою» і «фази поруч» є мікрокомпозитними формуваннями в сталях, поведінка яких за гарячої і холодної прокатки пов'язана зі складною взаємодією складових фаз включень, а також взаємодією у системі міжфазних границь включення – матриця та внутрішніх міжфазних границь у включеннях. Досліджені включення характеризуються своїми закономірностями розвитку деформаційних

процесів, які визначаються їх хімічним та фазовим складом, структурою, деформаційною здатністю фаз включень, температурою деформування. Встановлено взаємний вплив фаз включень на їх спільну деформацію під час гарячої і холодної прокатки сталей.

Формозміна включень «тугоплавка фаза, що оточена легкоплавкою оболонкою» за гарячої прокатки визначається рівнем пластичності фази-оболонки, а також розвитком складної взаємодії фаз внаслідок розвитку міжфазного тертя та проковзування. Укладання недеформівних включень оксидів, шпінелей, нітриду титану тощо у пластичну силікатну або сульфідну оболонку слід розглядати як спосіб зниження крихкості неметалевих включень під час гарячої прокатки. Формозміна включень «фази поруч» за гарячої прокатки визначається рівнем пластичності фаз включення, а також розвитком складної взаємодії фаз внаслідок розвитку міжфазного тертя та проковзування (за наявності пластичної фази).

Формозміна включень «тугоплавка фаза, що оточена легкоплавкою оболонкою» за холодної прокатки визначається рівнем пластичності сульфідної фази-оболонки, а також розвитком складної взаємодії фаз внаслідок розвитку міжфазного тертя та холодного проковзування уздовж міжфазних границь у включеннях. У разі наявності силікатної фази-оболонки зазначені гетерофазні включення під час холодної прокатки крихко руйнуються. Формозміна включень «фази поруч» за холодної прокатки визначається рівнем пластичності сульфідної фази включення (за її наявності), а також розвитком складної взаємодії фаз внаслідок розвитку міжфазного тертя та холодного проковзування.

Дослідження ролі пластичних фаз у включеннях «тугоплавка фаза, що оточена легкоплавкою оболонкою» і «фази поруч» показало, що чим вищою є температура деформування, тим вищим стає ступінь деформації, за якого у цих фазах починалося множинне ковзання. Пластичні фази, а також міжфазні границі відіграють істотну роль у процесах формозміни гетерофазних включень «тугоплавка фаза, що оточена легкоплавкою оболонкою» та «фази поруч» під час гарячої та холодної прокатки сталей.

Результати вивчення поведінки гетерофазних включень «тугоплавка фаза, що оточена легкоплавкою оболонкою» і «фази поряд» в процесі гарячої та холодної прокатки можуть бути корисними під час вибору режимів обробки сталей тиском, метою якої може служити зміна властивостей включень, зокрема, їх пластичності, що представляє практичний інтерес у забезпеченні рівня технологічної пластичності та зниження ризику утворення різного роду дефектів за обробки сталей тиском.

Перелік посилань

1. Губенко С. И., Ошкадеров С. П. Неметаллические включения в стали. Киев : Наукова думка, 2016. 528 с.

2. Kusche C. F., Gibson J. S.-L., Wollenweber M. A., Korte-Kerzel S. On the mechanical properties and deformation mechanisms of manganese sulphide inclusions. *Mater. Des*. 2020. Vol. 193(2). 108801. https://doi.org/10.1016/j.matdes.2020.108801

3. Vasconcellos da Costa e Silva A. L. The effects of non-metallic inclusions on properties relevant to the performance of steel in structural and mechanical applications. *J. Mater. Res. Technol.* 2019. Vol. 8(2). P. 2408–2422. https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2019.01.009

4. Pindar S., Pande M. M. Formation of interfacial voids around silica inclusions in Si-deoxidized steels during cooling. *Metall. Mater. Trans. B*. 2025. Vol. 56. P. 1–9. https://doi.org/10.1007/s11663-024-03355-0

5. Zhang L., Ren Y. Non-metallic inclusions in the interstitial free steel. *Handbook of Non-Metallic Inclusions in Steels*. 2025. P. 687–721. https://doi.org/10.1007/978-981-97-9638-0_27

6. Yoshida S. Physical meaning of physical-mesomechanical formulation of deformation and fracture. *AIP Conf. Proc.* 2010. Vol. 1301. P. 146–155. https://doi.org/10.1063/1.3526608

7. Liu Y., Fan Q., Liu Y., Ning Y., Zhang J., Yu H., Zhu Z. Microstructural analysis of non-metallic inclusions in atmosphere melted and poured stainless steel investment castings-international. *Int. J. Met*. 2025. Vol. 19. P. 2443–2457. https://doi.org/10.1007/s40962-024-01467-6

8. Qayyum F., Umar M., Elagin V., Kirschner M., Hoffmann F., Guk S., Prahl U. Influence of non-metallic inclusions on local deformation and damage behavior of modified 16MnCrS5 steel. *Crystals*. 2022. Vol. 12(2). 281. https://doi.org/10.3390/cryst12020281

9. Бельченко Г. И., Губенко С. И. Неметаллические включения и качество стали. Киев : Техника, 1980. 168 с.

10. Yang W., Peng K., Zhang L., Ren Q. Deformation and fracture of non-metallic inclusions in steel at different temperatures. *J. Mater. Res. Technol*. 2020. Vol. 9(6). P. 15016–15022. https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.10.066

11. Wang J., Shen Y., Liu Y., Wang F., Jia N. Tailoring strength and ductility of a Cr-containing high carbon steel by cold-working and annealing. *Materials*. 2019. Vol. 12(24). 4136. https://doi.org/10.3390/ma12244136

12. Sága M., Blatnická M., Blatnický M., Dižo J., Gerlici J. Research of the fatigue life of welded joints of high strength steel S960 QL created using laser and electron beams. *Materials*. 2020. Vol. 13(11). 2539. https://doi.org/10.3390/ma13112539

13. Rudnic S. J. Deformation of binary non-metallic inclusions. *J. Iron Steel Res*. 1962. Vol. 29(5). P. 177–180.

14. Lipiński T. Analysis of the distribution of non-metallic inclusions and its impact on the fatigue strength parameters of carbon steel melted in an electric furnace. *Materials*. 2024. Vol. 17(24). 6151. https://doi.org/10.3390/ma17246151

15. Kiessling R., Lange N. Non-metallic inclusions in steel. Metals Society, 1978. 465 p.

16. Wang Y., Yang Y., Dong Z., Park J. H., Mi Z., Mao X., Mu W. Inclusion engineering in medium Mn steels: effect of hot-rolling process on the deformation behaviors of oxide and sulfide inclusions. *Metall. Mater. Trans. B*. 2022. Vol. 53. P. 2182–2197. https://doi.org/10.1007/s11663-022-02517-2

17. Pickering F. B. J., Met A. Some influence of mechanical working on the deformation of non-metallic inclusions. *J. Iron and Steel Inst*. 1958. Vol. 189(2). P. 148–159.

18. Wei H., Gao X., Ren Q., Zhang L. Evolution of oxide and sulfide inclusions during the production of an Al-killed free-cutting steel. *Metall. Res. Technol*. 2022. Vol. 119(6). 609. https://doi.org/10.1051/metal/2022093

19. Губенко С. І., Парусов Е. В., Парусов О. В. Формозміна і перерозподіл неметалевих включень в сталях за обробки тиском. *Фундаментальні і прикладні проблеми чорної металургії*. 2023. Вип. 37. С. 407–433. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2023-37-407-433

20. Gubenko S. I., Parusov E. V. Evolution of nonmetallic inclusions during hot rolling of steels. *Mater. Sci.* 2024. Vol. 60. P. 367–374. https://doi.org/10.1007/s11003-025-00895-x

21. Liu N., Cheng G., Zhang L.-F., Yang W., Ren Y., Wang G.-C., Liu X.-M. Composition evolution and deformation of different non-metallic inclusions in a bearing steel during hot rolling. *J. Iron Steel Res. Int*. 2022. Vol. 29. P. 552–562. https://doi.org/10.1007/s42243-022-00761-z

22. Malkiewicz T., Rudnic S. J. Deformation of non-metallic inclusions. *J. Iron and Steel Inst*. 1963. Vol. 201(1). P. 33–38.

23. Парусов Э. В., Нестеренко А. М., Луценко В. А., Сычков А. Б. Критериальная оценка влияния неметаллических включений на обрывность при волочении кордовой проволоки из стали 70. *Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии*. 2004. Вып. 7. С. 217–220.

24. Zhang L., Ren Y. Deformation of non-metallic inclusions in typical steels during rolling and processing. *Handbook of Non-Metallic Inclusions in Steels*. 2025. P. 665–685. https://doi.org/10.1007/978-981-97-9638-0_26

25. Yang Y., Zhan D., Qiu G., Li X., Jiang Z., Zhang H. Inclusion evolution in solid steel during rolling deformation: a review. *J. Mater. Res. Technol*. 2022. Vol. 18. P. 5103–5115. https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.05.018

26. Weitao L., Fapu W., Guangfu Y., Huajun W., Kaimin W., Xingyu J., Haiyan T. Characteristics and evolution of non-metallic inclusions in metallurgical production of GCr15 bearing steel. *Special Steel*. 2025. Vol. 46(1). P. 79–86. https://doi.org/10.20057/j.1003-8620.2024-00196

27. Губенко С. И. Гетерофазные микрокомпозитные включения в сталях. Germany-Mauritius, Beau Bassin : Palmarium Academic Publishing, 2019. 330 с.

28. Ren Y., Yang W., Zhang L. Deformation of non-metallic inclusions in steel during rolling process: a review. *ISIJ Int*. 2022. Vol. 62(11). P. 2159–2171. https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2022-235

29. Wang J., Yang W., Mei X., Li D., Tian H., Xiao A., Xue Z. Characteristics and precipitation behavior of (Ti,V)(C_xN_{1-x})-CrC_3-MoS_2 complex inclusions in GCr15 steel for cylindrical rollers of shield machine main bearings. *J. Mater. Res. Technol*. 2025. Vol. 38. P. 2181–2190. https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2025.08.065

30. Bao D., Cheng G., Zhang J., Wang Z., Li W., Wang S. Composition

characteristics and control methods of Al_2O_3 − CaO + (Mn,Ca)S complex inclusions in D2 high-speed railway wheel steel. *Metall. Mater. Trans. B*. 2025. Vol. 56. P. 3428–3439. https://doi.org/10.1007/s11663-025-03565-0

31. Gubenko S. I. Plasticity origin of heterophase inclusions at steel forming. *Steel Transl*. 2020. Vol. 50(10). P. 730–739. https://doi.org/10.3103/S0967091220100046

32. Belchenko G. I., Gubenko S. I. Deformation of non-metallic inclusions during steel rolling. *Metally*. 1983. No 4. P. 80–84.

33. Губенко С. Межфазные границы включение-матрица в сталях. Межфазные границы неметаллическое включение-матрица и свойства сталей. Germany-Mauritius, Beau Bassin : Palmarium Academic Publishing, 2017. 506 с.

34. Gubenko S. Role of inclusion–matrix steel interphase boundaries in the development of relaxation processes near nonmetallic inclusions. *Met. Sci. Heat Treat*. 2020. Vol. 62(5). P. 299–305.

35. Губенко С. І., Парусов Е. В. Про конкуруючі процеси на границях включення-матриця за прокатки сталей. *Металознавство та термічна обробка металів*. 2023. № 2(101). С. 39–46. https://doi.org/10.30838/j.pmhtm.2413.040723.39.982

References

1. Gubenko, S. I., & Oshkaderov, S. P. (2016). *Nemetallicheskie vkliucheniia v stali* [Non-metallic inclusions in steel]. Naukova Dumka.

2. Kusche, C. F., Gibson, J. S.-L., Wollenweber, M. A., & Korte-Kerzel, S. (2020). On the mechanical properties and deformation mechanisms of manganese sulphide inclusions. *Mater. Des.*, 193(2), 108801. https://doi.org/10.1016/j.matdes.2020.108801

3. Vasconcellos da Costa e Silva, A. L. (2019). The effects of non-metallic inclusions on properties relevant to the performance of steel in structural and mechanical applications. *J. Mater. Res. Technol.*, 8(2), 2408-2422. https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2019.01.009

4. Pindar, S., & Pande, M. M. (2025). Formation of interfacial voids around silica inclusions in Si-deoxidized steels during cooling. *Metall. Mater. Trans. B*, 56, 1-9. https://doi.org/10.1007/s11663-024-03355-0

5. Zhang, L., & Ren, Y. (2025). Non-metallic inclusions in the interstitial free steel. *Handbook of Non-Metallic Inclusions in Steels*, 687-721. https://doi.org/10.1007/978-981-97-9638-0_27

6. Yoshida, S. (2010). Physical meaning of physical-mesomechanical formulation of deformation and fracture. *AIP Conf. Proc.*, 1301, 146-155. https://doi.org/10.1063/1.3526608

7. Liu, Y., Fan, Q., Liu, Y., Ning, Y., Zhang, J., Yu, H., & Zhu, Z. (2025). Microstructural analysis of non-metallic inclusions in atmosphere melted and poured stainless steel investment castings-international. *Int. J. Met.*, 19, 2443-2457. https://doi.org/10.1007/s40962-024-01467-6

8. Qayyum, F., Umar, M., Elagin, V., Kirschner, M., Hoffmann, F., Guk, S., & Prahl, U. (2022). Influence of non-metallic inclusions on local deformation and damage behavior of modified 16MnCrS5 steel. *Crystals*, 12(2), 281. https://doi.org/10.3390/cryst12020281

9. Belchenko, G. I., & Gubenko, S. I. (1980). *Nemetallicheskie vkliucheniia i*

kachestvo stali [Non-metallic inclusions and quality of steel]. Tekhnika. [In Russian].

10. Yang, W., Peng, K., Zhang, L., & Ren, Q. (2020). Deformation and fracture of non-metallic inclusions in steel at different temperatures. *J. Mater. Res. Technol*., 9(6), 15016-15022. https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.10.066

11. Wang, J., Shen, Y., Liu, Y., Wang, F., & Jia, N. (2019). Tailoring strength and ductility of a Cr-containing high carbon steel by cold-working and annealing. *Materials*, 12(24), 4136. https://doi.org/10.3390/ma12244136

12. Sága, M., Blatnická, M., Blatnický, M., Dižo, J., & Gerlici, J. (2020). Research of the fatigue life of welded joints of high strength steel S960 QL created using laser and electron beams. *Materials*, 13(11), 2539. https://doi.org/10.3390/ma13112539

13. Rudnic, S. J. (1962). Deformation of binary non-metallic inclusions. *J. Iron Steel Res*, 29(5), 177-180.

14. Lipiński, T. (2024). Analysis of the distribution of non-metallic inclusions and its impact on the fatigue strength parameters of carbon steel melted in an electric furnace. *Materials*, 17(24), 6151. https://doi.org/10.3390/ma17246151

15. Kiessling, R., & Lange, N. (1978). *Non-metallic inclusions in steel*. Metals Society.

16. Wang, Y., Yang, Y., Dong, Z., Park, J. H., Mi, Z., Mao, X., & Mu, W. (2022). Inclusion engineering in medium Mn steels: effect of hot-rolling process on the deformation behaviors of oxide and sulfide inclusions. *Metall. Mater. Trans. B*, 53, 2182-2197. https://doi.org/10.1007/s11663-022-02517-2

17. Pickering, F. B. J., & Met, A. (1958). Some influence of mechanical working on the deformation of non-metallic inclusions. *J. Iron and Steel Inst*., 189(2), 148-159.

18. Wie, H., Gao, X., Ren, Q., & Zhang, L. (2022). Evolution of oxide and sulfide inclusions during the production of an Al-killed free-cutting steel. *Metall. Res. Technol*., 119(6), 609. https://doi.org/10.1051/metal/2022093

19. Gubenko, S. I., Parusov, E. V., & Parusov, O. V. (2023). Formozmina i pererozpodil nemetalevykh vkliuchen v staliakh za obrobky tyskom [Shape change and partitioning of non-metallic inclusions in steels during pressure treatment]. *Fundamental and Applied Problems of Ferrous Metallurgy*, 37, 407-433. [In Ukrainian]. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2023-37-407-433

20. Gubenko, S. I., & Parusov, E. V. (2024). Evolution of nonmetallic inclusions during hot rolling of steels. *Mater. Sci.*, 60, 367-374. https://doi.org/10.1007/s11003-025-00895-x

21. Liu, N., Cheng, G., Zhang, L.-F., Yang, W., Ren, Y., Wang, G.-C., & Liu, X.-M. (2022). Composition evolution and deformation of different non-metallic inclusions in a bearing steel during hot rolling. *J. Iron Steel Res. Int*., 29, 552-562. https://doi.org/10.1007/s42243-022-00761-z

22. Malkiewicz, T., & Rudnic, S. J. (1963). Deformation of non-metallic inclusions. *J. Iron and Steel Inst*., 201(1), 33-38.

23. Parusov, E. V., Nesterenko, A. M., Lutsenko, V. A., & Sychkov, A. B. (2004). Kriterialnaia otsenka vliianiia nemetallicheskikh vkliuchenii na obryvnost pri volochenii kordovoi provoloki iz stali 70. *Fundamental and Applied Problems of Ferrous Metallurgy*, 7, 217-220.

24. Zhang, L., & Ren, Y. (2025). Deformation of non-metallic inclusions in typical steels during rolling and processing. *Handbook of Non-Metallic Inclusions in Steels*, 665-685. https://doi.org/10.1007/978-981-97-9638-0_26

25. Yang, Y., Zhan, D., Qiu, G., Li, X., Jiang, Z., & Zhang, H. (2022). Inclusion evolution in solid steel during rolling deformation: a review. *J. Mater. Res. Technol*., 18, 5103-5115. https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.05.018

26. Weitao, L., Fapu, W., Guangfu, Y., Huajun, W., Kaimin, W., Xingyu, J., & Haiyan, T. (2025). Characteristics and evolution of non-metallic inclusions in metallurgical production of GCr15 bearing steel. *Special Steel*, 46(1), 79-86. https://doi.org/10.20057/j.1003-8620.2024-00196

27. Gubenko, S. I. (2019). *Heterofaznye mikrokompozithye vkliucheniia v staliakh* [Heterophase microcomposite inclusions in steels]. Palmarium Academic Publishing.

28. Ren, Y., Yang, W., & Zhang, L. (2022). Deformation of non-metallic inclusions in steel during rolling process: a review. *ISIJ Int*., 62(11), 2159-2171. https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2022-235

29. Wang, J., Yang, W., Mei, X., Li, D., Tian, H., Xiao, A., & Xue, Z. (2025). Characteristics and precipitation behavior of (Ti,V)(C_xN_{1-x})-CrC_3-MoS_2 complex inclusions in GCr15 steel for cylindrical rollers of shield machine main bearings. *J. Mater. Res. Technol*., 38, 2181-2190. https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2025.08.065

30. Bao, D., Cheng, G., Zhang, J., Wang, Z., Li, W., & Wang, S. (2025). Composition characteristics and control methods of Al_2O_3 − CaO + (Mn,Ca)S complex inclusions in D2 high-speed railway wheel steel. *Metall. Mater. Trans. B*, 56, 3428-3439. https://doi.org/10.1007/s11663-025-03565-0

31. Gubenko, S. I. (2020). Plasticity origin of heterophase inclusions at steel forming. *Steel Transl.*, 50(10), 730-739. https://doi.org/10.3103/S0967091220100046

32. Belchenko, G. I., & Gubenko, S. I. (1983). Deformation of non-metallic inclusions during steel rolling. *Metally*, 4, 80-84.

33. Gubenko, S. (2017). *Mezhfaznye hranitsy vkliuchenie-matritsa v staliakh. Mezhfaznye hranitsy nemetallicheskoe vkliuchenie-matritsa i svoistva stalei* [Inclusion-matrix interphase boundaries in steels. Nonmetallic inclusion-matrix interphase boundaries and steel properties]. Palmarium Academic Publishing.

34. Gubenko, S. (2020). Role of inclusion–matrix steel interphase boundaries in the development of relaxation processes near nonmetallic inclusions. *Met. Sci. Heat Treat*., 62(5), 299-305.

35. Gubenko, S. I., & Parusov, E. V. (2023). On competing processes at inclusion-matrix boundaries during steel rolling. *Metal Science and Heat Treatment of Metals*, 2(101), 39-46. https://doi.org/10.30838/j.pmhtm.2413.040723.39.982

S. I. Gubenko[1,2], D. Sc. (Tech.), Professor, ORCID 0000-0001-6626-3979
E. V. Parusov[1], D. Sc. (Tech.), Senior Researcher, ORCID 0000-0002-4560-2043
I. M. Chuiko[1,*], Ph. D. (Tech.), Senior Researcher, ORCID 0000-0002-4753-614X
O. V. Parusov[1], Ph. D. (Tech.), Senior Researcher, ORCID 0000-0002-9879-6179

[1] *Iron and Steel Institute of Z. I. Nekrasov NAS of Ukraine*
[2] *Ukrainian State University of Science and Technologies, SEI "Prydniprovska State Academy of Civil Engineering and Architecture"*

[*] *Corresponding author: ferrosplav@ukr.net*

FEATURES OF THE TRANSFORMATION OF HETEROPHASE NON-METALLIC INCLUSIONS DURING HOT AND COLD ROLLING OF STEELS. PART 1

Abstract. The behavior of microcomposite heterophase inclusions of the types "refractory phase encased in a fusible shell" and "phases are beside" during hot and cold rolling of steels has been investigated. It is demonstrated that their deformation behavior is governed by the complex interaction of the constituent phases within the inclusions, as well as by the interactions across the inclusion–matrix interfaces and the internal interphase boundaries inside the inclusions. The study establishes that these inclusions exhibit characteristic patterns of deformation processes determined by their chemical and phase composition, structure, deformability of the inclusion phases, and deformation temperature. The mutual influence of the phases on their joint deformation under hot and cold rolling conditions has been identified. It is shown that the morphological evolution of inclusions of the "refractory phase encased in a fusible shell" type during hot rolling is controlled by the plasticity of the shell phase and the complex interphase interactions resulting from interfacial friction and slip. The encapsulation of undeformable inclusions such as oxides, spinels, titanium nitride, and others within a plastic silicate or sulfide shell can be regarded as an effective mechanism for reducing the brittleness of nonmetallic inclusions during hot rolling. The shape evolution of "phases are beside" inclusions during hot rolling is determined by the plasticity of the inclusion phases and by complex interphase interactions arising from interfacial friction and slip (provided a plastic phase is present). During cold rolling, the morphological evolution of "refractory phase encased in a fusible shell" inclusions is controlled by the plasticity of the sulfide shell phase, together with complex interphase interactions involving interfacial friction and cold slip along interphase boundaries inside the inclusions. In the case of "phases are beside" inclusions, their shape change during cold rolling is governed by the plasticity of the sulfide phase (if present), as well as by interfacial friction and cold slip processes. The role of plastic phases in inclusions of both types has been clarified. It is demonstrated that plastic phases and interphase boundaries play a decisive role in the morphological evolution of heterophase inclusions of the "refractory phase encased in a fusible shell" and "phases are beside" types during hot and cold rolling of steels.

Key words: steel, heterophase nonmetallic inclusions, refractory phase, fusible shell, phases are beside, deformation, hot rolling, cold rolling, plasticity, destruction, interphase boundaries, interphase friction.

For citation: Gubenko, S. I., Parusov, E. V., Chuiko, I. M., & Parusov, O. V. (2026). Features of the transformation of heterophase non-metallic inclusions during hot and cold rolling of steels. Part 1. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 40, 56-78. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-004

Рукопис надійшов до редакції / Received 01.11.2025
Рекомендовано до друку / Accepted 28.05.2026
Опубліковано / Published 30.05.2026

ISSN 2522-9117 (print), ISSN 2786-6149 (online)
"Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії". 2026. Випуск 40
"Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy". 2026. Issue 40

https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-005

УДК 621.9.048:621.791.262

С. В. Аджамський[1,2], д-р філософії, ORCID 0000-0002-6095-8646
Т. В. Балаханова[3,*], к.т.н., ORCID 0000-0003-2493-218X
О. Є. Барановська[3], к.т.н., ORCID 0000-0002-4106-5797
Р. В. Подольський[2,3,4], д-р філософії, ORCID 0000-0002-0288-0641

[1] *Інститут транспортних систем та технологій НАН України*
[2] *Адитивні лазерні технології України*
[3] *Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України*
[4] *Інститут прикладних систем управління НАН України*

[*] *Автор для листування: tatja.balakhanova@gmail.com*

СУПЕРЕЧЛИВІСТЬ ВПЛИВУ ПАРАМЕТРІВ СКАНУВАННЯ НА ГЕОМЕТРІЮ ТА РОЗМІРИ ВАННИ РОЗПЛАВУ ПІД ЧАС ПРОЦЕСУ LPBF (ОГЛЯД)

Анотація. Лазерне плавлення в порошковому шарі (LPBF) є однією з провідних технологій адитивного виробництва металевих деталей складної геометрії, що дозволяє виготовляти як суцільні, так і конструкційно задані пористі конструкції із заданими характеристиками. Проте широке промислове застосування технології LPBF стримується наявністю дефектів – пористості, залишкових напружень, неповного розплавлення порошку та нерівномірності шарів. Ці дефекти суттєво впливають на механічні властивості, точність розмірів і корозійну стійкість готових виробів. Центральним елементом процесу є ванна розплаву, стабільність якої визначає формування мікроструктури, якість сплаву та поведінку багатошарових конструкцій. Проте дані про поведінку ванни розплаву залишаються суперечливими: результати експериментів і чисельного моделювання часто не збігаються, що ускладнює однозначну оцінку впливу технологічних параметрів. Відомо, що взаємодія таких факторів, як потужність лазера, швидкість сканування, розташування зразка на платформі, нахил променя та газовий потік, часто має нелінійний та складнопередбачуваний характер. Через це формування дефектів і морфологія треків можуть суттєво відрізнятися навіть при аналогічних параметрах процесу, що підкреслює високий рівень невизначеності та суперечливості даних. У статті узагальнено наявні дослідження, що аналізують формування одиничних треків та багатошарових структур, підкреслено невідповідності між експериментальними спостереженнями та чисельними моделями, а також виділено ключові фактори, які потребують подальшого вивчення. Таким чином, можна відзначити значний вплив численних параметрів лазерного плавлення, а

© А. В. Аджамський, Т. В. Балаханова, О. Є. Барановська, Р. В. Подольський, 2026

Це стаття відкритого доступу за ліцензією CC BY-NC-ND 4.0
https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/legalcode.uk

також складність і багатофакторність процесу. Окрім впливу окремих параметрів, важливу роль відіграє їх взаємодія, яка досліджена значно менше через необхідність проведення масштабних експериментів із високою точністю. Отримані знання про взаємозв'язок нестабільності процесу з кутом нахилу лазерного променя та напрямком газових потоків у поєднанні з іншими параметрами допоможуть глибше зрозуміти причини змін характеристик металевих виробів. Аналіз проблем і перспектив дослідження одиничних та багатошарових треків у ваннах розплаву дозволяє поглибити розуміння процесів LPBF, сприяти визначенню оптимальних параметрів технології та підвищенню якості виробів, що у підсумку забезпечує більш точне налаштування процесу та ефективну оцінку властивостей порошкових сплавів.

Ключові слова: лазерне плавлення порошкових матеріалів, одиничні треки, ванна розплаву, замкова щілина, параметри процесу LPBF.

Посилання для цитування: Суперечливість впливу параметрів сканування на геометрію та розміри ванни розплаву під час процесу LPBF (огляд) / А. В. Аджамський, Т. В. Балаханова, О. Є. Барановська, Р. В. Подольський // *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії.* 2026. Вип. 40. С. 79-97. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-005

Актуальність проблеми. У процесі лазерного сплавлення порошкових матеріалів (LPBF) взаємодія лазера з матеріалом призводить до утворення ванни розплаву, яка є основою формування заданої геометрії шляхом пошарового нарощування. Якість кінцевої конструкції безпосередньо залежить від цього процесу. Якщо підведення тепла недостатнє або надмірне, можуть виникати дефекти, такі як непровари або пористість за типом «замкової щілини». Висока активність гідродинаміки процесів у ванні розплаву може сприяти розбризкуванню, утворенню грудочок або нерівностей, що негативно впливає на міцність і цілісність матеріалу. Тому детальне вивчення взаємодії на рівні ванни розплаву та її впливу на поверхню відіграє ключову роль у вдосконаленні технології.

Мета роботи. Метою даної роботи є узагальнення сучасних результатів досліджень щодо технології, технологічних особливостей, дефектності, впливу різних лазерних систем та фокусної плями на кінцеву якість деталей, виготовлених методом лазерного плавлення в порошковому шарі (LPBF), а також систематизація знань про ключові процеси, що визначають їх мікроструктуру, фізико-механічні властивості та якість виробів. Особлива увага приділяється аналізу факторів, що впливають на стабільність ванни розплаву, формування одиночних та багатошарових треків, а також виявленню суперечливості та невизначеності даних у сучасних дослідженнях. Робота спрямована

на створення цілісного огляду, який дозволяє визначити основні тенденції, відкриті наукові питання та перспективи подальших досліджень у галузі LPBF.

Матеріали і методи досліджень. Представлена робота заснована на ретельному бібліографічному огляді сучасних науково-технічних публікацій, що стосуються особливостей процесу LPBF і властивостей отриманих матеріалів. Вихідними даними слугували бази даних платформ Springer, ResearchGate, ScienceDirect, MDPI, Google Scholar по публікаціям за період 2020-2025 рік по ключовим словам, що застосовані в статтях. В результаті проведеного аналізу публікацій з вище згаданих баз даних, з виключенням дублюючих публікацій, було отримано масив даних – 6406 публікації. Для підвищення точності пошуку та коректного відбору релевантних джерел первинний аналіз бібліографічних даних виконувався в програмному забезпеченні VOSviewer [1] з метою звуження кола результатів пошуку та забезпечення комплексного аналізу сучасного стану досліджень у сфері LPBF, визначення кількості публікацій, що публікуються з найбільшою кількістю однакових ключових слів, їх споріденостями з іншими ключовими словами (рис. 1) та послідуючого розподілу по кластерам за роком та частотою використання слів в статтях (рис. 2) відповідно до поставленої мети дослідження (огляду).

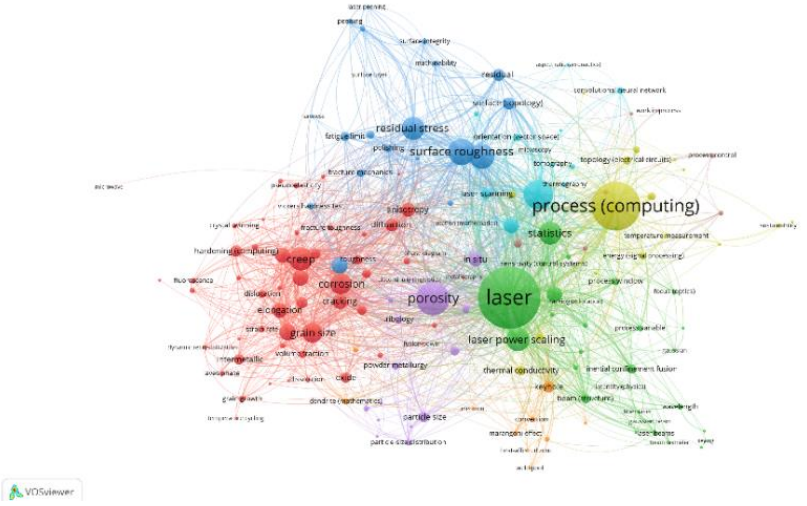


Рисунок 1 – Розподіл по кластерам найбільшої кількості ключових слів, їх взаємозв'язок та спільне використання в застосованих в роботах стосовно LPBF-технології

Слід зазначити, що для досягнення більш однорідної кластерізації, що направлено на процеси та особливості LPBF-технології, було виключено ключові слова, що вказують на спеціальність досліджень (матеріалознавство, комп'ютерні науки та ін.), дослідний матеріал та ключові слова, що є ключовим поєднанням цих кластерів, а саме: адитивні технології, LPBF-технології, LPBF-процес.

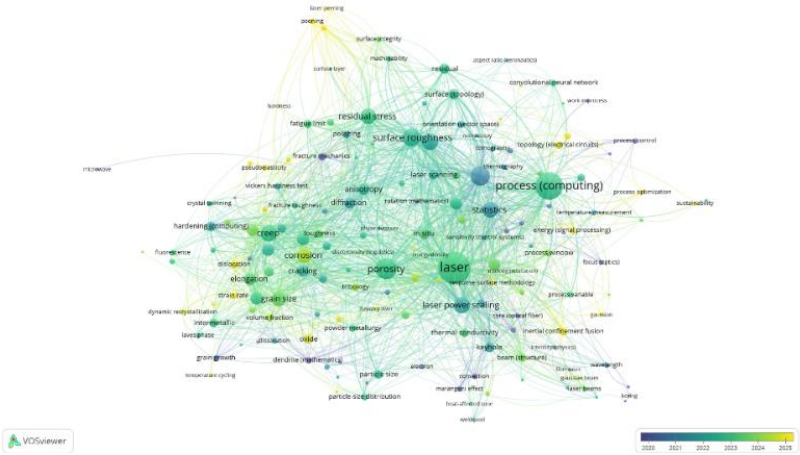


Рисунок 2 – Розподіл по роках та частота використання ключових слів застосованих в роботах щодо LPBF-технології

З отриманих результатів по ключовим словам, розподіленим по кластерам по кількості та рокам (рис. 1-2) ключових слів з наукових публікацій було проведено аналіз в спеціалізованому програмному комплексі Gephi [2] з застосування класичного алгоритму укладання «Fruchterman Reingold» зі швидкістю 100 одиниць та областю, яка покриває всі основні кластери для укладання. На наступному етапі було виконано моделювання укладки з тяжінням та лінійним відштовхуванням з використанням апроксимації «BearnsHut» з автоматичними параметрами швидкості на прийняття рішення, та з послідуючим визначенням ключових слів, що обирались за мету дослідження. В результаті проведеного огляду літературних даних, що було обрано за мету даного дослідження, з визначенням місця в області LPBF-технології, було встановлено які ключові слова є найбільш широкозастовуваними в науковій спільноті (рис. 3).

Аналіз, представлений в розділі «Результати досліджень та їх обговорення», був виконаний за публікаціями з найбільшою кількістю цитувань, отриманих з аналізу баз даних та кластерів (рис. 1, 2).

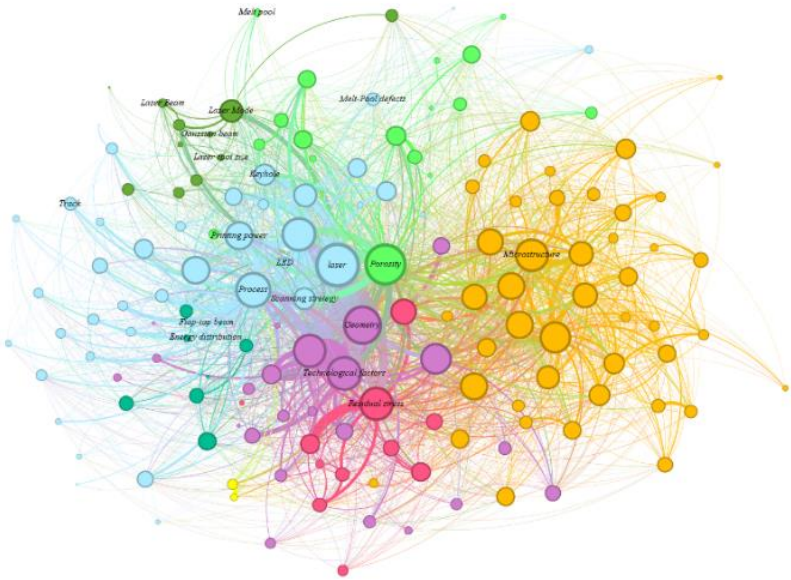


Рисунок 3 – Розташування в кластері ключових слів з літературних джерел, за якими виконаний аналіз; місце в кластері відповідає частоті використання

Результати досліджень та їх обговорення. В LPBF технологіях об'єм деталі створюється шляхом послідовного наплавлення порошкового матеріалу, який під дією лазерної енергії швидко плавиться і твердне, визначаючи фінальні характеристики виробу (рис. 4).

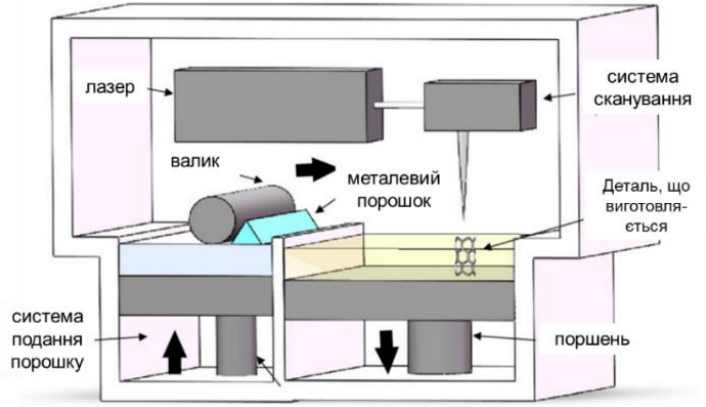


Рисунок 4. – Схематичне зображення процесу LPBF [3]

Дослідження таких параметрів, як потужність лазера, швидкість сканування, властивості порошку та стратегія обробки, допомагає краще зрозуміти вплив взаємодії лазера з матеріалом на формування наплавленого шару.

Штучний інтелект, зокрема методи машинного навчання, може допомогти виявити такі закономірності, але його застосування в цій сфері пов'язане з низкою труднощів. Серед них – складність збору даних, необхідність підбору відповідного алгоритму та детальний аналіз взаємозв'язку між різними параметрами процесу. Вплив основних параметрів процесу – потужності, швидкості сканування, діаметра плями лазера – досліджений досить детально. Складено карти-матриці впливу цих параметрів на характеристики ванни розплаву (як елементарного еталона оцінки взаємодії), механічні властивості, твердість, щільність, шорсткість та інші характеристики [3, 4]. Карти потужності та швидкості забезпечують швидку візуалізацію аналітичних моделей, що визначають області дефектів пористості в LPBF. Однак при застосуванні цих даних для машинного навчання дослідники стикаються з низкою труднощів. Часто дані отримані розрахунковим шляхом на основі мінімальної кількості експериментальних результатів. Крім того, вони суттєво відрізняються після виготовлення на різних машинах 3D-друку [5].

Ступінь впливу основних факторів на характеристики металевих конструкцій відрізняється, проте простежуються деякі загальні тенденції.

Технологічні параметри, такі як потужність лазера та швидкість сканування, мають значний вплив на процес адитивного виробництва та формування кінцевих властивостей деталей [6-8]. Потужність лазера визначає інтенсивність енергії, що передається на матеріал, що впливає на глибину та ширину розплавленої ванни [9]. Зміна основних параметрів сканування, зокрема потужності лазера, швидкості переміщення променя, безпосередньо впливає на тепловий баланс у зоні обробки, що призводить до зміни режиму плавлення ванни розплаву (рис. 5).

Зі збільшенням потужності зростає кількість енергії, спрямованої в матеріал, що може покращити механічні властивості. Однак також існує ризик виникнення дефектів, таких як пористість і надмірна сегрегація компонентів матеріалу.

Швидкість сканування, своєю чергою, регулює час, протягом якого лазер діє на одну область, що впливає на кількість підведеної енергії, яка визначає процеси охолодження та кристалізації розплаву. Висока швидкість сканування може призвести до недостатнього прогріву

матеріалу, що знижує щільність і збільшує пористість, тоді як надто низька швидкість може сприяти перегріву, що викликає інші дефекти. Регулювання швидкості сканування безпосередньо впливає на продуктивність процесу виготовлення деталей. За вищих значень швидкість сканування лазера впливає на розмір ванни розплаву менше, ніж потужність лазера.

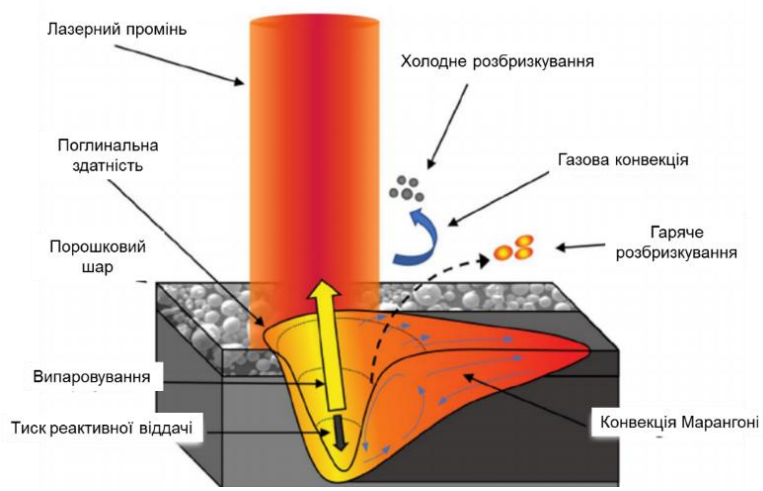


Рисунок 5 – Взаємодія лазерного променя з порошковим шаром та формування ванни розплаву з урахуванням основних фізичних явищ [9]

При дослідженні нітінола та інших сплавів на основі нікелю [11] були зафіксовані відхилення від цієї залежності, зокрема нелінійні зв'язки між параметрами лазера та формою ванни розплаву.

Регулювання діаметра плями лазера дозволяє контролювати точність формування металевого виробу. Збільшена пляма лазера за високої потужності сприяє більш ефективному використанню порошку та підвищенню продуктивності. При цьому необхідно враховувати діаметр, форму профілю розподілу енергії, напрямок руху, ступінь розфокусування лазерного променя та інші параметри [12]. При зменшенні діаметра лазерного променя, як правило, спостерігається збільшення глибини ванни розплаву. Попри високу точність формування треків, малий діаметр лазера не здатний забезпечити ванну розплаву великого розміру та розплавити великі частинки порошку.

На практиці широко використовується параметр питомої щільності енергії, розрахунок якого найчастіше включає саме ці три параметри (потужність та швидкість сканування, діаметр лазера). Ці параметри

застосовуються для оцінки окремих треків, тоді як для об'ємних зразків у розрахунок щільності енергії також включаються відстань між штрихами та товщина шару порошку (табл. 1). Загалом спостерігається тенденція до збільшення глибини та ширини ванни розплаву, при цьому зростання щільності енергії особливо впливає на глибину. Висока щільність енергії призводить до підвищення температури ванни розплаву, що викликає збільшення тиску віддачі, випаровування матеріалу та утворення бульбашок газу, захоплених у ванні розплаву. Це, своєю чергою, сприяє формуванню пористості.

Таблиця 1 – Основні формули для обчислення щільності енергії в процесі LPBF

Лінійна щільність енергії (LED) [13, 14]	P/V	визначає кількість енергії, що вноситься на одиницю траєкторії лазера
Площева щільність енергії (AED) Може включати як радіус лазера [7], або відстань між треками [15]	$\frac{P}{V \cdot r}$ $\frac{P}{V \cdot H}$	визначає розподіл енергії по площі
Об'ємна щільність енергії (VED) [16]	$\frac{P}{V \cdot H \cdot L}$	характеризує енергію, подану на одиницю об'єму, з урахуванням відстані між штрихами та товщини шару
Питома щільність енергії (SED) [14]	$\frac{P}{V \cdot W \cdot D}$	модифікована версія VED, у якій враховувалися фактичні розміри ванни розплаву. У певній мірі SED забезпечує більш точне визначення поданої енергії

де P – потужність лазера (Вт), V – швидкість сканування (мм/с), H – відстань між штрихами (мм), L – товщина шару (мм), W – ширина ванни розплаву (мм), D – глибина ванни розплаву (мм), r – радіус плями лазера (мм).

Параметри потужності та швидкості, а також їх взаємодія мають статистично значущий вплив. Однак використання лише цих параметрів не забезпечує достатньо точних прогнозів показників якості для окремих треків [17]. У дослідженнях основна увага приділяється таким параметрам, як швидкість сканування, потужність та розмір пучка лазера, оскільки вони демонструють високу кореляцію з характеристиками отриманих зразків. Урахування лише об'ємної щільності енергії (потужності, швидкості сканування, діаметра променя) може сприяти формуванню стабільних треків, мінімізації пористості та усуненню коливань рельєфу поверхні треків, але не гарантує їх досягнення. Інші параметри та умови також відіграють

важливу роль, зокрема кількість зразків, місцезнаходження та орієнтація зразків на платформі побудови, особливості оптичної системи, товщина та матеріал платформи побудови, стратегія від шару до шару, потік технологічного газу, використовувані машини та інші фактори [18]. Ключовими параметрами також є хімічний склад порошку, його форма і дисперсність, висота шару, розміри камери та платформи побудови, відстань між шарами, характеристики газового середовища (наявність, тип, швидкість), напрямок сканування та інші параметри.

Часто зустрічаються дані про вплив різних факторів на стабільність і якість процесу сканування, а також на характеристики отриманих зразків та металевих деталей. Наприклад, для різних матеріалів отримано розбіжні дані про вплив параметрів на шорсткість поверхні. При дослідженні титанових сплавів встановлено, що фактори, які впливають на ступінь шорсткості, розташовуються від найбільш значущого до найменш значущого наступним чином: термообробка > потужність лазера > кут шаблону сканування > схема штрихування > швидкість сканування. Шорсткість пов'язують як з формуванням нестабільної ванни розплаву, так і з іншими факторами, такими як швидкість охолодження та взаємодія лазера з порошковим матеріалом, що можуть викликати утворення нерівностей та дефектів на поверхні [20]. Також з шорсткістю пов’язують кут падіння лазерного променя, тобто розташування зразка на платформі. У роботі [21] показано, що найменша шорсткість спостерігається при нормальному падінні лазера (під кутом 90º до поверхні платформи побудови). Зразки, розміщені в протилежних квадрантах платформи побудови, продемонстрували сильну кореляцію з шорсткістю поверхні, що вказує на значний вплив розташування зразка. Таким чином, розташування зразків на платформі побудови є одним із значущих факторів, що впливають на якість та характеристики металевих конструкцій. У дослідженнях відзначена необхідність його врахування при аналізі процесу формування металевих деталей [23-25].

При аналізі розташування зразків на платформі побудови зазвичай розглядаються зміни напрямку лазерного променя, що призводить до зміни форми та площі його перерізу, а також відхилення від фокусу. Наприклад, у роботі [26] спостерігалося збільшення шорсткості при нормальному падінні лазера, але при нахиленому розташуванні платформи.

Дослідження впливу фокусу лазера досить широко представлені в літературі. Так, у роботах [27-29] показано, що розташування зразка на платформі побудови визначає кут нахилу лазерного променя відносно

порошкового шару. Ванни розплаву демонструють різну ширину та глибину, відхиляючись від номінальних значень залежно від розташування платформи, що призводить до зміни рівня пористості, шорсткості та загальної структури.

Зміна профілю інтенсивності лазерного променя призводить до трансформацій теплового поля та зміни гідродинамічних процесів у розплавленій ванні, що, у свою чергу, впливає на її розміри, форму ванни розплаву та морфологію зерен. Загалом, при нахилі лазерного променя його профіль стає більш витягнутим і набуває еліптичної форми (рис. 6), що знижує щільність енергії [30].

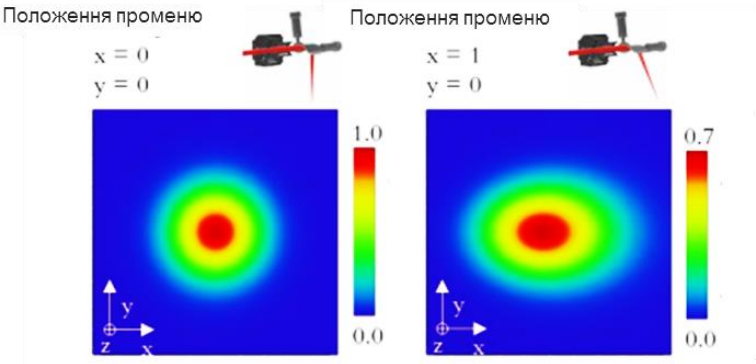


Рисунок 6 – Розподіл інтенсивності лазерного фокуса для нормального положення променя лазера та при відхиленні від осі [31]

При відхиленні променя від нормалі (0 – 20°) його профіль подовжується, що веде до зниження потужності. Вже при куті 17° пікова температура зменшується на 273 К і зміщується на 100 мкм уздовж напрямку сканування. У роботі [30] показано зниження потужності до 13,4% при нахилі лазерного променя від 90° до 60° або 120°. При цьому ступінь поглинання лазерного випромінювання суттєво не змінюється.

Окрім зміни перерізу лазерного променя, необхідно враховувати його збіжний чи розбіжний характер [24], тобто позитивне або негативне розфокусування, що також впливає на морфологію ванни розплаву, що формується.

У результаті формування еліптичної форми плями лазера на ділянках, віддалених від центру, нагріта область шару порошку відрізняється від центральної області, і плавлення цього порошку відбувається по-різному. Нахил променя викликає нахил розплавленої ванни. Спостерігається формування ванни розплаву під кутом при

падінні променя 15-20°. Тому поперечний переріз розплавленої ванни нахилений, особливо в випадках формування «замкової щілини» нахил стає помітним.

При цьому показано, що суттєвого впливу нахилу ванни розплаву на загальну мікроструктуру та механічні властивості не спостерігалося, на відміну від шорсткості, яка спостерігалася на периферії платформи побудови [32].

Вплив нахилу лазерного променя на морфологію ванни розплаву одиничних треків не має однозначного трактування. У дослідженні [30] чисельна модель передбачає, що при нахилі лазерного променя глибина розплавленої ванни дещо зменшується через зниження щільності енергії, тоді як її ширина незначно збільшується.

Результати рентгенівської КТ та LOM-візуалізації показали, що зразки, розташовані на периферії (кут відхилення лазерного променя 17°), характеризуються підвищеною пористістю та меншою глибиною ванни розплаву порівняно зі зразками, які знаходяться в центрі.

Водночас повідомляється, що за умови, коли напрямок руху лазерного променя збігається з напрямком сканування, спостерігається збільшення глибини ванни розплаву. Також спостерігалися зміни глибини залягання пор в залежності від кута падіння лазера, що було пов'язано з величиною заглиблення при формуванні ванни розплаву.

Радіальну відстань від центру робочої пластини називають одним з факторів, який має найбільший вплив на механічні характеристики, включаючи міцність і подовження. Однак це дещо суперечить висновкам, представленим у роботі [32]. У дослідженні [34] виявлено, що фокальна площина має чашоподібну форму з найменшою висотою в центрі робочої зони та радіальною симетрією. Це свідчить про можливі проблеми, пов'язані з розфокусуванням лазера в процесі LPBF.

При вивченні впливу розташування зразка в камері побудови встановлено, що зміни в горизонтальному напрямку мають більш значний вплив на формування структури, ніж висота зразків. Подібні висновки представлені в роботі [35], що вказує на більш значний вплив інших параметрів порівняно зі зміною фокуса лазера.

При обговоренні впливу розташування зразків на платформі побудови найчастіше розглядаються зміни профілю розподілу енергії у лазерному промені, його діаметра та, відповідно, щільності енергії. При вивченні впливу положення зразків на платформі слід враховувати не тільки зміну фокусної відстані (її подовження), а також зміну форми лазерної плями і розподілу енергії в ній. Крім цього, на зразок у камері впливає наявність «глухих зон», швидкість та напрям потоку і щільність інертного газу [36], розподіл порошку [37], змінний температурний

градієнт, на що впливає навіть розташування зразків відносно вікна камери [38] та режими подання та дозування порошку [33], а також інші параметри (рис. 7).

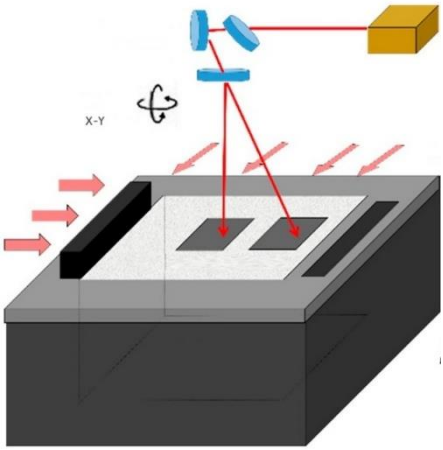


Рисунок 7 – Схема LPBF: рух сканера та кут падіння лазера на різних ділянках платформи [32]

Розташування зразків у камері під час побудови впливає на їх охолодження і їхню кінцеву форму. Так, згідно з [39, 40], зразки, розташовані на краю платформи, відрізняються від внутрішніх через вищу швидкість охолодження. Однак дослідження, присвячені оптимальним параметрам, дають суперечливі результати [40-42]. Розташування зразків відносно газового потоку впливає на стабільність розплаву і ймовірність утворення дефектів. Потік газу виконує не тільки захисну функцію, але і видаляє побічні продукти процесу (сажу, випари металу, зварювальні дими). Якщо видалення недостатнє або потік розподіляється нерівномірно, посилюється взаємодія лазера з цими продуктами, ослаблюється сила лазеру, а частинки осідають на поверхні, яка піддається подальшому впливу лазера. Дослідження [37, 43, 44] показують, що нижче за потоком газу можуть накопичуватися частинки конденсату парів і кисню, що збільшує ймовірність дефектів. Недостатнє видалення викидів із зони плавлення призводить до їх накопичення вздовж потоку. Зниження швидкості потоку газу зменшує глибину розплавленої ванни, збільшує пористість несплавлення через блокування променя паровим шлейфом. Робота [43] показує, що зменшення швидкості поперечного потоку газу призводить до більш

широких і дрібних ванн розплаву.

Згідно з [44], різниця геометрії ванни розплаву не корелює з потоком газу і розташуванням збірки. Однак віддалені від сопел деталі демонструють найменшу розмірну точність [19]. Протилежні результати представлені в [40]: чим далі зразок від сопла, тим вища його точність. Близькі до сопла зразки мають більше відхилення через тиск газу. Також показано, що розташування впускного отвору для газу впливає на однорідність потоку, знижуючи неоднорідність на 40%. Щільність зразків максимальна в центрі платформи і в найбільш віддалених від впускного отвору зонах.

Швидкість потоку газу сильніше впливає на міцність при розтягуванні, ніж розташування деталей [45]. Висока шорсткість спостерігається поблизу отвору зсипання порошку і виходу газу [33].

Дослідження [46] виявило суттєвий вплив радіуса вхідного отвору. Крім того, визначено значний вплив типу газа. Розмір камери побудови також грає важливу роль – чим вона менша і нижче розташоване вікно, тим інтенсивнішим має бути потік газу. В іншому випадку гази стають щільнішими, викликаючи більше відбиття і переривання лазерного променя, що знижує його потужність.

В ряді робіт [47] показано, що розташування зразків має менший вплив на їхні властивості, ніж тип машини та орієнтація деталей під час сканування. Дослідження [48] продемонструвало, що п’ять різних положень на платформі (центр і чотири кути) не мають значного впливу на розмірні відхилення, а процес побудови відбувається стабільно на всій платформі. Робота [38] не виявила значного впливу напрямку потоку допоміжного газу на розмірні відхилення металевих конструкцій.

Статистичний аналіз не виявив значної різниці для втомної міцності зразків, виготовлених у різних зонах потоку азоту. Дослідження впливу малого діаметру лазерної плями на механічні властивості сталі 316L, виготовленої методом LPBF, не виявило значного впливу кута побудови на якість зразків, однак мікроструктура одиничних треків і ванни розплаву в цій роботі не вивчалась [49].

Висновки

За результатами проведеного аналізу сучасних науково-технічних джерел можна відзначити суттєвий вплив безлічі параметрів лазерного наплавлення, а також складність і різноманітність факторів, що визначають процес. Окрім впливу окремих параметрів як самостійних величин, існує і їх взаємодія, яка вивчена меншою мірою, оскільки потребує проведення масштабних експериментальних досліджень з мінімальною похибкою.

Знання, отримані в рамках досліджень які пов'язують нестабільність процесу адитивного виробництва з кутом нахилу лазерного променя та напрямком газових потоків у взаємодії з іншими параметрами процесу, допоможуть краще зрозуміти різні причини змін характеристик металевої конструкції. Контроль цих варіацій під час процесу LPBF дозволить виготовляти більш надійні деталі з прогнозованими механічними властивостями, що має велике значення для сертифікації компонентів та атестації виробів відповідального призначення. Таким чином, існує потреба у проведенні комплексних досліджень щодо можливості надійного багатопараметричного керування процесом.

Перелік посилань / References

1. VOSviewer. (2025 April 15), Visualizing scientific landscapes. Centre for Science and Technology Studies, Leiden University. Retrieved, from https://www.vosviewer.com

2. Gephi. (Version 0.10.1) [Computer software]. (n.d.). Retrieved April 15, 2025, https://gephi.org/

3. Li, Y., Shi, Y., Lu, Y., Li, X., Zhou, J., Zadpoor, A. A., & Wang, L. (2023). Additive manufacturing of vascular stents. *Acta Biomater*, 167, 16-37. https://doi.org/10.1016/j.actbio.2023.06.014

4. Gonnabattula, A., Thanumoorthy, R. S., Bontha, S., Balan, A.S., Anil Kumar, V., & Kanjarla, A. (2024). Process parameter optimization for laser directed energy deposition (LDED) of Ti6Al4V using single-track experiments with small laser spot size. *Optics & Laser Technology*, 175, 110-123. https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2024.110861

5. Stopka, K., Desrosiers, A., Nicodemus, T., Krutz, N., Andreaco, A., & Sangid, M. (2023). Intentionally Seeding Pores in Additively Manufactured Alloy 718: Process Parameters, Microstructure, Defects, and Fatigue. *Additive Manufacturing*, 66, 34-39. https://doi.org/10.1016/j.addma.2023.103450

6. Zhang, J., Zong, X., Chen, Z., & Fu, H. A (2021). Numerical Simulation and Process Optimization of a Hastelloy X Alloy Single Track Produced by Selective Laser Melting. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 75, 101-111. https://doi.org/10.1007/s12666-021-02407-2

7. Jaramillo-Isaza, C., Higuera Cobos, O., Taborda Rios, J., Lopez-Botello, O., & Robledo, P. (2023). Correlation of Energy Density and Manufacturing Variables of AA6061 through Laser Powder Bed Fusion and Its Effect on the Densification Mechanism. *Metals*, 13, 1904. https://doi.org/10.3390/met13111904

8. Yadroitsev, I., Gusarov, A., Yadroitsava, I., & Smurov, I. (2010). Single track formation in selective laser melting of metal powders. *Journal of Materials Processing Technology*, 210, 1624-1631. https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec. 2010.05.010

9. Tat, K., Le, V. T., & Van, N. (2024). Prediction models and multi-objective optimization of the single deposited tracks in laser direct metal deposition of 316L stainless steel. *Manufacturing Review*, 11. https://doi.org/10.1051/mfreview/ 2024012

10. Yadroitsev, I., Yadroitsava, I., Du Plessis, A., & Macdonald, E. (2021). *Fundamentals of Laser Powder Bed Fusion of Metals*, 5, 654

11. Rangaswamy, S., Bourke, D., Monu, M. C., Healy, P., Gu, H., Ahad, I. U., & Brabazon, D. (2024). Investigating Melt Pool Dimensions in Laser Powder Bed Fusion of Nitinol: An Analytical Approach. *Advanced Engineering Materials*, 26, 24-31. https://doi.org/10.1002/adem.202401636

12. Bakhtari, A.R., Sezer, H. K., Canyurt, O. E., Eren, O., Shah, M., & Marimuthu, S. (2024). A Review on Laser Beam Shaping Application in Laser-Powder Bed Fusion. *Advanced Engineering Materials*, 26(14). https://doi.org/10.1002/adem.202302013

13. Yang, T., Liu, T., Liao, W., Macdonald, E., Wei, H., Zhang, C., Chen, X., &Z hang, K. (2020). Laser powder bed fusion of AlSi10Mg: Influence of energy intensities on spatter and porosity evolution, microstructure and mechanical properties. *Journal of Alloys and Compounds*, 849. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.156300

14. Manikandan, P., Venkatesan, K. (2024). The influence of linear energy density on density, defect formation, residual stress, microstructure, and texture in 310 austenitic stainless steel by laser powder bed fusion. *Journal of Manufacturing Processes*, 131, 2191–2207. https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2024.10.022

15. Paraschiv, A., Matache, G., Condruz, M. R., Frigioescu, T. F., & Pambaguian, L. (2022). Laser Powder Bed Fusion Process Parameters' Optimization for Fabrication of Dense IN 625. *Materials*, 15(16), 5777. https://doi.org/10.3390/ma15165777

16. Caiazzo, F., Alfieri, V., & Casalino, G. (2020). On the Relevance of Volumetric Energy Density in the Investigation of Inconel 718 Laser Powder Bed Fusion. *Materials*, 3(3), 538. https://doi.org/10.3390/ma13030538

17. Gaikwad, A., Giera, B., Guss, G., Forien, J.-B., Matthews, M., & Rao, P. (2020). Heterogeneous sensing and scientific machine learning for quality assurance in laser powder bed fusion – A single-track study. *Additive Manufacturing*, 36. https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101659

18. Yang, A., Zhao, Z., & Zhang, X. (2025). A bidirectional prediction framework for melt pool size and process parameters in LPBF. *Engineering Research Express*, 7. https://doi.org/10.1088/2631-8695/adb0a2

19. Khorasani, A., Gibson, I., Ghasemi, A., & Ghaderi, A. (2019). Modelling of Laser Powder Bed Fusion Process and Analysing the Effective Parameters on Surface Characteristics of Ti-6Al-4V. International Journal of Mechanical Sciences,168. https://doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2019.105299

20. Glaubitz, E., Fox, J., Kafka, O., & Gockel, J. (2025). Contour parameters, melt pool behavior, and surface roughness relationships across laser powder bed fusion platforms and metallic alloys. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 136, 4419–4437. https://doi.org/10.1007/s00170-025-15066-0

21. Fiegl, T., Franke, M., & Körner, C. (2019). Impact of build envelope on the properties of additive manufactured parts from AlSi10Mg. *Optics & Laser Technology*, 111, 51–57. https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2018.08.050

22. Kleszczynski, S., Ladewig, A., Friedberger, K., Merhof D., & Witt, G. (2015). *Position Dependency of Surface Roughness in Parts from Laser Beam Melting Systems*. https://hdl.handle.net/2152/89333

23. Yang, X. H., Jiang, C. M., Ho, J. R., Tung, P. C., & Lin, C. K. (2021). Effects of Laser Spot Size on the Mechanical Properties of AISI 420 Stainless Steel Fabricated by Selective Laser Melting. *Materials* (Basel), 14(16), 4593. https://doi.org/10.3390/ma14164593

24. Metelkova, J., Kinds, Y., Kempen, K., de Formanoir, C., Witvrouw, A., & Hooreweder, B. (2018). On the influence of laser defocusing in Selective Laser Melting of 316L. *Additive Manufacturing*, 23. https://doi.org/10.1016/j.addma.2018.08.006.

25. Bedmar, J., Riquelme, A., Rodrigo, P., Torres, B., & Rams J. (2021). Comparison of Different Additive Manufacturing Methods for 316L Stainless Steel. *Materials*, 14(21), 6504. https://doi.org/10.3390/ma14216504.

26. Mo, Bin, Li, Tao, Deng, Linhui, Shi, Feifan, Liu, Weiwei, & Zhang, HongChao. (2024). Mechanisms and influencing factors of defect formations during laser-based directed energy deposition with coaxial powder feeding: a review. *Virtual and Physical Prototyping*, 19. https://doi.org/10.1080/17452759.2024.2404155

27. Reijonen, Joni, Revuelta, Alejandro, Metsä-Kortelainen, Sini, & Salminen, Antti. (2024). Effect of laser focal point position on porosity and melt pool geometry in laser powder bed fusion additive manufacturing. *Additive Manufacturing*, 85. https://doi.org/10.1016/j.addma.2024.104180

28. Mazzarisi, Marco, Errico, Vito, Angelastro, Antonio, & Mazzarisi, Marco. (2022). Influence of standoff distance and laser defocusing distance on direct laser metal deposition of a nickel-based superalloy. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 120, 2407–2428. https://doi.org/10.1007/s00170-022-08945-3

29. Wang, S, Wang, L, Liu, J, Yang, R, Li, J, & Wang, G. (2023). Effects of laser energy density on morphology features and microstructures of the single molten track in selective laser melting. *Frontiers in Materials*, 10. https://doi.org/10.3389/fmats.2023.1110844

30. Godineau, Kevin, Lavernhe, Sylvain, & Tournier, Christophe. (2019). Influence of the opto-mechanical chain on the energy provided by the laser spot to the material in laser powder bed fusion processes. *Additive Manufacturing*, 27. https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.102333

31. Brandau, B. (2022). *Spectral analysis in laser powder bed fusion* (Licentiate thesis). Luleå University of Technology. Available. https://www.diva-portal.org/smash/get/diva2:1656943/FULLTEXT01.pdf

32. Sendino, S., Gardon, M., Lartategui, F., Martinez, S., & Lamikiz, A. (2020). The Effect of the Laser Incidence Angle in the Surface of LPBF Processed Parts. *Coatings*, 10(11), 1024. https://doi.org/10.3390/coatings10111024

33. Alphonso, W. E., Bayat, M., Rothfelder, R., Schmidt, M., & Hattel, J. H. (2024). A Systematic Investigation of Laser Beam Shape Variation on the Thermal and Melt Pool Dynamics in Laser Powder Bed Fusion of 316L Stainless Steel. *Abstract from 26th International Congress of Theoretical and Applied Mechanics, Daegu, Republic of Korea*

34. Berez, J., Dushaj, E., Jost, E., Saldaña, C., & Fu, K. (2024). Measurement of focal plane error in laser powder bed fusion machines. *Additive Manufacturing Letters*, 9. https://doi.org/10.1016/j.addlet.2024.100196

35. Lee, J., Lee, M., Jung, I. D., Choe, J., Yu, J. H., Kim, S., & Sung, H. (2020). Correlation Between Microstructure and Tensile Properties of STS 316L and Inconel 718 Fabricated by Selective Laser Melting (SLM). *Journal of Nanoscience and Nanotechnology*, 20(11), 6807–6814

36. Adyamskyi, S., Kononenko, G., Podolskyi, R., & Badyuk, S. (2022). *Vprovadzhennia tekhnolohii selektyvnoho lazernoho plavlennia v Ukraini.* [Implementation of Selective Laser Melting Technology in Ukraine]. Naukova Dumka.

37. Mussatto, A., Groarke, R., Vijayaraghavan, R. K., Hughes, C., Obeidi, M. A., Doğu, M. N., Yalçın, M. A., McNally, P. J., Delaure, Y. M., & Brabazon, D. (2022). Assessing dependency of part properties on the printing location in laser-powder bed fusion metal additive manufacturing. *Materials Today Communications*. https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2022.103209

38. Kozhuthala Veetil, J., Khorasani, A., Ghasemi, A., Rolfe, B., Vrooijink, I., van Beurden, K., Moes, S., & Gibson, I. (2020). Build position-based dimensional deviations of laser powder-bed fusion of stainless steel 316L. *Precision Engineering*, 67, 58–68. https://doi.org/10.1016/j.precisioneng.2020.09.024

39. Karimi, P., Sadeghi, E., Ålgårdh, J., Harlin, P., & Andersson, J. (2020). Effect of build location on microstructural characteristics and corrosion behavior of EB-PBF built Alloy 718. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 106, 3597–3607. https://doi.org/10.1007/s00170-019-04859-9

40. Costes, M., Arnaud, L., Lefebvre, P., & Mandou, Q. (2024). Experimental study of laser powder bed fusion (LPBF) gas shield inlet optimization and its effects on part quality. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 133, 1-20. https://doi.org/10.1007/s00170-024-14035-3

41. Oliveira, A., Castro, H., Santos, S., Jardini, A., & Del Conte, E. (2023). Effects of spatter deposition and build location in laser powder bed fusion of maraging steel parts. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 129. https://doi.org/10.1007/s00170-023-12445-3

42. Biswas, P., & Ma, J. (2022). Spatial pore distribution: an approach to uncouple the strength–porosity trade-offs. *J Mater Sci*, 57, 411–421. https://doi.org/10.1007/s10853-021-06587-6

43. Soltani-Tehrani, A., Isaac, J. P., Tippur, H. V., Silva, D. F., Shao, S., & Shamsaei, N. (2023). Ti-6Al-4V powder reuse in laser powder bed fusion (LPBF): The effect on porosity, microstructure, and mechanical behavior. *International Journal of Fatigue*, 167, Part B. https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2022.107343

44. Reijonen, J., Revuelta, A., Riipinen, T., Ruusuvuori, K., & Puukko, P. (2020). On the effect of shielding gas flow on porosity and melt pool geometry in laser powder bed fusion additive manufacturing. *Additive Manufacturing*, 32. https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.101030

45. Anwar, A., & Pham, Q. C. (2016). Selective laser melting of AlSi10Mg: Effects of scan direction, part placement and inert gas flow velocity on tensile strength. Journal of Materials *Processing Technology*, 240. https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2016.10.015

46. Steve, B. (2017). *A study into the effects of gas flow inlet design in a Renishaw AM250 laser powder bed fusion machine using computational modelling*

47. Weaver, J. S., Deisenroth, D., & Mekhontsev, S. (2024). Cross-sectional melt pool geometry of laser scanned tracks and pads on nickel alloy 718 for the 2022 additive manufacturing benchmark challenges. *Integr. Mater Manu.f Innov*., 13, 363-379. https://doi.org/10.1007/s40192-024-00355-5

48. Krasniqi, M., & Löffler, F. (2023). Dimensional accuracy of additively manufactured AlSi10Mg parts: Study of the influence of build platform position, process parameters and repeatability. *Joint Special Interest Group meeting between euspen and ASPE Advancing Precision in Additive Manufacturing KU Leuven, Belgium, September 2023*

49. Yildiz, R. A., Popa, A.-A., & Malekan, M. (2024). On the effect of small laser spot size on the mechanical behaviour of 316L stainless steel fabricated by LPBF additive manufacturing. *Materials Today Communications*, 38. https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2024.108168

S. V. Adzhamskyi[1,2], Ph. D. (Tech. Sci.), ORCID 0000-0002-6095-8646
T. V. Balakhanova[3,*], Cand. Tech. Sci., ORCID 0000-0003-2493-218X
O. E. Baranovska[3], Cand. Tech. Sci., ORCID 0000-0002-4106-5797
R. V. Podolskyi[2,3,4], Ph. D. (Tech. Sci.), ORCID 0000-0002-0288-0641

[1] *LLC "Additive Laser Technology of Ukraine"*
[2] *Institute of Transport Systems and Technologies of the NAS of Ukraine*
[3] *Iron and steel institute of Z.I. Nekrasov of National academy of science of Ukraine*
[4] *Institute of Applied Control Systems of the NAS of Ukraine*

[*] *Corresponding author: tatja.balakhanova@gmail.com*

CONFLICTING INFLUENCE OF SCANNING PARAMETERS ON THE GEOMETRY AND SIZE OF THE MELT POOL DURING THE LPBF PROCESS (REVIEW)

Abstract. Laser powder bed fusion (LPBF) is one of the leading technologies for additive manufacturing of metal parts with complex geometries, enabling the production of both solid and porous structures with tailored characteristics. However, the widespread industrial adoption of LPBF is limited by defects such as porosity, residual stresses, incomplete powder melting, and layer unevenness. These defects significantly affect the mechanical properties, dimensional accuracy, and corrosion resistance of the final products. A central element of the process is the melt pool, whose stability governs the formation of the microstructure, alloy quality, and behavior of multilayer structures. However, data on melt pool behavior remain controversial: results from experiments and numerical simulations often do not coincide, making it difficult to unambiguously assess the effects of process parameters. The interaction of factors such as laser power, scanning speed, sample placement on the build platform, beam inclination, and gas flow is often nonlinear and unpredictable. Consequently, defect formation and track morphology can vary considerably even under similar process conditions, highlighting the high level of uncertainty and inconsistency in the data. This paper summarizes existing studies

analyzing the formation of single tracks and multilayer structures, emphasizes discrepancies between experimental observations and numerical models, and identifies key factors requiring further investigation. The significant influence of numerous LPBF parameters, as well as the complex and multifactorial nature of the process, is evident. Beyond the effects of individual parameters, their interactions play a critical role, but have been studied less extensively due to the need for large-scale, high-precision experiments. Knowledge of the relationships between process instability, laser beam angle, and gas flow direction, in combination with other parameters, can help to better understand the causes of variations in the properties of metal products. Analyzing the challenges and prospects of studying single and multilayer tracks in melt pools allows for a deeper understanding of LPBF processes, supports the determination of optimal process parameters, and improves product quality, ultimately enabling more precise process control and effective evaluation of powder alloy properties.

Key words: laser powder bed fusion, single tracks, melt pool, keyhole, LPBF process parameters

For citation: Adzhamskyi, S. V., Balakhanova, T. V., Baranovska, O. Ye., & Podolskyi, R. V. (2026). Conflicting influence of scanning parameters on the geometry and size of the melt pool during the LPBF process (review). *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 40, 79-97. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-005

Рукопис надійшов до редакції / Received 01.03.2026
Рекомендовано до друку / Accepted 28.05.2026
Опубліковано / Published 30.05.2026

ISSN 2522-9117 (print), ISSN 2786-6149 (online)
"Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії". 2026. Випуск 40
"Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy". 2026. Issue 40

https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-006

УДК 539.42:620.191.3:004.942

С.О. Федоряченко[1,*], к.т.н., доцент, ORCID 0000-0002-8512-3493
К.А. Зіборов[1], к.т.н., доцент, ORCID 0000-0002-4828-3762
Д.В. Лаухін[1], д.т.н., проф., ORCID 0000-0002-9842-499X
О.В. Швець[2], к.т.н., ORCID 0009-0005-4871-4402
В.М. Король[1], аспірант, ORCID 0009-0004-6433-1797
Д.В. Гаркавенко[1], аспірант, ORCID 0009-0004-5011-9015

[1] *Національний технічний університет «Дніпровська політехніка»*
[2] *Український державний університет науки і технологій*

[*] *Автор для листування: fedoriachenko.s.o@nmu.one*

ОБЧИСЛЮВАЛЬНИЙ АЛГОРИТМ ОЦІНКИ ТРІЩИНОСТІЙКОСТІ СТАЛЕВИХ ВИЛИВКІВ НА ОСНОВІ ТЕРМОГІДРОДИНАМІЧНИХ СИМУЛЯЦІЙ

Анотація. У роботі представлено науково обґрунтований підхід до прогнозування та керування тріщиностійкістю литих сталевих оболонок, що ґрунтується на інтеграції термогідродинамічного моделювання процесів затвердіння з мікромоделями фазоутворення. Продемонстровано, що надійність і довговічність відливок безпосередньо визначаються контрольованістю мікроструктурного стану, який формується під час кристалізації та подальшого охолодження. Попри суттєвий прогрес у моделюванні теплових і гідродинамічних процесів лиття, практична перевірка якості здебільшого спирається на випробування, що збільшує собівартість виробництва й не гарантує відтворюваності властивостей. Для подолання цих обмежень запропоновано постпроцесорний модуль до системи Thercast, здатний поєднувати результати чисельного аналізу температурних полів із фізично обґрунтованими моделями еволюції мікроструктури та критеріями формування дефектів. Розроблений підхід дозволяє прогнозувати ключові мікроструктурні параметри на основі термополів та фазовим складом, а також відображати їхній вплив на пористість та прогнозовані механічні властивості матеріалу. Отримані карти фазового складу та пористості трансформуються у просторово-часові поля ефективної межі плинності й тріщиностійкості, що забезпечує можливість подальшої перевірки методом скінченних елементів. Методика базується на використанні термокінетичних моделей фазових перетворень, зокрема рівняння Ендрюса для визначення температури початку мартенситного перетворення, залежності Койстінена-Марбургера для оцінки частки мартенситу та узагальненої моделі Джонсона-Мелла-Аврамі-Колмогорова для опису дифузійних фазових змін. Застосовані залежності зберігають фізичну

© С. О. Федоряченко, К. А. Зіборов, Д. В. Лаухін, О. В. Щвець, В. М. Король, Д. В. Гаркавенко, 2026

Це стаття відкритого доступу за ліцензією CC BY-NC-ND 4.0
https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/legalcode.uk

інтерпретацію та можуть бути адаптовані за термокінетичними діаграмами конкретних плавок, що спрощує їх калібрування для різних марок сталі. Практичне значення роботи полягає у переході від експериментальної оцінки до попереднього прогнозування властивостей безпосередньо на етапі проєктування. Розроблений програмний модуль інтегрований у Thercast надає можливість проводити дослідження методом скінчених елементів.

Ключові слова: мікропористість, литі сплави, механіко-математичне моделювання, тріщиностійкість, Thercast.

Посилання для цитування: Обчислювальний алгоритм оцінки тріщиностійкості сталевих виливків на основі термогідродинамічних симуляцій / С. О. Федоряченко, К. А. Зіборов, Д. В. Лаухін, О. В. Швець, В. М. Король, Д. В. Гаркавенко // *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії.* 2026. Вип. 40. С. 98-109. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-006

Вступ

Забезпечення прогнозованої тріщиностійкості литих сталевих оболонок безпосередньо зумовлюється контрольованістю мікроструктурного стану, який формується під час кристалізації та подальшого охолодження. Попри суттєвий прогрес у сфері термогідродинамічного моделювання процесів лиття, практична оцінка якості досі значною мірою спирається на випробування. Це підвищує собівартість виготовлення та не гарантує відтворюваності отриманих результатів. Інтеграція індексу Нійами для оцінювання повноти живлення, емпіричних залежностей міждендритного кроку (SDAS) та кінетичних моделей фазоутворення (Койстінен-Марбургер; Джонсон-Мелл-Аврамі-Колмогоров) створює цілісну основу для переходу від аналізу температурних полів до побудови предикторів дефектності та, зрештою, до розрахунку ефективних механічних характеристик, релевантних задачам скінчено-елементного аналізу [1-4].

На цьому тлі особливого значення набуває розроблення відтворюваного обчислювального інструменту, що поєднує результати термогідродинамічних симуляцій у Thercast із матеріалознавчими моделями еволюції мікроструктури та механіки руйнування. Аналіз технічної документації й допоміжних Python-скриптів свідчить, що наявні інструменти можуть бути розширені до рівня, коли з полів температури $T(x,t)$, її градієнтів ∇T та швидкості зміни $\dot{T}$ безпосередньо формуються карти фазового складу та пористості. На цій основі можна будувати просторово-часові поля ефективної границі плинності та тріщиностійкості, придатні для подальшого динамічного моделювання роботи оболонкових конструкцій.

Запропонований підхід забезпечує послідовне узгодження ланцюга

«процес - структура - властивості», мінімізуючи розрив між термокінетикою затвердіння та параметрами, що визначають ініціювання і розвиток тріщин під дією імпульсних навантажень [5].

Метою дослідження є обґрунтування та розроблення постпроцесорного модуля для системи Thercast, призначеного для комплексного аналізу мікроструктурної еволюції та прогнозування механічних характеристик литих сталевих оболонок.

Запропонований модуль має забезпечити:

а) реконструкцію мікроструктурних параметрів на основі температурних полів, SDAS, індексу Нійами та фазового складу (частки перліту, бейніту, мартенситу);

б) відображення цих параметрів у дефектну структуру матеріалу шляхом застосування логістичних кривих;

в) трансформацію отриманих мікроструктурних карт у просторово-часові поля ефективних механічних властивостей, що можуть бути використані для верифікації методом скінченних елементів за умов динамічного навантаження.

Наукова новизна полягає в інтегрованому зв’язуванні фізично обґрунтованих мікромоделей із розрахунками процесів затвердіння. Такий підхід забезпечує можливість керування технологічними параметрами лиття на етапі проєктування виробу з метою формування прогнозованої тріщиностійкості виливків та зменшення варіабельності їхніх експлуатаційних характеристик у серійному виробництві.

Методика дослідження

Методологія дослідження базується на інтеграції термогідродинамічного моделювання процесів лиття з матеріалознавчими моделями формування мікроструктури та багатокритеріальним описом дефектності. Застосовано методи математичного моделювання та програмування у середовищі Python для реалізації математичних моделей оцінки тріщиностійкості методом скінчених елементів у програмному забезпечені Thercast

Для часової дискретизації застосовувався адаптивний крок 0,02-0,1 с із контролем збіжності. Граничні умови задані наступним чином. Тепловіддача на стінки форми з коефіцієнтом 400-900 $Вт \cdot м^{-2} \cdot К^{-1}$, конвективно-радіаційний теплообмін на вільних поверхнях, фазові перетворення з урахуванням прихованої теплоти плавлення. Розраховані температурні поля $T(x,t)$, модуль градієнта $|\nabla T||$ та швидкість охолодження $\dot{T}$ експортувалися у формат *.vtu та піддавалися постпроцесингу за допомогою Python-модулів.

На початковому етапі має бути визначений індекс Нійами як ключовий критерій оцінки живлення та схильності до утворення

усадкової пористості:

$$N_y = \frac{|\nabla T|}{\sqrt{|\dot{T}|}} \quad (1)$$

Необхідною умовою є розрахунок часу затвердіння t_s і локальної швидкості охолодження R. Другий етап полягає у реконструкції мікроструктури та факторів, які її визначають, а саме температури початку мартенситного перетворення M_s на основі залежностей Ендрюса з хімічного складу плавки; встановлені частки мартенситу $f_M(T)$ за залежністю Койстінена-Марбургера; встановленні частки дифузійних продуктів за узагальненою моделлю Джонсона-Мелла-Аврамі-Колмогорова з інтеграцією швидкості перетворення $k(T)$ уздовж пружно-пластичної ланки скінчено-елементної сітки; вихначенні вторинного міждендритного кроку.

Наступним етапом дослідження є встановлення технологічних предикторів виникнення дефектів, таких як функція $\varphi(N_y)$, що перетворює N_y у системи вимірювань локальної частки пористості.

Для потреб подальшого скінчено-елементного моделювання напружено-деформованого стану сформульовано механічні властивості скінчено-елементної комірки досліджуваної моделі:

$$\sigma_{y,eff} = \sigma_{y0}[1 - k_\varphi \varphi - \frac{1}{100}(k_P f_P + k_B f_B + k_M f_M)], \quad (2)$$

$$K_{Ic,eff} = K_{Ic0}[1 - k^*_\varphi \varphi - \frac{1}{100}(k^*_P f_P + k^*_B f_B + k^*_M f_M)], \quad (3)$$

де $\sigma_{y,eff}$- локальна межа плинності, МПа; σ_{y0}- експериментально встановленна межа плинності матеріалу, МПа; $K_{Ic,eff}$-ефективна тріщиностійкість, МПа м$^{1/2}$; K_{Ic0} -базове значення ефективної тріщиностійкості, МПа м$^{1/2}$; φ - відносна локальна пористість; k_φ- коефіцієнт впливу пористості на межі плинності; k^*_φ- коефіцієнт впливу пористості на зниження ефективної тріщиностійкості; f_P, f_B, f_M- частки вмісту фаз перліту, бейніту, мартенситу відповідно; k_P, k_B, k_M емпіричні коефіцієнти кореляції межі плинності; k^*_P , k^*_B, k^*_M - емпіричні коефіцієнти кореляції ефективної тріщиностійкості

Отримані коефіцієнти кореляції узгоджуються з результатами фізичних випробувань.

Чисельне моделювання зразків передбачає проведення експериментальних досліджень для визначення тимчасового опору розтягуванню та ударної в'язкості, а також оцінювання вмісту δ-фериту за еквівалентами DeLong/WRC-92.

Вихідні данні та результати дослідження

Результати моделювання фазових перетворень, литого виробу та дефектності сталей із прив'язкою до термічних полів і швидкостей охолодження реалізується із урахуванням узгодженої оцінки температури початку мартенситного перетворення, часток фаз за безперервного охолодження, міждендритного кроку та індексу Нійами з подальшим відображенням прогнозованих механічних властивостей. Застосовані рівняння зберігають відомі фізичні інтерпретації та легко калібруються за термокінетичними діаграмами конкретних плавок.

Температура початку мартенситного перетворення M_s і прогнозована частка мартенситу для сталей визначається із урахуванням того, що обсяг мартенситу після охолодження є критичним фактором, що впливає на якість готового продукту.

Температуру початку перетворення доцільно визначати за формулою Ендрюса:

$$M_s = \beta_0 - \sum_i \beta_i w_i \quad (4)$$

$$Ms[\,^0C] = 539 - 423C - 30{,}4Mn - 17{,}7Ni - 12{,}1Cr - 7{,}5Mo \quad (5)$$

де β_i -температурний коефіцієнт впливу *i*-го елемента; w_i - масова частка *i*-го легувального елемента у сплаві; *i* - індекс елементів (*C*, *Mn*, *Cr* тощо); β_0 - емпірично встановлена константа.

Для випадку, коли миттєва температура $T < M_s$, аустеніт стає термодинамічно нестійким до дифузійного мартенситного перетворення. За цієї умови формування мартенситу може протікати без повільної дифузії вуглецю чи легуючих елементів. Тоді, кількість утвореного мартенситу при охолодженні нижче температури M_s визначають емпіричною залежністю Койстінена-Марбургера:

$$f_M(T) = 1 - \exp[-\alpha(M_S - T)] \quad (6)$$

де α =0,01-0,015 $^0C^{-1}$

Як приклад, для аустенітної сталі 316L через високий вміст *Ni*, *Cr*, *Mo* може бути отримане низьке або від'ємне значення M_s, що узгоджується з відсутністю мартенситу за типової литої термоісторії.

Дифузійні перетворення за моделлю Джонсона-Мелла-Аврамі-Колмогорова визначається, виходячи з умови ізотермічного перетворення:

$$X(t) = 1 - exp\{-[k(T)t]^n\}, \quad (7)$$

$$k(T) = k_0 exp[-Q/R(T + 273{,}15)], \quad (8)$$

де $X(t)$ - частка перетвореної фази на момент часу t; n - показник

Аврамі, що відображає механізм нуклеації (n=1…4); $k(T)$ - температурно-залежний кінетичний коефіцієнт перетворення; k_0 - передекспоненційний множник рівняння Арреніуса; Q - енергія активації процесу перетворення, Дж; R - газова стала.

У випадку неізотермічного термодинамічного перетворення:

$$X(t) = 1 - exp\{-[Z(t)]^n\}, \quad (9)$$

$$Z(t) = \int_0^t k(T(t'))dt', \quad (10)$$

де $Z(t)$ - час перетворення.

При обмежених вхідних даних термоісторії скінчено-елементної сітки результатів розрахунку моделі застосовано апроксимацію:

$$t_b \approx \frac{\Delta T_b}{|\dot{T}|_{T*}} \quad (11)$$

$$X \approx 1 - exp[-k(T*)t_b]^n \quad (12)$$

Зазначене коректно відтворює вплив оходження об'ємів структур, що утворюються під час дифузії. Вторинний міждендритний крок (SDAS, λ_2) застосовується відповідно до емпіричної форми:

$$\lambda_2 = KR^{-n} \quad (13)$$

або

$$\lambda_2 = At_s^b \quad (14)$$

де R - локальна швидкість охолодження; t_s - час затвердіння; $n \approx b \approx 0{,}33$. Зменшення λ_2 корелює з підвищенням σ_y і зниженням схильності до утворення гарячих тріщин; K - коефіцієнт пропорційності (K=0,33−0,5).

Низькі значення N_y відповідають ризику виникнення усадкової мікропористості. Для побудови карт дефектності застосовано гладке відображення пористості φ:

$$\varphi(N_y) = \frac{\varphi_{max}}{1+exp[a(N_y - N_y^*)]} \quad (15)$$

де a, φ_{max} - емпіричні коефіцієнти.

Для оцінки очікуваної кількості δ-фериту замість повноцінного термодинамічного розрахунку застосовано емпіричні діаграми DeLong (рис. 1) та WRC-92 (рис. 2) [7] з метою переводу реального хімічного складу у еквіваленти хрому й нікелю (сукупний вплив легувальних елементів на стабільність фаз), за якими з діаграми визначається феритне число, наближене до об'ємної частки δ-фериту.

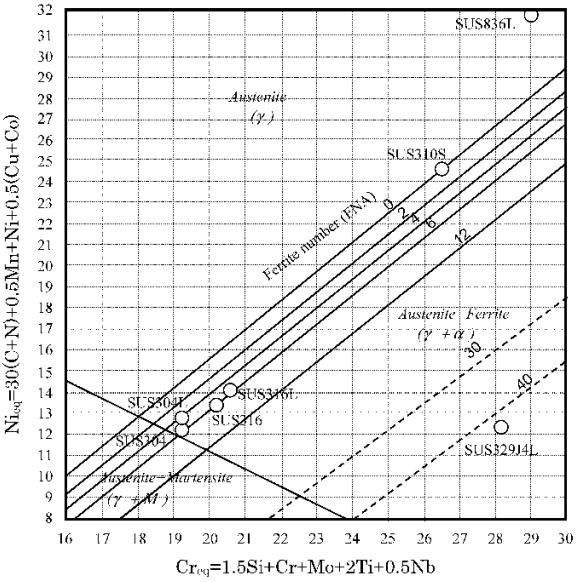


Рисунок 1 - Діаграма DeLong

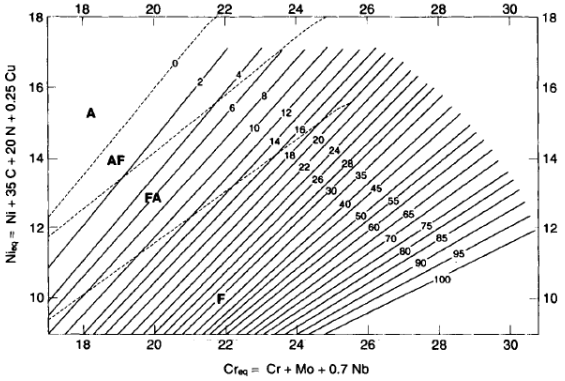


Рисунок 2 - Діаграма WRC-92

Ефективні властивості з урахуванням дефектності та фаз під час розрахунку методом скінчених елементів визначається у наступній формі:

$$\sigma_{y,eff} = \sigma_{y0}[1 - k_\varphi \varphi - \frac{1}{100}(k_P f_P + k_B f_B + k_M f_M)]_{\geq 0,1} \quad (15)$$

$$K_{Ic,eff} = K_{Ic0}[1 - k^*_\varphi \varphi - \frac{1}{100}(k^*_P f_P + k^*_B f_B + k^*_M f_M)]_{\geq 0,1} \quad (16)$$

Пористість найбільш суттєво знижує K_{Ic}, високий f_M підвищує

міцність, але зменшує ударну в'язкість.

Для проведення розрахунку та обчислення K_{Ic} методом скінчених елементів реалізовано скріпт розширення функціоналу Thercast. Код програмної реалізації приведено на рис. 3-5.

```
def compute_effective_fracture_toughness():
    # ------------------------------
    # Tunable parameters (set to your alloy/system)
    # ------------------------------
    K_IC_REF   = 80.0   # Reference fracture toughness at T_REF [MPa^0.5 * m^0.5], edit to your material
    T_REF      = 20.0   # Reference temperature [°C]
    BETA_dK_dT = 5.0e-4 # Linear softening per °C: K_IC(T)=K_IC_REF*(1 - BETA*(T - T_REF))
    K_IC_MIN   = 5.0    # Lower bound to prevent non-physical negative/near-zero toughness

    # Stress state reduction parameters (bounded, conservative forms)
    A_TRIAX    = 0.75   # Strength of triaxiality penalty
    B_LODE     = 0.25   # Strength of Lode parameter penalty
```

Рисунок 3 – Лістинг програмної частини встановлення вихідних даних

```
# Compute von Mises, hydrostatic pressure, triaxiality, Lode parameter (element level)
# ------------------------------
vonmises = sqrt(0.5*(pow((sigma.xx()-sigma.yy()),2)+pow((sigma.yy()-sigma.zz()),2)+pow((sigma.zz()-sigma.xx()),2)) \
               +3*((pow(sigma.xy(),2))+(pow(sigma.yz(),2))+(pow(sigma.xz(),2))))

# Hydrostatic pressure (positive in tension by this convention)
pressure = - ( sigma.xx() + sigma.yy() + sigma.zz() ) / 3.0

# Avoid division by zero in triaxiality: add a tiny floor to von Mises
vm_floor   = replaceValuesBelow(vonmises, 1e-12, 1e-12)
Triaxiality_elt = - pressure / vm_floor

# Lode parameter based on J3 invariant and von Mises (bounded to [-1, 1])
J3_invariant = -( sigma.xx()*sigma.yy()*sigma.zz() + 2*sigma.xy()*sigma.yz()*sigma.xz() \
                - sigma.yy()*pow(sigma.xz(),2) - sigma.zz()*pow(sigma.xy(),2) - sigma.xx()*pow(sigma.yz(),2) ) / 27.0
Lode_param_elt = - 0.5 * 27.0 * J3_invariant / pow(vm_floor,3)
Lode_param_elt = replaceValuesBelow(Lode_param_elt , -1.0 , -1.0)
Lode_param_elt = replaceValuesAbove(Lode_param_elt ,  1.0 ,  1.0)
```

Рисунок 4 – Фрагмент алгоритму реалізації математичної моделі

```
# Material toughness law vs temperature (linear softening; clipped to [K_IC_MIN, +inf))
# K_IC(T) = K_IC_REF * (1 - BETA_dK_dT * (T - T_REF))
# ------------------------------
K_IC_T = K_IC_REF * (1 - BETA_dK_dT * (T_node - T_REF))
K_IC_T = replaceValuesBelow(K_IC_T, K_IC_MIN, K_IC_MIN)

# ------------------------------
# Stress-state reductions (bounded, simple, monotone penalties):
#   f_triax = 1 / (1 + A_TRIAX * Triaxiality)
#   f_lode  = 1 - B_LODE * (1 - |Lode_param|)    (max penalty at Lode≈0, shear-like)
# Both clamped to (0,1]
# ------------------------------
# Ensure denominator positive
denom = 1 + A_TRIAX * Triaxiality
denom = replaceValuesBelow(denom, 1e-6, 1e-6)
f_triax = 1.0 / denom

abs_L   = sqrt(Lode_param*Lode_param)  # |L| without abs()
f_lode  = 1 - B_LODE * (1 - abs_L)
f_lode  = replaceValuesBelow(f_lode, 1e-3, 1e-3)   # clamp to avoid zero

f_stress = f_triax * f_lode

# ------------------------------
# Effective fracture toughness field
# ------------------------------
K_eff = K_IC_T * f_stress
```

Рисунок 5 – Реалізація алгоритму розрахунку тріщиностійкості

На рис. 6 приведено результат прорахунку термомеханічної моделі лиття із визначенням K_{Ic} у діапазоні температур кристалізації та охолодження до 200 ^{0}C.

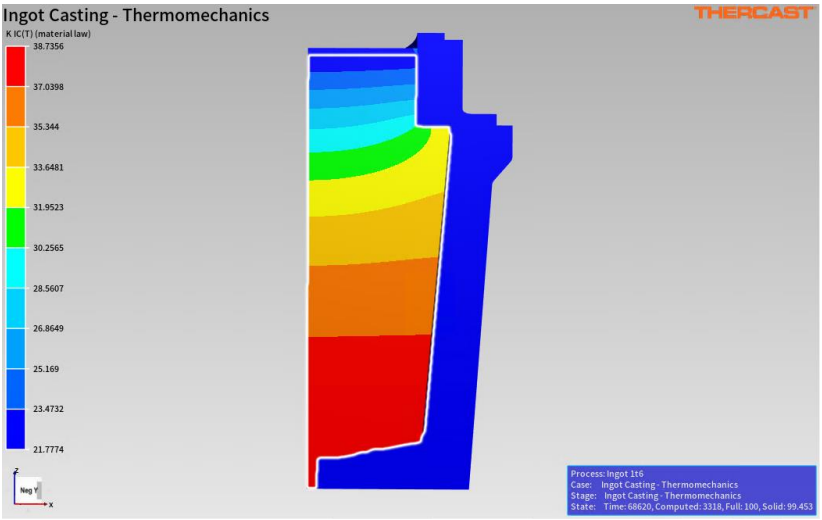


Рисунок 6 – Розподіл значень тріщиностійкості виливки у Thercast за розробленим алгоритмом

Таким чином, підтверджено роботоздатність математичної моделі та її програмної реалізації. Експериментальне підтвердження коректності наукового підходу буде підтвердження в ході продовження роботи над питанням моделювання ефективної тріщиностійкості.

Висновки

Запропоновано комплексний підхід до прогнозування тріщиностійкості литих сталевих виробів шляхом інтеграції термогідродинамічного моделювання процесів затвердіння у Thercast із фізично обґрунтованими мікромоделями фазоутворення та критеріями утворення дефектів. Розроблений постпроцесорний модуль відтворює мікроструктурні параметри, трансформує їх у карти пористості та ефективних механічних властивостей для подальшого використання у скінченно-елементному аналізі. Методика забезпечує узгоджену послідовність реалізації структури «процес - структура - властивості», даючи можливість на етапі проєктування керувати параметрами лиття з метою формування прогнозованої тріщиностійкості та зниження девіації якості серійних виробів.

Перелік посилань

1. Kirkaldy J. S., Venugopalan D. Prediction of microstructure and hardenability in low alloy steels // Int. Conf. on Phase Transformations in Ferrous Alloys. Philadelphia, 1983. P. 125-148.

2. Buchmayr B. and Kirkaldy J. S. Modeling of the temperature field, transformation behavior, hardness and mechanical response of low alloy steels during cooling from the austenite region // J. Heat Treating. 1990. 8, № 2. P. 127-136.

3. Leblond J.-B., Devaux J. A new kinetic model for anisothermal metallurgical transformations in steel including effect of austenite grain size // Acta Met. 1984. 32, № 1. P. 137-146.

4. Костін, В. А., Позняков, В. Д., Берднікова, О. М., Жуков, В. В., Алексєєнко, Т. О., Алексєєнко, І. І. (2020). Вплив структурних перетворень на механічні властивості зварних з'єднань броньових сталей. *Фізико-хімічна механіка матеріалів, 56*(4), 78-83.

5. Вплив режимів термічної обробки на міцність і циклічну тріщиностійкість сталі 65Г / О. П. Осташ, В. В. Кулик, В. Д. Позняков, О. А. Гайворонський, В. В. Віра // Фіз.-хім. механіка матеріалів. - 2018. - 54, № 6. - С. 24-29.

6. Jonšta P., Kurka V., and coauthors. Casting and solidification simulation of 65 t steel ingot in Thercast software. In Proceedings of the 31st International Conference on Metallurgy and Materials — METAL 2022 (pp. 1-6). Ostrava: TANGER Ltd. https://doi.org/10.37904/metal.2022.4452

7. Todoroki H., Oikawa M., Wang K., Kobayashi Y., Ishii T. (2008). Prospects for the control of solidification structures from the viewpoints of weld, hot-workability and near net shape casting. *ISIJ International.* 2008. Vol. 48. No. 3. P. 256-263. https://doi.org/10.2355/isijinternational.48.256

8. Andrews P. V. Resistivity due to grain boundaries in pure copper. Physics Letters. 1965. Vol. 19. Issue 7. P. 558-560, https://doi.org/10.1016/0031-9163(65)90776-6

References

1. Kirkaldy, J. S. & Venugopalan, D. (1983). Prediction of microstructure and hardenability in low alloy steels. *Int. Conf. on Phase Transformations in Ferrous Alloys*. Philadelphia, 1983. P. 125-148.

2. Buchmayr, B. & Kirkaldy, J. S. (1990). Modeling of the temperature field, transformation behavior, hardness and mechanical response of low alloy steels during cooling from the austenite region. *J. Heat Treating*, 8(2), 127-136.

3. Leblond, J.-B. & Devaux, J. (1984). A new kinetic model for anisothermal metallurgical transformations in steel including effect of austenite grain size. *Acta Met*, 32(1), 137-146.

4. Kostin, V. A., Poznyakov, V. D., Berdnikova, O. M., Zhukov, V. V., Alekseenko, T. O., & Alekseenko, I. I. (2020). Influence of structural transformations on the mechanical properties of welded joints of armor steels. *Physicochemical Mechanics of Materials, 56*(4), 78-83.

5. Ostash, O. P., Kulyk, V. V., Poznyakov, V. D., Haivoronskyi, O. A., & Vira, V. V. (2018). Effect of heat treatment regimes on the strength and cyclic fracture toughness of 65G steel. *Physicochemical Mechanics of Materials, 54*(6), 24-29

6. Jonšta, P., Kurka, V., & coauthors. (2022, January). Casting and solidification simulation of 65 t steel ingot in Thercast software. In: *Proceedings of the 31st International Conference on Metallurgy and Materials — METAL 2022* (pp. 1-6). Ostrava: TANGER Ltd. https://doi.org/10.37904/metal.2022.4452

7. Todoroki, H., Oikawa, M., Wang, K., Kobayashi, Y., & Ishii, T. (2008). Prospects for the control of solidification structures from the viewpoints of weld, hot-workability and near net shape casting. *ISIJ International, 48*(3), 256-263. https://doi.org/10.2355/isijinternational.48.256

8. Andrews, P. V. (1965). Resistivity due to grain boundaries in pure copper. *Physics Letters*, 19(7), 558-560, https://doi.org/10.1016/0031-9163(65)90776-6

S. O. Fedoriachenko[1,*], Ph. D. (Tech.), Associate Professor, ORCID 0000-0002-8512-3493
K. A. Ziborov[1], Ph. D. (Tech.), Associate Professor, ORCID 0000-0002-4828-3762
D. V. Laukhin[1], D. Sc. (Tech.)., Professor, ORCID 0000-0002-9842-499X
O. V. Shvets[2], Ph. D. (Tech.), ORCID 0009-0005-4871-4402
V. M. Korol[1], Ph. D. Student, ORCID 0009-0004-6433-1797
D. V. Harkavenko[1], Ph. D. Student, ORCID 0009-0004-5011-9015

[1] *Dnipro University of Technology*
[2] *Ukrainian State University of Science and Technologies*

[*] *Corresponding author: fedoriachenko.s.o@nmu.one*

COMPUTATIONAL ALGORITHM FOR EVALUATING THE FRACTURE TOUGHNESS OF STEEL CASTINGS BASED ON THERMOHYDRODYNAMIC SIMULATIONS

Abstract. The paper presents a scientifically substantiated approach to predicting and controlling the fracture toughness of cast steel shells based on the integration of thermohydrodynamic solidification modeling with micro-scale phase transformation models. It is demonstrated that the reliability and durability of castings are directly determined by the controllability of the microstructural state formed during crystallization and subsequent cooling. Despite significant progress in modeling the thermal and hydrodynamic processes of casting, practical quality assessment still largely relies on testing, which increases production costs and does not guarantee reproducibility of properties. To overcome these limitations, a postprocessor module for the Thercast system is proposed, capable of combining the results of numerical analysis of temperature fields with physically based models of microstructure evolution and defect formation criteria. The developed approach enables the prediction of key microstructural parameters from thermal fields and phase composition and reflects their influence on porosity and the predicted mechanical properties of the material. The resulting maps of phase composition and porosity are transformed into spatio-temporal fields of effective yield strength and fracture toughness, allowing subsequent verification using the finite element method. The methodology is based on thermokinetic models of phase transformations, including the Andrews equation to determine the martensite start

temperature, the Koistinen-Marburger relationship to estimate the fraction of martensite, and the generalized Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov model to describe diffusion-controlled transformations. The applied relationships retain clear physical interpretation and can be adapted using thermokinetic diagrams of specific heats, which simplifies their calibration for different steel grades. The practical significance of this work lies in the transition from experimental evaluation to preliminary property prediction directly at the design stage. The developed software module, integrated into Thercast, provides the capability to perform finite element analyses for assessing the mechanical performance and fracture toughness of cast steel components.

Key words: microporosity, cast alloys, mechanical–mathematical modeling, fracture toughness, Thercast.

For citation: Fedoriachenko, S. O., Ziborov, K. A., Laukhin, D. V., Shvets, O. V., Korol, V. M., & Harkavenko, D. V. (2026). Computational algorithm for evaluating the fracture toughness of steel castings based on thermohydrodynamic simulations. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 40, 98-109. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-006

Рукопис надійшов до редакції / Received 12.11.2025
Рекомендовано до друку / Accepted 28*.05.2026*
Опубліковано / Published 30.05.2026

ISSN 2522-9117 (print), ISSN 2786-6149 (online)
"Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії". 2026. Випуск 40
"Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy". 2026. Issue 40

https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-007

УДК 669-1:539.374.1:539.375.5

В. І. Козечко[1], Ph. D., ORCID 0000-0003-2370-1603
Д. В. Лаухін[1], д.т.н., проф., ORCID 0000-0002-9842-499X
О. В. Бекетов[2,*], д.т.н., проф., ORCID 0000-0003-0664-0327
Т. Є. Романенко[2], ORCID 0000-0003-3590-837X
С. В. Кузнецов[2], ORCID 0009-0006-4769-0725
Д. І. Мамчур[2], ORCID 0009-0000-1385-8442

[1] *Національний технічний університет «Дніпровська політехніка»*
[2] *Український державний університет науки і технологій*

[*] *Автор для листування: beketov.oleksandr@pdaba.edu.ua*

КІЛЬКІСНИЙ АНАЛІЗ ВЗАЄМОЗВ'ЯЗКУ МІЖ ТОВЩИНОЮ МЕТАЛОПРОКАТУ ТА КОМПЛЕКСОМ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ СТАЛІ 10Г2ФБ

Анотація. Основною інженерною задачею при проєктуванні зварювальних будівельних конструкцій, в тому числі відповідального призначення, є розрахунок взаємозв’язку між напружено-деформованим станом який виникає під впливом зовнішнього навантаження та кінетикою зародження та розповсюдження руйнування. В діючий на теперішній час нормативно-проєктній документації не враховується структурний стан матеріалу, який має безпосередній вплив як на формування напружено-деформованого стану (комплекс механічних властивостей) і, як наслідок, на процеси зародження руйнування. Данна робота присвячена дослідженню кількісного взаємозв'язку між комплексом механічних властивостей сталі 10Г2ФБ та відповідним структурним станом з урахуванням товщини металопрокату. В роботі проаналізовано взаємозв’язок між структурним станом, який формується в низьковуглецевій низьколегованій сталі 10Г2ФБ та показниками механічних властивостей, а саме: границі плинності, границі міцності, відносного видовження, відносного подовження. Виконаний комплекс металографічних досліджень показав, що для всіх досліджуваних товщин структура сталі являє собою ферито-перлітний конгломерат. З застосуванням математичного апарату одномірного регресійного аналізу побудовано відповідні математичні моделі, адекватність яких доведено шляхом використання квазіньютонівського методу залишків. Аналіз отриманих даних показав, що зі збільшенням товщини металопрокату спостерігається зниження границі плинності с одночасним зростанням границі міцності. Цей факт пояснюється змінами в структурному стані матеріалу, а саме зростанням відсоткового вмісту та розмірів перлітної складової. Залежність пластичних властивостей (відносне

© В. І. Козечко, Д. В. Лаухін, О. В. Бекетов, Т. Є. Романенко, С. В. Кузнецов, Д. І. Мамчур, 2026

Це стаття відкритого доступу за ліцензією CC BY-NC-ND 4.0
https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/legalcode.uk

видовження, відносне подовження) від товщини металопрокату також пояснюється одночасним збільшенням відсоткового вмісту перліту при зменшенні кількості феритної складової.

Ключові слова: низьковуглецева низьколегована сталь, структурний стан матеріалу, математичне моделювання, товщина металопрокату, комплекс механічних властивостей.

Посилання для цитування: Кількісний аналіз взаємозв'язку між товщиною металопрокату та комплексом механічних властивостей сталі 10Г2ФБ / В. І. Козечко, Д. В. Лаухін, О. В. Бекетов, Т. Є. Романенко, С. В. Кузнецов, Д. І. Мамчур // *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії.* 2026. Вип. 40. С. 110-121. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-007

Вступ

Головними вимогами, що висуваються до сучасних сталевих будівельних конструкцій разом з економічною ефективністю, є їх висока надійність в експлуатації при відносно малій масі й перетині окремих елементів. Надійність при експлуатації конструкцій з високоміцних сталей повинна забезпечуватися наступними показниками механічних властивостей прокату: високою міцністю, пластичністю й ударної в'язкістю вздовж, упоперек і по товщині продукції. При цьому, зазначені показники визначаються структурою матеріалу, а саме морфологічними особливостями тонкої будови: розміром структурних складових, їх дисперсністю тощо. Одним з прогресивних (і до теперішнього часу недостатньо досліджених) шляхів вдосконалення властивостей будівельних сталей є теоретичне проектування структурного стану на різних розмірних рівнях, що неможливе без застосування відповідних фізико-математичних моделей. Саме тому, комплекс досліджень який направлено на встановлення взаємозв’язку між структурним станом та комплексом фізико-механічних властивостей високоміцного прокату з низьковуглецевих сталей є доцільним як з наукової так і з економічної та загальнодержавної точок зору.

Аналіз публікацій

Найбільшою гарантією надійності, стійкості і міцності конструкції є рівномірний розподіл механічних властивостей по всій товщі прокату. Особливо такі вимоги пред'являються до елементів конструкцій, які працюють під значним довготриваючим навантаженням: колон, ферм, балок. Загальною рисою для усіх перелічених конструкцій є використання для їх виробництва, у більшості випадків, товстолистового металопрокату з низьковуглецевих низьколегованих сталей [1]. Колони, ферми та балки найчастіше мають переріз у формі двотавра та виготовляються з

використанням зварювання (при їх роботі під навантаженням понад 5000 кН). Товщина стінок, при цьому, варіюється від 8 до 80 мм. Зварні балки двотаврового перетину мають ряд переваг порівняно з прокатними, основними з яких є можливість виготовлення бісталевої балки звареної із металопрокату з неоднаковим рівнем механічних властивостей [2] та можливість отримання балки змінного перерізу [3]. Для прикладу на рис. 1 наведено приклад розподілу зусиль при передачі зосередженого навантаження на стінку балки.

Аналіз наведених на рис. 1 даних показує, що в балках втратити стійкість можуть: стиснутий пояс під дією нормальних напружень та стінка під дією дотичних та нормальних напружень. Разом з цим, використання при виробництві балки металопрокату різної товщини може призвести до так званого «краєвого» ефекту. Так, в роботі [4] показано, що в сполученнях різних оболонок при зміні товщини листів виникають місцеві напруження краєвого ефекту, швидкозгасаючі при віддаленні від краю (тому такий напружений стан і називається краєвим ефектом).

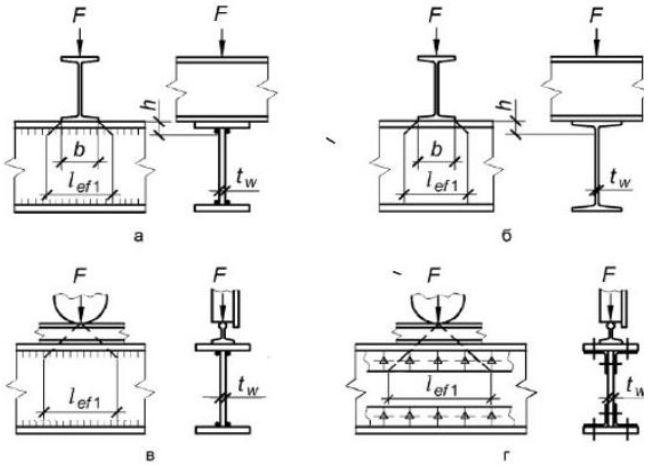


Рисунок 1 – Схема передачі зосередженого навантаження на стінку балки [1]: а – зварної; б – прокатної; в – зварної або прокатної від колеса крану; г – з болтовими фрикційними поясними з'єднаннями від колеса крану

Наявність нерівномірності механічних властивостей може призвести до втрати місцевої стійкості, через дію нормальних та дотичних напружень, які послаблюють елемент, та роблять частину перетину несиметричною, що в подальшому призводить до виходу елементу з роботи. Таким чином, основною інженерною задачею, яка

виникає при відповідних розрахунках, є аналіз впливу напружено-деформованого стану який виникає під впливом зовнішнього навантаження на кінетику зародження та розповсюдження руйнування [5]. При цьому, в розрахунках жодним чином не враховується структурний стан матеріалу, який має безпосередній вплив як на формування напружено-деформованого стану (комплекс механічних властивостей) так і на процеси зародження руйнування (дивись наприклад результати роботи [6]). Саме тому метою даної роботи є дослідження кількісного взаємозв'язку між комплексом механічних властивостей сталі 10Г2ФБ та відповідним структурним станом з урахуванням товщини металопрокату.

Методика досліджень

У якості матеріалу для дослідження було обрано низьковуглецеву низьколеговану сталь 10Г2ФБ товщиною: 16, 20, 30, 40, 50, 70, 100 мм. Відповідний для кожної товщини хімічний склад (усереднений) наведено в табл. 1.

Згідно поставленої мети, в роботі досліджувалися властивості, які б характеризували взаємозв'язок між параметрами напружено-деформованого та структурного станів. Для визначення макрохарактеристик (границя плинності; границя міцності; відносне подовження; відносне звуження) напружено-деформованого стангу було застосовано статичні механічні випробування (випробування на розтяг) [7].

Таблиця 1 - Хімічний склад сталі 10Г2ФБдосліджуваних сталей

Товщина, мм	Елемент, %									
	C	Mn	Si	S	Cr	Ni	Ti	Mo	V	Nb
16	0,15	1,29	0,25	0,004	0,02	0,01	0,016	0,002	0,062	0,04
20	0,16	1,28	0,24	0,004	0,02	0,01	0,015	0,001	0,061	0,038
30	0,16	1,26	0,23	0,004	0,02	0,01	0,015	0,002	0,062	0,038
40	0,16	1,27	0,26	0,003	0,02	0,01	0,016	0,002	0,059	0,042
50	0,17	1,37	0,21	0,004	0,03	0,02	0,014	0,006	0,046	0,037
70	0,17	1,43	0,19	0,004	0,08	0,02	0,015	0,009	0,036	0,016
100	0,18	1,43	0,34	0,003	0,04	0,02	0,014	0,002	0,036	0,024

При аналізі структурного стану матеріалу використовувалися результати, отримані в роботах [8, 9]. На підставі проведених досліджень було отримано комплекс математичних моделей з використанням математичного апарату одномірного регресійного аналізу. Комплекс обчислювальних операцій здійснювали на ПЕОМ з застосуванням пакету прикладних програм для статистичної обробки Statistica [10].

Вихідні дані та результати дослідження

Для аналізу залежності механічних властивостей від товщини листа, був проведений комплекс іспитів, результати якого наведено у табл. 2.

Таблиця 2 - Комплекс механічних характеристик сталі 10Г2ФБ

Товщина, мм	$\sigma_т$, Мпа	$\sigma_в$, Мпа	δ, %	Ψ, %
16	415	525	31	59
20	445	545	30	64
30	415	525	29	70
40	380	500	32	71
50	375	540	29	60
70	375	545	32	56
100	360	565	30	49

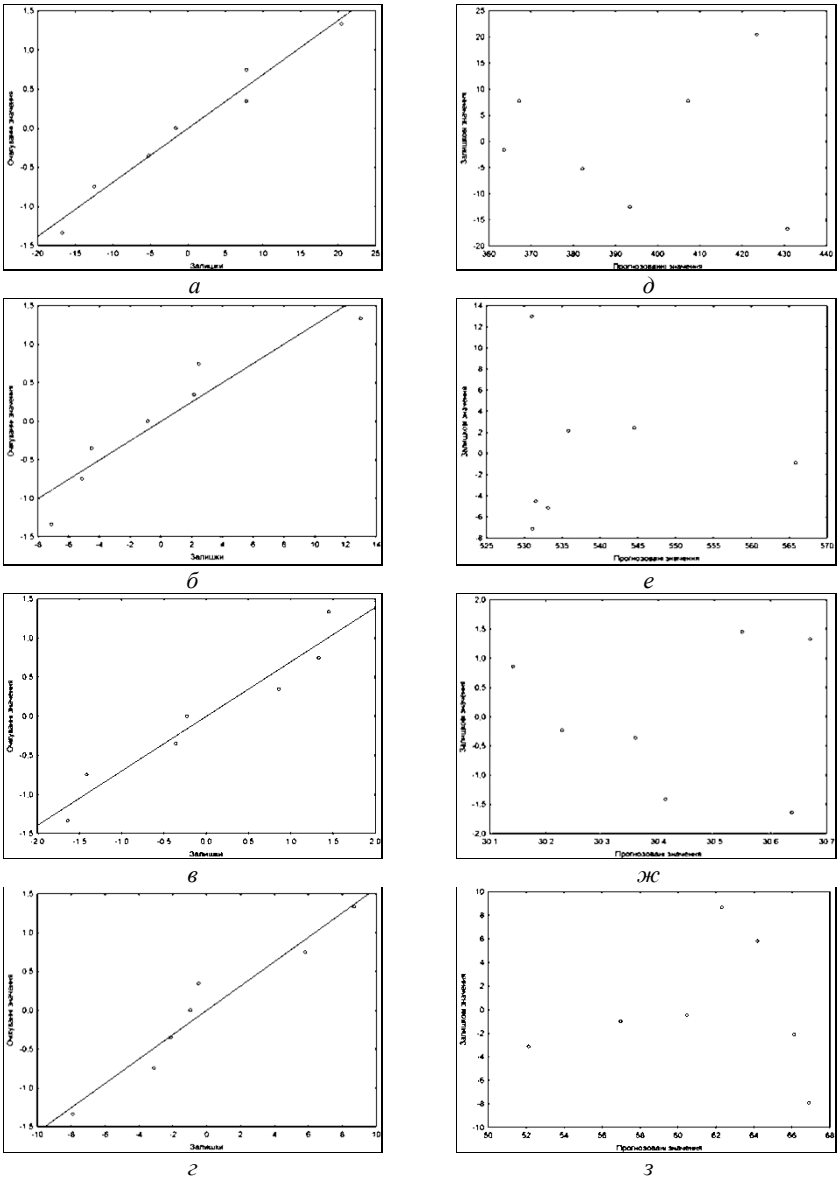
За результатами іспитів було побудовано математичні моделі взаємозв'язку між механічними характеристиками та товщиною металопрокату. Загальний вид рівнянь та відповідні коефіцієнти наведені у табл. 3.

Таблиця 3 - Загальні характеристики отриманих моделей

Функція відгуку	Рівняння	Коефіцієнти моделі		
		b_0	b_1	b_2
Границя плинності	$\sigma_т = b_0 + b_1 \cdot d + b_2 \cdot d^2$	463,669	-2,258	0,013
Границя міцності	$\sigma_в = b_0 + b_1 \cdot d + b_2 \cdot d^2$	533,282	-0,224	0,006
Відносне видовження	$\delta = b_0 + b_1 \cdot d + b_2 \cdot d^2$	29,715	0,031	-0,001
Відносне звуження	$\psi = b_0 \cdot \exp(b_1 \cdot d)$	70.160	-0,003	

Для оцінки адекватності отриманих моделей застосовувся квазіньютоновскій метод залишків, графічна інтерпретація якого (графік розподілу залишків) наведено на рис. 2 *а-г*. Аналіз наведених залежностей показує, що, для всіх моделей, залишки з високим ступенем точності лягають на пряму, яка відповідає нормальному закону розподілу. Тому гіпотеза про нормальний розподіл помилок приймається. При цьому, для всіх моделей спостерігається хаотичне розташування залишків на площині (дивись рис. 2. *д-з*). Це дозволяє дійти висновку, що отримані регресійні моделі з достатнім ступенем адекватності (85%) описують досліджувані залежності.

Результати металографічного аналізу зразків представлено на рис. 3. Аналіз наведених даних показує, що для всіх досліджуваних товщин структура сталі являє собою ферито-перлітний конгломерат. Феритні зерна мають поліедричну форму. Перліт являє собою колонії квазіевтектоїду. Детальний аналіз залежності структурного стану від товщини металопрокату представлено в роботі [8].



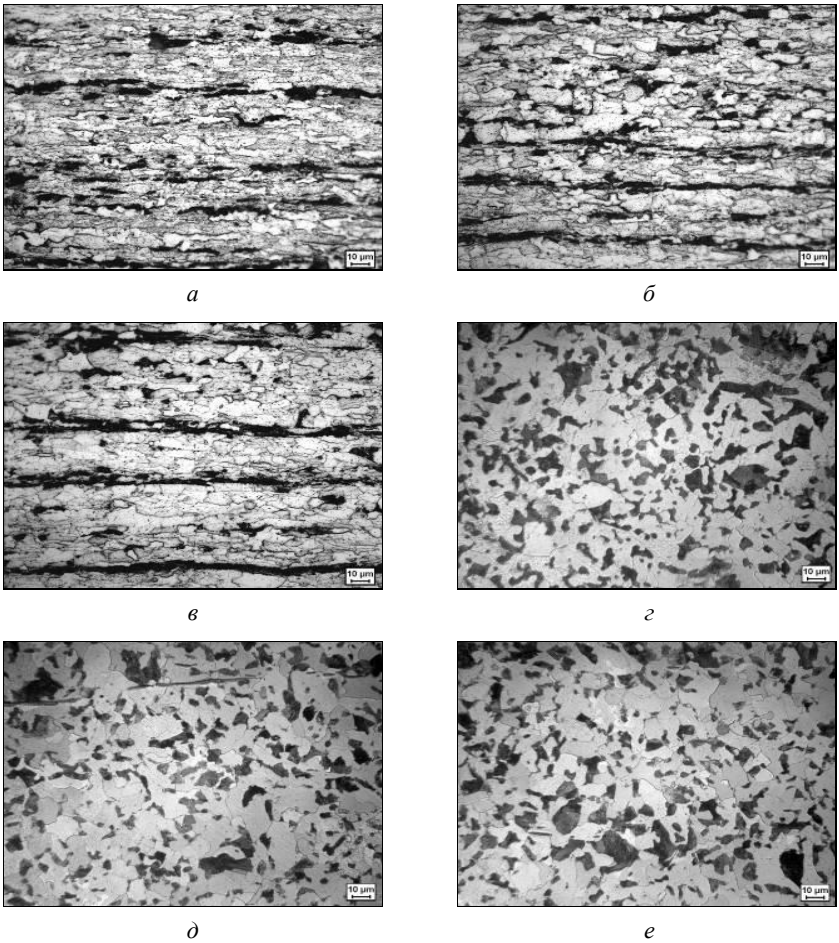
а *д*

б *е*

в *ж*

г *з*

Рисунок 2 – Аналіз адекватності отриманих моделей за квазіньютоновським методом залишків: *а, б, в, г* - розподілу залишків на нормальному ймовірнісному папері; *д, е, ж, з*- розподіл залишків; *а, д* - границя плинності; *б, е* - границя міцності; *в, ж* - відносне подовження; *г, з* - відносне видовження



а *б*

в *г*

д *е*

Рисунок 3 – Структура сталі 10Г2ФБ товщиною: *а* –16 мм; *б* – 20 мм; *в* – 30 мм; *г* – 50 мм; *д* – 70 мм; *е* – 100 мм

Графічна інтерпретація отриманих залежностей представлена на рис. 4 *а-г*. На даному рисунку також наведено результати графічної інтерпретації результатів математичного моделювання взаємозв'язку між товщиною металопрокату та параметрами структурного стану низьковуглецевої низьколегованої сталі 10Г2ФБ (рис. 4 *д-з*) які було отримано в роботі [9].

Сумісний аналіз наведених даних показує, що зі збільшенням товщини металопрокату спостерігається зниження границі плинності с одночасним зростанням границі міцності.

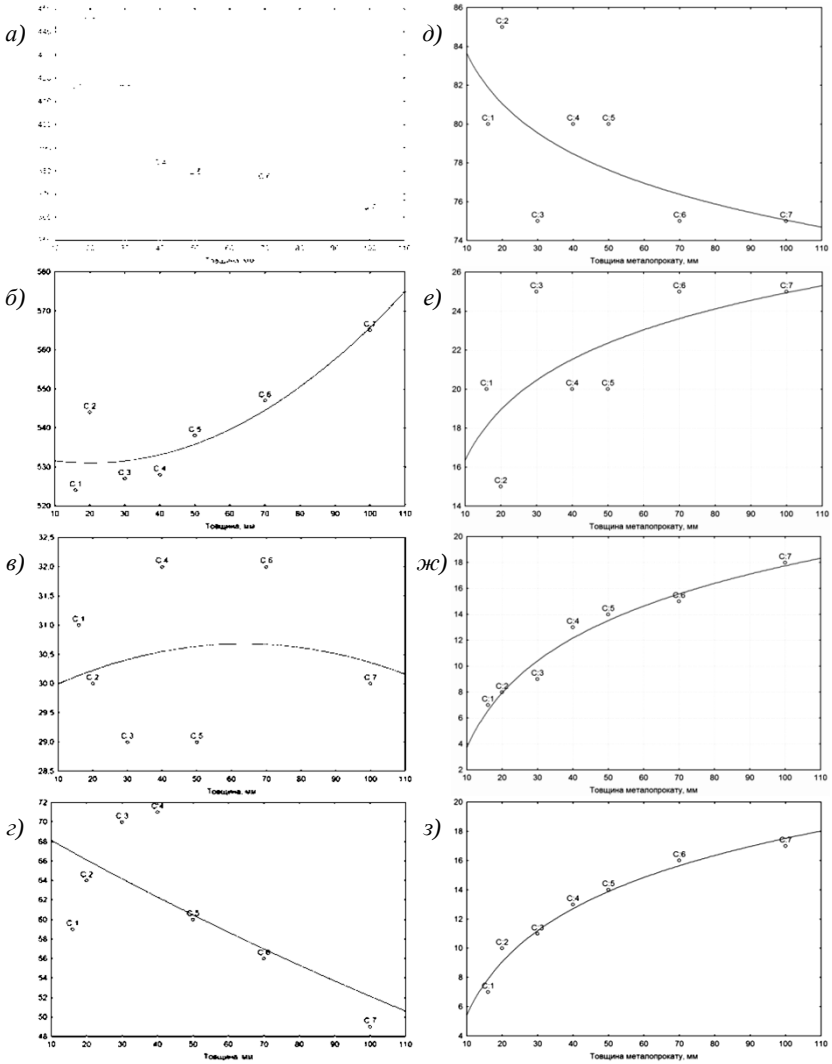


Рисунок 4 – Графічна інтерпретація математичних моделей: *а* – границя плинності; *б* – границя міцності; *в* – відносне подовження; *г* – відносне видовження; *д* – відсотковий вміст феритної складової; *е* – відсотковий вміст перлітної складової; *ж* – середній розмір зерен фериту; *з* – середній розмір колоній перліту (*д-з* отримано в роботі [9])

Виходячи з даних щодо аналізу параметрів структурного стану (залежності, які представлено на рис. 4 *д-з*) можливо припустити, що

така поведінка пояснюється зростанням відсоткового вмісту та розмірів перлітної фази. Як було показано в роботі [11], саме перлітна складова чинить опір пластичної деформації, яке виникає внаслідок дії зовнішнього навантаження. Відповідно, при проведенні випробувань на розтяг, в структурному стані маємо перлітну фазу, яка чинить опір пластичній деформації та феритну складову, яка буде ефективно накопичувати залишкові деформації (при досягненні рівня зовнішнього навантаження, яке відповідає границі плинності).

Таким чином, зменшення феритної фази зі збільшенням її геометричних розмірів (при одночасному зростанні відсоткового вмісту та геометричних розмірів перліту) може призвести до зниження значень границі плинності (рис. 4 *а*).

Отриманий загальний вид залежностей пластичних властивостей (відносне видовження, відносне подовження) від товщини металопрокату пояснюється також одночасним збільшенням відсоткового вмісту перліту при зменшенні кількості феритної складової.

Враховуючи, що відносне видовження та відносне подовження є характеристиками спроможності матеріалу до деформування, то можливо припустити, що зменшення в структурному стані металопрокату кількості фази яка сприяє деформації (фериту) призведе до зниження загальної спроможності металопрокату до деформування. Саме така картина спостерігається на рис. рис. 4 *в-г.*

Висновки

Досліджено кількісний взаємозв'язок між комплексом механічних властивостей низьковуглецевої низьколегованої сталі 10Г2ФБ та відповідним структурним станом з урахуванням товщини металопрокату.

Отримано математичні моделі взаємозв’язку між механічними характеристиками та товщиною металопрокату з низьковуглецевої низьколегованої сталі 10Г2ФБ. Адекватність отриманих моделей доведена шляхом використання квазіньютонівського методу залишків.

Аналіз результатів металографічного аналізу показав, що для всіх досліджуваних товщин структура сталі являє собою ферито-перлітний конгломерат.

В роботі показано, що зі збільшенням товщини металопрокату спостерігається зниження границі плинності с одночасним зростанням границі міцності. Цей факт пояснюється змінами в структурному стані матеріалу, а саме зростанням відсоткового вмісту та розмірів перлітної складової. Залежність пластичних властивостей (відносне видовження, відносне подовження) від товщини металопрокату також пояснюється

одночасним збільшенням відсоткового вмісту перліту при зменшенні кількості феритної складової.

Перелік посилань

1. ДБН В.2.6-198:2014. Видання. Сталеві конструкції. Норми проектування. [Чинний від 2015-01-01] Вид. офіц. Київ, 2014. 290 с.

2. ДБН В.1.2-14:2018. Загальні принципи забезпечення надійності та конструктивної безпеки будівель, споруд, будівельних конструкцій та основ. [Чинний від 2022-09-01] Вид. офіц. Київ, 2018. 36 с.

3. ДБН В.1.2-2:2006. Навантаження і впливи. Норми проектування. [Чинний від 2007-10-01] Вид. офіц. Київ, 2006. 70 с.

4. Осташ О. П. Механіка руйнування і міцність матеріалів. Львів: СПОЛОМ. В 15 т. Т. 15: Структура матеріалів і втомна довговічність елементів конструкцій. 2015. 312 с.

5. Цурпал І.А. Механіка матеріалів і конструкцій. Монографія. К.: Вища освіта, 2005. 367с.

6. Laukhin D. V., Beketov O. V., Rott N. O., Tyuterev I. A., Ivantsov S.V., Laukhin V. D. The Analysis of Interrelation between Kinetics of Propagation of Plastic Deformation and Initiation of Ductile Fracture. *Metallophysics and advanced technologies*. 2017. Т. 39, № 10. С. 1335–1343. https://doi.org/10.15407/mfint.39.10.1335

7. ДСТУ ISO 6892-1:2018. Матеріали металеві. Випробування на розтяг. Частина 1. Метод випробування за кімнатної температури. [Чинний від 2020-07-01] Вид. офіц. Київ, 2018. 39 с.

8. Бекетов О. В., Лаухін Д. В., Дадіверіна Л. М., Козечко В. І., Тараненко А. О. Дослідження взаємозв'язку між товщиною та структурним станом металопрокату з низьковуглецевої низьколегованої сталі 10Г2ФБ. *Український журнал будівництва та архітектури*. 2024. № 2 (020). С. 26-33. https://doi.org/10.30838/J.BPSACEA.2312.260324.26.1039

9. Бекетов О. В., Лаухін Д. В., Ракаєв О. М., Тиквенко П. А., Кузнєцов С. В. Застосування математичного моделювання для аналізу взаємозв'язку між товщиною металопрокату та параметрами структурного стану низьковуглецевих низьколегованих сталей. *Український журнал будівництва та архітектури*. 2025. № 5 (029). С. 17-25. https://doi.org/10.30838/UJCEA.2312.051125.16.1187

10. Програмний комплекс StatSoftStatistika: https://statsoft.com

11. Laukhin D., Beketov O., Rott N., Tsymbal B. Study of the Kinetics of Plastic Deformation Propagation in a Welded Joint of 10G2FB Steel after Submerged *Arc Welding. Building materials, Steel and Alloys: Properties and Processing*. 2025. Vol. 1163. P. 19-30. https://doi.org/10.4028/p-6hjdf5

References

1. DBN V.2.6-198:2014. Vydannia. Stalevi konstruktsii. Normy proektuvannia. [Chynnyi vid 2015-01-01] Vyd. ofits. Kyiv, 2014

2. DBN V.1.2-14:2018. Zahalni pryntsypy zabezpechennia nadiinosti ta konstruktyvnoi bezpeky budivel, sporud, budivelnykh konstruktsii ta osnov. [Chynnyi vid 2022-09-01] Vyd. ofits. Kyiv, 2018

3. DBN V.1.2-2:2006. Navantazhennia i vplyvy. Normy proektuvannia. [Chynnyi vid 2007-10-01] Vyd. ofits. Kyiv, 2006

4. Ostash, O. P. (2015) *Mekhanika ruinuvannia i mitsnist materialiv.* Vol. 15. Lviv: SPOLOM.

5. Tsurpal, I. A. (2005) *Mekhanika materialiv i konstruktsii. Monohrafiia*. K.: Vyshcha osvita

6. Laukhin, D. V., Beketov, O. V., Rott, N. O., Tyuterev, I. A., Ivantsov, S. V., & Laukhin, V. D. (2017). The Analysis of Interrelation between Kinetics of Propagation of Plastic Deformation and Initiation of Ductile Fracture. *Metallophysics and advanced technologies*, 39(10). https://doi.org/10.15407/mfint.39.10.1335

7. DSTU ISO 6892-1:2018. Materialy metalevi. Vyprobuvannia na roztiah. Chastyna 1. Metod vyprobuvannia za kimnatnoi temperatury. [Chynnyi vid 2020-07-01] Vyd. ofits. Kyiv, 2018

8. Beketov, O. V., Laukhin, D. V., Dadiverina, L. M., Kozechko, V. I., & Taranenko, A. O. (2024). Research on the relationship between the thickness and the structural condition of rolled metal from low-carbon low-alloy steel 10G2FB. *Ukrainian Journal of Civil Engineering and Architecture*, (2 (020)), 26–33. https://doi.org/10.30838/j.bpsacea.2312.260324.26.1039

9. Beketov, O. V., Laukhin, D. V., Rakaiev, O. M., Tykvenko, P. A., & Kuznietsov, S. V. (2025). Application of mathematical modeling to analyze the interrelationship between rolled metal thickness and structural state parameters of low-carbon low-alloy steels. *Ukrainian Journal of Civil Engineering and Architecture*, (5 (029)), 16–24. https://doi.org/10.30838/ujcea.2312.051125.16.1187

10. Prohramnyi kompleks StatSoftStatistika: https://statsoft.com

11. Laukhin, D., Beketov, O., Rott, N., & Tsymbal, B. (2025). Study of the Kinetics of Plastic Deformation Propagation in a Welded Joint of 10G2FB Steel after Submerged Arc Welding. *Materials Science Forum*, 1163, 19–30. https://doi.org/10.4028/p-6hjdf5

V. I. Kozechko[1], Ph. D., ORCID 0000-0003-2370-1603
D. V. Laukhin[1], D. Sc. (Tech.), Professor, ORCID 0000-0002-9842-499X
O. V. Beketov[2,*], D. Sc. (Tech.), Assoc. Prof., ORCID 0000-0003-0664-0327
T. Ie. Romanenko[2], ORCID 0000-0003-3590-837X
S. V. Kuznetsov[2], ORCID 0009-0006-4769-0725
D. I. Mamchur[2], ORCID 0009-0000-1385-8442

[1] *Dnipro University of Technology*
[2] *Ukrainian State University of Science and Technologies*

[*] *Corresponding author: beketov.oleksandr@pdaba.edu.ua*

QUANTITATIVE ANALYSIS OF THE INTERRELATIONSHIP BETWEEN THE THICKNESS OF ROLLED METAL PRODUCTS AND THE COMPLEX OF MECHANICAL PROPERTIES OF 10G2FB STEEL

Abstract. The main engineering task in the design of welded building structures, including those of critical purpose, is to calculate the relationship between the stress-

strain state that arises under the influence of external loading and the kinetics of fracture initiation and propagation. The current regulatory design documentation does not take into account the structural state of the material, which has a direct impact on both the formation of the stress-strain state (a complex of mechanical properties) and, as a result, on the processes of fracture initiation. This work is devoted to the study of the quantitative relationship between the complex of mechanical properties of 10G2FB steel and the corresponding structural state, taking into account the thickness of the rolled metal. The work analyzes the relationship between the structural state that is formed in low-carbon low-alloy steel 10G2FB and the indicators of mechanical properties, namely: yield strength, tensile strength, relative elongation, relative elongation. The performed complex of metallographic studies showed that for all studied thicknesses the structure of the steel is a ferrite-pearlite conglomerate. Using the mathematical apparatus of one-dimensional regression analysis, the corresponding mathematical models were constructed, the adequacy of which was proven by using the quasi-Newton method of residues. Analysis of the obtained data showed that with an increase in the thickness of the rolled metal, a decrease in the yield strength is observed with a simultaneous increase in the strength limit. This fact is explained by changes in the structural state of the material, namely, an increase in the percentage content and size of the pearlite component. The dependence of the plastic properties (relative elongation, relative elongation) on the thickness of the rolled metal is also explained by a simultaneous increase in the percentage content of pearlite with a decrease in the amount of the ferrite component.

Key words: low-carbon low-alloy steel, structural state of the material, mathematical modeling, thickness of rolled metal, complex of mechanical properties.

For citation: Kozechko, V. I., Laukhin, D. V., Beketov, O. V., Romanenko, T. Ie., Kuznetsov, S. V., & Mamchur, D. I. (2026). Quantitative analysis of the interrelationship between the thickness of rolled metal products and the complex of mechanical properties of 10G2FB steel. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 40. 110-121. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-007

Рукопис надійшов до редакції / Received 06.03.2026
Рекомендовано до друку / Accepted 28.05.2026
Опубліковано / Published 30.05.2026

ISSN 2522-9117 (print), ISSN 2786-6149 (online)
"Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії". 2026. Випуск 40
"Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy". 2026. Issue 40

https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-008

УДК 669.017:621.73

Л. М. Дейнеко[1], проф., д.т.н., ORCID 0000-0002-1177-3055
В. Л. Пінчук[2,*], ORCID 0000-0001-8257-9252
А. О. Тараненко[3], ORCID 0000-0001-8257-9252

[1] *Український державний університет науки і технологій*
[2] *Нікопольський фаховий коледж, Український державний університет науки і технологій*
[3] *ДП «Науково-дослідний та конструкторсько-технологічний інститут трубної промисловості ім. Я. Ю. Осади»*

[*] *Автор для листування: v.l.pinchuk@nmt.org.ua*

ОСНОВНІ ФАКТОРИ, ЯКІ ВПЛИВАЮТЬ НА ЕКСПЛУАТАЦІЙНУ СТІЙКІСТЬ МЕТАЛУ ПЛАСТИН БРОНЕЖИЛЕТІВ

Анотація. В умовах повномасштабної війни, яка триває в Україні, питання захисту життя та здоров'я громадян набуло особливого значення. Військовослужбовці, співробітники правоохоронних органів, медики, волонтери та громадяни, які працюють на відкритих просторах щоденно ризикують своїм життям, виконуючи завдання як в зоні бойових дій, так і практично на всій території країни. У цих обставинах надійні засоби індивідуального захисту, зокрема засоби індивідуальної безпеки (ЗІБ) – бронежилети, є життєво необхідними для збереження життя та мінімізації ризиків отримання травм та поранень не тільки від куль, а в більшій мірі від уламків. Бронежилет є найважливішим елементом обладнання для захисту людини від різноманітних критичних та смертельних травм. Серед різних загроз, удар кулі є однією з найбільш поширених загроз. Балістичний удар являє собою дуже складний механічний процес, під час якого куля з дуже малою масою і високою швидкістю вишовхується пороховими газами і вдаряється в ціль. Поглинання енергії до того, як куля досягне цілі, та її розподіл серед балістичних матеріалів є дуже важливими аспектами для розуміння принципу та ефекту передавання енергії від кулі або снаряду [1]. Метою статті є дослідження впливу хімічного складу сталей, способів отримання листового металопрокату та режимів термічної (для гомогенного стану) і хіміко-термічної обробок (для отримання гетерогенного стану) на властивості обраних для дослідження сталей і обрання раціональних складів сталей для виготовлення захисних листів бронеодежи та розроблення сучасних режимів обробки для забезпечення 4 - 5 класу захисту згідно ДСТУ 8782:2018, який є одним із ключових в Україні за цим напрямом [2, 8].

© Л. М. Дейнеко, В. Л. Пінчук, А. О. Тараненко, 2026

Це стаття відкритого доступу за ліцензією CC BY-NC-ND 4.0
https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/legalcode.uk

Ключові слова: бронежилет, сталь, термічна обробка, загартування, відпуск, карбонітрація, структура, твердість, простріл.

Посилання для цитування: Дейнеко Л. М., Пінчук В. Л., Тараненко А. О. Основні фактори, які впливають на експлуатаційну стійкість металу пластин бронежилетів. *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії.* 2026. Вип. 40. С. 122-155. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-008

Стан питання. Балістичний матеріал (гомогенний або гетерогенний) являє собою речовину, що слугує основою для виробництва бронеелементів ЗІБ, здатну протидіяти вражаючим факторам. З балістичних матеріалів виготовляють найважливіші конструктивні елементи бронеодягу – бронеелементи та бронетехніки [2].

У якості основних балістичних матеріалів найчастіше використовують наступні:

– металеві (броньована сталь, титан, алюміній);

– тканинні- балістичні тканини виготовлені з високоміцних арамідних ниток (Kewlar, Twaron, СВМ, "Золотий текстиль"), «рідка броня»;

– керамічні та композиційні матеріали;

– скляні матеріали (органічні та неорганічні скла);

– надвисокомолекулярний поліетилен високої щільності [3, 6, 7].

У практиці виготовлення елементів бронежилетів виконують з різних марок сталей (як у гомогенному, так і в гетерогенному стані). У процесі легування таких сталей використовують (окрім вуглецю) такі хімічні елементи, як кремній, марганець, ванадій, молібден, нікель, хром, бор та інші [4, 5]. Основними властивостями броньових сталей, що мають значення практично для усіх видів захисних виробів, є: твердість, міцність, в'язкість. Міцність (і твердість, як критерій експрес контролю, який корелює з міцністю) є головним показником якості броньової сталі. Можливість отримання нормованого рівня твердості визначається хімічним складом сталі (насамперед вуглецю) і відповідною термічною (або комбінованою обробкою – хіміко-термічною або термомеханічною). В'язкість броньової сталі характеризує експлуатаційну надійність і живучість броні.

Ключова вимога до матеріалу бронепластини – здатність витримувати дію боєприпасів певного виду без пробиття та поразки людини осколками, які можуть відшаруватися з протилежної площини бронепластини. Броньовим сталям таку балістичну стійкість забезпечують високоміцні низьколеговані або леговані марки та

структурний стан металу, що забезпечує хімічнй склад і якість металу, попередня та фінішна термічна (або комбінована) обробка. Конкретний рівень властивостей металу бронепластин вже залежить від класу захисту (для якого вони плануються), хімічного складу та параметрів обробки металу.

Бронежилет є одним із найпоширених засобів індивідуального захисту (ЗІБ) людини. Насамперед, він захищає тіло від куль стрілецької зброї, але також добре справляється і з уламками боєприпасів після їх вибухів. При виборі ЗІБ рекомендується звернути увагу на його основні характеристики та властивості металу елементів бронежилетів (бронепластин або балістичних пластин) – клас захисту, спосіб носіння, площа захисту, ефективний час носіння та інш. При виборі бронежилету найважливішим пареметром є його клас захисту. Він опосередковано включає всі інші параметри. Таким чином, чим вищий цей параметр, тим менше час безперервного носіння бронежилету (через збільшення ваги) і більша площа захисту тіла. У сучасному військовому оснащені воїнів можуть використовуватися пластини бронежилетів, які виготовлені за різними стандартами США, країн НАТО та України:

– у США найпоширенною версією є стандарт NIJ 0101.03 (остання версія оприлюднена у 2008 р) Національного інституту юстиції (National Institute of Justice), який поділяє бронепластини на наступні рівні захисту, в залежності від типу боєприпасів, які вони здатні зупинити:

– IIA – забезпечує захист від пістолетних куль калібру 9х19 мм иа 40SW;

– II – захищає від калібру 9х19 мм та 357 Magnum JSP;

– NIJ IIIA – захищає від 44 Magnum SJHP та 9х19 мм зі збільшеною швидкістю (найпоширений рівень для м,яких бронеплит);

– III – перший рівень, який захищає від гвинтівкових боєприпасів, включаючи 7,62х51 мм NATO (це стандартний варіант військового бронежилету);

– NIJ Level 4 (IV) – найвищий рівень захисту, розрахований на зупинку бронебійних боєприпасів 30-06 M2 AP.

– в країнах НАТО діє STANAG NATO Standards (передбачає не тільки персональний захист (STANAG 2920), але і броньованих машин). Цей стандарт регламентує перевірку бронепластин на тест V50, тобто визначає швидкість 50% боєприпасів, які пробивають броню, а 50% ні (тобто тест на визначення швидкості боеприпасу, за якою 50% куль пробиває броню). Пояснюється це тим, що боєприпаси мають різну кінетичну енергію залежно від швидкості кулі та кута влучання.

– в Україні діє балістичний стандарт ДСТУ 8782:2018, який має шестирівневу систему класифікації рівней захисту, забезпечуючих захист від конкретних боєприпасів. Згідно цього ДСТУ бронежилети 3 класу забезпечують мінімальний рівень захисту для військових у зоні бойових дій.

Таким чином стандарти різняться за методами тестування бронепластин:

– NIJ має 5 фіксованих рівней (IIA - IV (NIJ Level 4), які визначаються пострілами фіксованих калібрів боєприпасів;

– STANAG 2920 оцінює рівень захисту за швидкістю ураження (тобто за швидкістю, за якою 50% куль пробиває броню);

– ДСТУ оцінює рівень захисту, розподіляючи боєприпаси на фіксовані класи (1 - 6).

Для прикладу: NIJ IIIA клас захисту бронепластин схожий на 4 клас захисту бронежилетів за ДСТУ та STANAG 650 м/с.

Починаючи з 4 класу захисту та вище, бронежилети за ДСТУ добре захищають не тільки від автоматнів боєприпасів (наприклад, типу АК, калібр ураження: 5.45х39 мм (за міжнародним позначенням-5.45х39) – куля (ПП) з термозміцненим осередям у сталевій (біметалевій) оболонці, швидкість кулі ≈910 м/с), але і від боєприпасів гвинтівок (калібр ураження 7.62х54 мм (7.62х54R) – легка куля (ЛПС) зі сталевим нетермозміцненим осередям у сталевій (біміталевій) оболонці, швидкість кулі ≈850 м/с). Зокрема, такі засоби захисту використовуються армійськими підрозділами та поліцією.

Металеві бронепластини (окрім сталевих), можуть бути також представлені легкими та міцними сплавами алюмінію або титану, здатними підвищити захист частин тіла [6, 7]. В окремих випадках є можливість використовувати металокерамічні пластини, що підвищують рівень захисту до 5 або навіть до 6 класу [6].

Ключова вимога до матеріалу бронепластини – здатність витримувати дію боєприпасів певного виду без пробиття та ураження людини.

Товщина бронепластин залежить від матеріалу та класу захисту за ДСТУ. Сталеві плити 3-4 класів зазвичай мають товщину 5– 8 мм, а керамічні плити 4-6 класів (наприклад, SAPI) можуть бути товстішими через наявність керамічного шару (15– 25 мм і більше). Важливим є не лише товщина, а й здатність витримувати ударну дію конкретних калібрів і боєприпасів. Так, відомо, що сталеві плити (Armox, Miilux та інші) зазвичай мають товщину 5– 6 мм для 4 класу (захист від АК-74, АКМ, СВД або аналогів), а керамічні плити мають більшу товщину, але меншу вагу. Часто використовують для бронежилетів 4- 5 класи захисту, де кераміка руйнує кулю, а підкладка (НВМПЕ/кевлар)

зупиняє уламки. Стандартом (ДСТУ 8782:2018), наприклад, передбачено, що для сталевих пластин бронежилетів 5-6 класу захисту (кераміка / сталь) потрібно суттєво збільшити товщини пластин (у порівнянні з пластинами 3-4 класу) для захисту від бронебійних куль (наприклад, 7,62х54 Б-32). З урахуванням додаткового захисту пластини класу 4+ зазвичай мають антирикошетне покриття та демпфер (до 8-10 мм), що збільшує їх загальну товщину.

Аналіз літературних даних та постановка проблеми

Як показала практика, ефективний захист в обумовлених вище товщинах пластин для класів 4^+ забезпечують сталі, у складі яких, крім вуглецю (0,27- 0,45 %), є добавки хрому, марганцю, нікелю, молібдену, бору та інших легуючих елементів (табл. 1).

Відомо, що марганець і хром підвищують ступінь зміцнення твердого розчину і знижують знеміцнення при відпуску. Нікель підвищує прогартованість сталі і знижує критичну температуру крихкості. Але при підвищенні його (Ni) вмісту вище 2,0 % він знижує температуру початку мартенситного перетворення (Мп), що підвищує кількість залишкового аустеніту (Азал.) в структурі сталі. У роботі [9, 10] наведені дані про вплив кремнію і хрому на температурний інтервал незворотньої відпускної крихкості, що призводить у легованих сталях з вмістом кремнію 1,0 - 1,5 % до зміщення окрихчення до температури відпуску ≈300- 320 °С. Також зміщення температури окрихчення відмічається і для легованих сталей зі змістом хрому 1,5- 2,0 %. Одночасне легування цими елементами у вказаних концентраціях ще більше зміщує температурний інтервал окрихчення (до 350- 370 °С).

Доцільність введення кремнію в сталь визначається його здатністю підвищувати напругу тертя в кришталевої решітці і спротиву руху дислокацій при мікропластичних деформаціях [11]. Крім того відомо, що кремний затримує виділення цементиту до температури відпуску ≈400 °С за рахунок підвищення стійкості ε-карбіду [12]. Кремній також стабілізує субструктуру мартенситу.

Але в роботах [10, 13] показано, що при підвищенні вмісту кремнію вище ≈0,6 % він сприяє негативній дії на рівень межі пружності за рахунок стабілізації залишкового аустеніту в структурі сталі.

Основними обмеженнями, що призводять до зменшення вмісту кремнію в сталях (≈0,6- 0,8 % Si) на стадії металургійного циклу, є технологічні особливості виплавки сталі, зокрема, необхідність її повного розкислення, але при цьому в металі збільшується кількість неметалевих включень (чим вище чистота сталі, тим менше її знос), які знижують стійкість до втомної міцності високоміцних сталей.

При підвищеній концентрації кремнію в листових сталях виникає

небезпека розшарування прокату при підвищенні ступеню деформації і зниженню температури прокатки на останніх проходах (наприклад, при реалізації контрольованої прокатки) або при проведенні післідуючої зміцнюючої термічної обробки. Збільшення концентрації кремнію в сталях надає їм підвищену схильність до зневуглецювання при нагрівах, знижує мартенситну прогартованість, прискорює перестарювання та ін. [11, 14, 15].

Аналіз хімічного складу зносостійких сталей подвійного призначення говорить про те, що максимальна концентрація кремнію в них рідко перевищує 0,7..0,8 %, а в деяких знаходиться в межах до ~0,3 % (див. табл.1). Але на практиці створення високоміцних сталей ($\sigma_в > 1500$ МПа) підвищений вміст кремнію (до 2,5 %) використовується для зменшення ступеню окрихчення мартенситу при відпуску в інтервалі незворотньої відпускної крихкості. У таких випадках кремній використовується як елемент, що підвищує швидкість зародження часток вторинної фази та знижує швидкість росту карбідів при відпуску в інтервалі до ≈350- 400 °С [10, 16]. Кремній підвищує температуру третьої стадії розпаду мартенситу при відпуску до ≈480 °С [10]. Але при високому вмісті кремнію в загартованих сталях в структурі мартенситу спостерігається велика кількість двійників, що неблагоприятно виявляється на в'язкості загартованої сталі після відпуску [17]. З робіт по дослідженню втомної міцності високоміцних сталей відомо, що в умовах знакозмінного згину зразків металу трещини, що призводять до руйнування металовиробів, виникали у включень силікатного типу, які розташовані впритул або на поверхні зразків. Тому у високоміцній сталі для відповідальних металовиробів, що працюють в умовах циклічних навантажень, вміст кремнію має бути мінімальним [18].

Високоміцні зносо- та ударостійкі сталі є прогресивним конструкційним матеріалом подвійного призначення, що дозволяє економити до 40 % металу за рахунок зменшення товщини або діаметру виробу в порівнянні з вуглецевими і низьколегованими сталями. Такі сталі знайшла широке застосування у багатьох галузях промисловості, наприклад, для виготовлення платформ великовантажних автосамоскидів, ковшів землечерпалок, екскаваторів та багатьох деталей і механізмів, що працюють в умовах різних видів зносу. Крім високої міцності такі сталі повинні мати достатню пластичність і в'язкість, підвищену зносо- і холодостійкість. Вважається, що чим вища твердість, тимчасовий опір сталі, тим вища її зносостійкість. Але дослідження та практика експлуатації таких сталей показує, що ударо- та зносостійкість залежить і від інших

якісних характеристик сталі. Наприклад, відомо, що зносостійкість сталі з підвищенням тимчасового опору з 450- 500 Н/мм^2 до 700-800 Н/мм^2 при експлуатації в умовах роботи ріжучих елементів землерийних машин, платформ великовантажних автосамоскидів та інших виробів збільшується незначно (до 30- 50 %) і тільки підвищення тимчасового опору сталі до рівня 1050– 1200 Н/мм^2 і вище призводить до різкого (3-5-кратного) збільшення зносостійкості. До ударо- та зносостійких сталей подвійного призначення відносяться також і сталі, які традиційно вважаються броньовими (наприклад, сталі 1; 3; 71; 96 в табл. 1), а також і сталі типу Хардокс та аналогі (цифрові індекси цих марок означають твердість сталі по Брінеллю): ARMSTAL 500 – Польща; RAMOR 450 та Protection 500 – Фінляндія; Quardian 500 –Бельгія; ARMOX – Швеція) та інші [1, 3 - 8].

Сталі Хардокс (табл. 1), які відносять до ударо- та зносостійких, проходить загартування в лінії стану з прокатного нагріву і з наступним відпуском (≤250 °С) або чаще з самовідпуском. Ці сталі відрізняються хімічним складом, але практично всі мають у своєму складі бор і розроблені для технології виробництва з отриманням високоміцного стану в лінії прокатних станів з використанням гартування з прокатного нагріву. Концентрація вуглецю в таких сталях зазвичай не перевищує 0,45 % (при збільшенні концентрації вуглецю вище 0,4- 0,45 % зменшується тріщиностійкість металу).

В якості броньових (для ≥ 4 рівнів захисту) використовують і інші сталі з твердістю НВ 500 ... 600 в термомеханічно зміцненому прокаті або в оброблених пластинах в результаті термічної (комбінованої) обробки з окремого нагріву до рівня $\sigma_т$ ~ 1500-1700 МПа і вище. У якості перспективного хімічного складу для подвійного призначення можуть бути рекомендовані сталі з аналогічним хімічним складом, який у таблиці 1 наведений під назвою Б1700. Сталі з подібним хімічним складом при нагрівах мають температуру порогового росту зерна аустеніту при ≥1050- 1070 °С, а температуру початку мартенситного перетворення ≈ 280 °С. Після загартування у воді з температури аустенітизації 900 °С та відпуску 150 °С (2 год) ця сталь мала наступний комплекс механічних властивостей [19] (табл. 2).

Одним з перспективних напрямів отримання надвисокоміцних сталей ($\sigma_в$ ≥2000 МПа з задовільненим рівнем пластичності – δ = 5-15 %) подвійного призначення, при економному їх легуванні, можливо вважати і технологію термічної обробки по схемі «Quenching-and-Partitioning» (Q-n-P) [20-23].

Таблиця 1 – Хімічний склад зварювальних, зносостійких машинобудівельних сталей, у т. ч. і сталей для бронежилетів, які забезпечують після загартування і відпуску рівень $\sigma_T \geq 1200$ - 1700 МПа і HRC 50-56 [1, 3 - 8]

Марка сталі	Хімічний склад, % за масою (Аналіз ковша, проби, максимальні значення)									
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	B	Інші елементи
Hardox 500[x]	0.30	0.70	1.60	0,020	0,010	1,50	1,50	0,60	0,005	
Hardox 550	0.37	0.50	1.30	0,020	0,010	1,40	1,40	0,60	0,004	
Hardox 600	0.47	0.70	1.00	0.015	0.010	1.20	2.50	0.70	0.005	
HardoxExtreme	0.47	0.50	1.0	0.015	0.020	1.20	2.50	0.80	0.005	
ARMSTAL500	0.29	0,24	0.89	0.009	0.005	0,74	1.03	0.23	0,002	0.06V
Quardian 500	0,26	0,21	0,78	0.012	0,006	0.42	0,74	0.27	0.001	0,001V
Protection 500	0,28	0,49	0,96	0,016	0,011	0,58	0,37	0,25	0.002	0,002V
30ХГСА (ДСТУ 7806:2015)	0,28–0,34	0,9–1,2	0,8–1,1	≤0,025	≤0,025	0,8-1,1	≤0,3	≤0,15	-	V≤0,05; W≤0,2; Cu≤0,3; Ti≤0,03; N≤0,008
30ХГН2А (30ХГСНА) хромансиль	0,27–0,34	0,9–1,2	1,0–1,3	≤0,025	≤0,025	0,9-1,2	1,4-1,8	-	-	до 0,3 Cu
71	0,31	1,16	0,74	0.016	0.01	1,66	2,26	0,3	-	0.202 V
77Ш	0,35	1,4	-	≤0,01	≤0,01	1,1	1,4	0,3	-	-
88Ш	0,4	1,4	-	≤0,01	≤0,01	1,1	2,4	0,3	-	-
КВК-37	0,37	-	0,8	≤0,01	≤0,01	2	1	0,5	0,02	0,7 W; 0,03 Nb
КВК-42	0,42	-	0,8	≤0,01	≤0,01	2	1	0,5	0.02	0,7 W; 0,03 Nb
СПС-43	0,43	1,65	-	≤0,025	≤0,025	1,2	1,3	0,45	-	-
42	0,42	1,35	-	≤0,025	≤0,025	1,5	1,6	0,4	-	-
А3 (по ТУ7399-002-14621835-06), аналоги 55Х4Н3С2ГМ та 45ХН2МФА	0,42-0,5	0,17-0,37	0,5-0,8	≤0,025	≤0,025	0,8-1,1	1,3-1,8	0,2-0,3	-	0,1-0,18 V; Cu до 0,3

ISSN 2522-9117 (print), ISSN 2786-6149 (online)
"Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії". 2026. Випуск 40
"Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy". 2026. Issue 40

Продовження табл. 1

Марка сталі	Хімічний склад, % за масою (Аналіз ковша, проби, максимальні значення)									
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	B	Інші елементи
96 (45Х2НМФБА) по ТУ 7399-002 - 14621835- 06	0,48	-	-	≤0,025	≤0,025	1,6	1	0,5	-	0,25V
Сталь для протипульової легкої броні [РФ ВАТ «Сталь»]	0,38-0,43	0,5-0,8	0,3-0,5	≤0,01	≤0,01	1,2-1,5	0,9-1,2	0,75-0,85	-	Nb 0,02-0,05 Cu≤0,3
Високоміцна броньова листова сталь [RU2185459C1]	0,44-0,48	0,2-0,4	0,4-0,7	≤0,01	≤0,01	1,12-1,4	1,3-1,8	0,31-0,5	-	0,15-0,25 V
55Х4Н3С2ГМ [RU2185460C2]	0,54	1,8	0,85	≤0,01	≤0,01	2,4	3,3	0,5	-	0,3 V
Броньова термостойка зварювальна сталь [RU2520247C1]	0,01-0,41	0,1-2,6	0,1-1,8	≤0,008	≤0,004	0,1-8,6	0,1-1,9	0,1-0,6		Cu 0,1-1,9 Co 0,05-4,6
Б1700 Сталь с $\sigma_T \geq 1700$ МПа [19]	0,4-0,45	0,2-0,45	1,1-1,3	0,015	0.010	0,9-1,3	0.65-0,8	0,35-0,45	0,001-0,005	0,04-0,06 V 0,01– 0,04 Nb Cu 0,5-0,8
К65 [RU2806620C2]	0,05-0,07	0,2-0,32	1,6-1,7	0,003-0,012	0,001-0,002	0,15 0,25	0,15-0,25	0,15-0,25	-	Cu 0,1-0,2; Al 0,025-0,045; Nb 0,075-0,095; Ti 0,01-0,02; V 0,01-0,03; N 0,001-0,006

[x]-General Product Information Strenx, Hardox, Armox and Toolox-UK», www.ssab.com

Таблиця 2. Механічні властивості сталі Б1700 після термічної обробки

Марка сталі	Товщина, мм	Відпуск, °С	Час витримки, год	σв, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа
Б1700	6	150	2	2150	1715

Продовження табл. 2.

δ5, %	ψ, %	δр, %	KCU^{+20}, Дж/см^2	HRC
10,2	33	3,7	52	54,0

У країнах СНД було освоєно виробництво високоміцних зносостійких гарячекатаних зварюваних сталей марок типу 18ХГНМФР, 14ХГ2САФД, 16ХГН2ФБР, 13ХГ2НДФ та інших у товщинах 8,0…50,0 мм. Максимальна межа міцності таких сталей широкого призначення досягала в минулих десятиліттях 850-900 Н/мм^2. За кордоном для виготовлення платформ великовантажних автосамоскидів таких фірм, як Коматцу, Хітачі, Катер-піллар та інш., а також для виробів з броні застосовують високоміцні зварювані сталі марок Hardox® 400 – 600 та інших виробників. При цьому в нових зносостійких сталях підвищений тимчасовий опір (≥1050 Н/мм^2) досягається за рахунок механізмів: твердорозчинного зміцнення, а також диспергування структурних складових і дисперсійного (або вторинного) твердіння (виділення при наступному відпуску дисперсних часток карбідів або карбонітридів). В цьому випадку загартована в лінії стану сталь зміцнюється в результаті виділення дисперсних частинок цементиту (легованого цементиту для низьколегованих сталей при температурах ≈280-380 °С) або карбонітридів при температурах відпуску ≥ 500 °С для легованих сталей. Таке зміцнення дозволяє заощаджувати основні, дорогі легуючі елементи, зокрема нікель і молібден. У сталях з карбонитридним зміцненням за рахунок дисперсних частинок вторинної фази різко зменшується розмір аустенітного зерна при прокатці і нагріванні під загартування, а при подальшому охолодженні це призводить до підвищення дисперсності мартенситно-бейнітної структури, а при наступному відпуску відбувається вторинне твердіння за рахунок виділення дисперсних частинок карбидів (карбонитридів). За рахунок такого процесу структуроутворення збільшуються як характеристики міцності, так і в'язкості сталі. Так, наприклад, промисловими підприємствами виготовляються конструкційні сталі підвищеної міцності Quend 700, 960 (стандарт EN 10025-6), високий рівень властивостей якої одержується в результаті загартування після прокатки і подальшого відпуску при 500 ... 550 °С (цифри вказують на рівень мінімальої межі плинності 700 або

960 МПа) при гарантованому рівні ударної в'язкості ≥27 Дж при -40 °С.

При створенні нових або удосконаленні існуючих технологій виробництва високоміцних виробів слід також враховувати, що в разі ударно- або абразивного зносу експлуатаційна стійкість сталі визначатиметься також рівнем в'язких властивостей, відносного подовження та однорідності структурного стану. На рисунку 1 показані дані про порівняння зносостійкості сталей, оброблених на однакову твердість, але які мають різну ударну в'язкість і пластичність [24]. З наведених на рис. 1 даних видно, що найбільшу зносостійкість серед дослідних показала сталь 25ХГН3МФБ (1), що має високу в'язкість і пластичність - її стійкість вдвічі перевищує зносостійкість взятої для порівняння широко застосовуваної сталі 65Г (4).

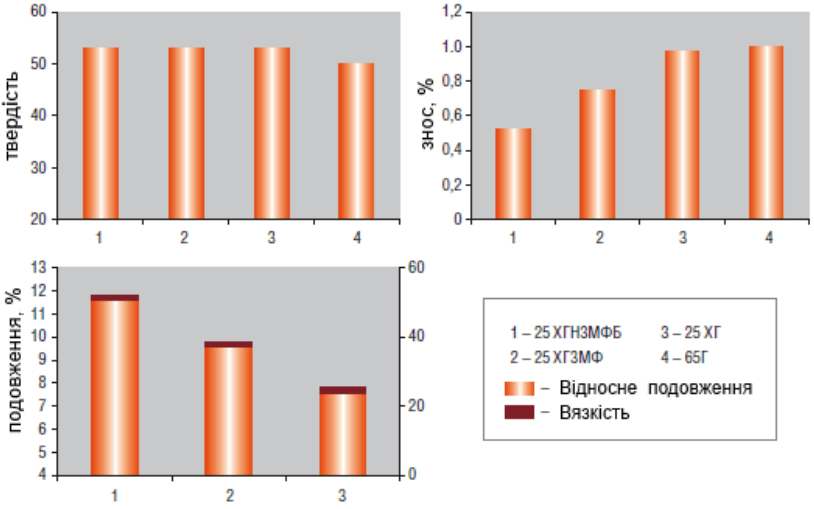


Рисунок 1 - Зносостійкість сталей в залежності від ударної в'язкості і пластичності (данні ЦНДІЧормету)

Зі зниженням в'язкості та пластичності дослідних сталей 25ХГ3МФ (2) та 25ХГ (3) їх зносостійкість зменшувалася відповідно. Підвищена зносостійкість сталі з високою в'язкістю та пластичністю, порівняно зі сталями з меншими зазначеними характеристиками, при однаковій їх міцності пояснюється тим, що в'язкі матеріали краще опираються відриву мікроскопічних шматочків металу від поверхні листа при дії твердих мінералів під час навантаження та розвантаження породи.

Встановлено також, що якщо сталь має неоднорідну структуру, що складається з суміші мартенситу (бейніту) і полігонального фериту, її

зносостійкість зменшується, незважаючи на високу твердість. На зносостійкість впливає також чистота сталі по неметалевим включенням. Чим вище чистота, тим менше зношування. Важливою та обов'язковою умовою високої ударо- та зносостійкості стали, наприклад, для платформ автосамоскидів, або для бронезахисту людей та техніки є її мартенситна прогартованість на всю товщину листа [8, 10].

Необхідність створення високоміцної легкої сталевої броні виникла після появи нової кулі зі сталевим термозміцненим сердечником (ТУС) ПС-43 ТУС калібру 7,62 мм для автоматів АК-47 і кулі 7Н6 ТУС калібру 5,45 мм для АК-74, замість раніше застосованих ЛПС 4Н3 відповідно для АК-47 та АК-74. Твердість сталевого термозміцненого сердечника куль ПС-43 ТУС і 7Н6 ТУС становить 55-56 HRC, тоді як твердість сталевого сердечника куль ПС-43 ЛПС та 7Н6 ЛПС - 30-32 HRC. Тому пробивна дія цих куль при зіткненні зі сталевою перешкодою при приблизно однакових швидкостях кулі $V_{ср}$ = 715 м/с (АК-47) і $V_{ср}$ = 790 м/с (АК-74) сильно відрізняється.

У зв'язку з тим, що тильні поверхневі шари металу бронепластини повинні мати підвищений рівень пластичності і в'язкості (щоб знизити вирогідність сколу часток металу з тильної площини бронепластини) після фінішної зміцнювальної термічної обробки пластини, доцільно піддавати додатковому відпуску поверхневий шар тильної площини бронепластини, наприклад, з нагріву ТВЧ (тонкий шар ~2мм). Такий технологічний прийом може бути використаний для пластин з високоміцного металу, отриманого за різними схемами зміцнення. Можливість здійснення такого технологічного прийому підтверджується результатами відомих в технічних джерелах роботами по створенню функціонально-градієнтних матеріалів.

Аналіз можливих механізмів зміцнення конструкційних сталей показує, що підвищення комплексу механічних властивостей металу для легкої броні від 4 рівня захисту і вище (товщиною 4-10 мм) доцільно здійснювати насамперед за рахунок раціональної термічної або комбінованої обробки, при якій реалізуються найбільш універсальні фактори впливу на структурний стан та властивості металу – твердорозчинне зміцнення, подрібнення зеренної структури, повна заміна перлітної та бейнітної складових структури на мартенсит, створення в металі субструктури на кшталт комірчастої або полігонізованої, отримання в структурі великої кількості дисперсних частинок карбідної фази, рівномірно розподіленої по об'єму металу за рахунок правильно вибраної температури відпуску та формування в металі пластин стискаючих напруг [5]. У разі забезпечення в металі властивостей для рівней захисту ≤ 4 раціонально використовували

листовий прокат, отриманий за схемою регламентованої прокатки з використанням загартування з температури прокатки і самовідпуску (або низького відпуску з окремого нагріву).

До основних запитань, які потребують аналізу і дослідження при створенні комплексної технології термічного (комбінованого) зміцнення листового прокату або пластин (розглядається для схеми термічної обробки з окремого нагріву) відносяться:

- хімічний склад броньових сталей для легкої броні та способи забезпечення в металі зливку (прокату) мінімального рівня неметалевих включень та газів (особливо водню для попередження водневої крихкості металу або навіть виникнення флокенів), сірки та фосфору, а також легкоплавких з,єднань (для забезпечення металу температури перепалу на рівні $\geq 1260\text{-}1280^0$C);
- параметри аустенізації (для варіанту об,ємної зміцнюючої термічної обробки пластин з окремого нагріву), що сприяють максимальному використанню рівня легування сталей (для реалізації ефективного твердо-розчинного зміцнення та додаткового зміцнення за рахунок виділення дисперсних частинок вторинної фази при подальшому відпуску), а також сприяючі отриманню дрібного розміру аустенітного зерна при реалізації фінішного загартування;
- температурно-часові параметри подальшого відпуску (або доцільність використання багаторазових відпусків) об,ємно загартованого металу з мартенситною структурою з метою досягнення потрібного рівня механічних властивостей в металі готових пластин, які можна використовувати в якості легкої броні;
- визначити раціональну схему послідовності технологічних операцій при реалізації обробок пластин з окремого нагріву для отримання гетерогенної структури (зміцнююча термічна обробка → хіміко-термічна обробка (азотування, карбонітрація або інші) чи навпаки – хіміко-термічна обробки (азотування, карбонітрація) → зміцнююча термічна обробка на необхідний рівень твердості та міцності поверхневого шару металу на лицьовій стороні бронежилету + додаткова пом'якшуюча обробка поверхневого шару тильної сторони такої бронепластини.

Мета статті. Дослідити вплив хімічного складу сталей, способи отримання листового металопрокату та режимів термічної (для гомогенного стану) і хіміко-термічної обробок (для отримання гетерогенного стану) на властивості обраних для дослідження сталей і обрати раціональні склади сталей для виготовлення захисних листів бронеодежи та розробити сучасні режими обробки для забезпечення 4-5 класу захисту згідно ДСТУ 8782:2018, який є одним із ключових в Україні за цим напрямом [2, 8].

Методика. В роботі розглядалися сталі різного хімічного складу для виготовлення захисних елементів бронежилетів, визначені основні фактори, які впливають на роботоспроможність бронесталей в процесі їх виготовлення, та основні напрямки цілеспрямованого впливу на структуру і властивості металу для отримання бронепластиною необхідного рівня захисту. Апробовані різні режими термічної та комбінованих обробок для зміцнення сталей і отримання високих показників міцності, твердості і в'язкості. У якості критерію якості бронепластин, які досліджувалися для 1V та V рівней захисту, використовували окрім визначення твердості, дослідження мікроструктурного стану і результати полігонних випробувань на простріл, відповідно до вимог ДСТУ 8782:2018.

Результати. Для сталевих листів, з яких виготовляються елементи бронежилетів, розроблені параметри режимів та проведено термічну обробку з двома загартуваннями і багатократними відпусками. Результати полігонних випробувань на простріл дозволили визначити марки сталей (з числа досліджуємих) та режими їх обробки для забезпечення в металі властивостей до 4 та 5 рівня захисту. З метою визначення запасу конструкційної міцності дослідних пластин вони також випробувалися і на рівень V1 класу захисту.

Наукова новизна. Для пластин зі сталей з концентрацією вуглецю 0,36- 0,45 % (хромо-нікелевих; хромо-нікель-молібденових з ванадієм) було запропоновано і використано термічну обробку, яка включала подвійну аустенітизацію при різних температурах, загартування з використанням різних рідких охолоджувальних середовищ та багаторазові відпуски при різних температурах, що дозволило цілеспрямовано створити в металі структурний стан і властивості, які не досягаються при використанні традиційних режимів зміцнюючої термічної обробки сталей подвійного призначення.

Це дозволило металу дослідних пластин з хромо-нікель-молібден-ванадієвої сталі витримати полігонні випробування на простріл боєприпасами, які рекомендовані ДСТУ 8782:2018 для випробувань бронесталей на 4 і 5 рівень захисту.

Практична значущість. На основі результатів теоретичних і експериментальних досліджень обґрунтовано запропоновані параметри технології термічної обробки з об.ємним зміцненням захисних елементів бронежилетів з використанням у якості прикладу хромо-нікель-молібден-ванадієвої сталі для отримання протикульової дії до 5 класу захисту в умовах експлуатації бронежилетів.

Матеріали та методика досліджень

В даній роботі проводили обробку по різним режимам шести пластин, але розглядаються дві дослідні сталеві пластини (№ 2, 3) з броньових листових сталей 0ХН3МФ та «ОХ ARMOX-500T» товщиною 6,8 мм., які пройшли випробування на прострі на 4 -5 рівень захисту. Ці пластини пройшли термічну і комбіновану (хіміко-термічну) обробку по наступним режимам:

- пластина №3 (розміром ≈220 х 220 мм, товщиною 6,8 мм., сталь 0ХН3МФ) – двократна аустенітизація при різних температурах, об,ємне загартування у маслі та відпуски;
- пластина №2 (розміром 125Х125 мм, товщиною 5,8 мм, сталь ARMOX-500T) – карбонітрація (ТОВ «Карбаз») з наступним нагрівом під загартування та охолодженням в маслі та з наступним відпуском (інформація буде надана у матеріалах, ч.2).

Було проведено мікроструктурний, рентгеноструктурний аналіз зразків, замір твердості по перетину зразків, а також випробування пластин на простіл.

Теорія і аналіз отриманих результатів

Аналіз питання якості сталей, які можуть бути використані у якості високоміцного матеріалу для виробів відповідального призначення типу легкої броні, торсійних валів, валків холодної та гарячої прокатки, штампів гарячого та холодного деформування та інш. показує, що за останні 30- 40 років за рахунок виведення з експлуатації мартенівських агрегатів та отриманні рідкого металу з шихти, яка переважно формується з металобрухту, спостерігаються зміни як у кінетиці структуроутворення в металі виробів з такого металу, так і у зміні їх властивостей. А самим головним питанням, яке виникає у підприємств, які переробляють такий метал, є зниження рівня температури перепалу металу на ≈150 °С (і навіть більше), що суттєво обмежує температури нагріву металу для реалізації ефективного режиму гомогенізаційного відпалу та загартування. Цей фактор дуже впливає на режими термічної обробки (попередньої та фінішної) металовиробів з легованих та високолегованих сталей, які потребують проведення аустенітизацій при температурах вище 1100- 1150 °С, а для інструментальних стале вище 1200 °С.

Необхідно також враховувати результати досліджень останніх десятиліть, які відомі з технічної літератури і змінюють уявлення фахівців про процеси водневого окрихчення та виникнення флокенів в сталях різного хімічного складу, особливо в сталях з підвищеною концентрацією (≥ 1,5- 2,0 %) нікелю.

При виплавці сталей для виробів відповідального призначення повинні бути застосовані всі відомі способи їх очищення від

шкідливих домішок (сірки, фосфору, неметалевих включень і газів), у т.ч. і вакуумна обробки рідкої сталі.

Традиційний технологічний маршрут виготовлення листового прокату в умовах металургійних підприємств СНД включає виплавку в електро-сталеплавильному (ЕСПЦ) або в конвертерному цеху, розливання на установці безперервного розливання сталі (УНРС), порізку литого слябу на мірні довжини, прокатку і термообробку (з прокатного або окремого нагріву). При цьому сталі, які відносяться до категорій 3- 5 (флокеночутливі – особливо флокеночутливі) згідно до класифікації (наприклад, ЗАО НКМЗ) і які використовуються для виготовлення відповідальних деталей (наприклад, броньових, гарматних, валкових, інструментальних сталей), доцільно на стадіях отримання злитку або листового прокату піддавати термічної протифлокінній обробці (навіть за наявності в технологічному ланцюжку операції вакуумування рідкого металу).

Згідно аналізу хімічного складу (табл.1) багато броньових сталей (наприклад, сталі типу Hardox 600; Hardox Extreme; 1; 3; 71; 96 та інш.) леговані нікелем на рівні більше 1,5- 2,0 %, що істотно збільшує їх флокеночутливість і імовірність виникнення водневої крихкості або флокенів в металі. Тому при визначенні параметрів протифлокенної термічної обробки (ПФО) таких сталей слід враховувати вплив концентрації сірки в металі (рис. 2) на критичну концентрацію дифузійно-рухомого водню для кожного хімічного складу металу [25].

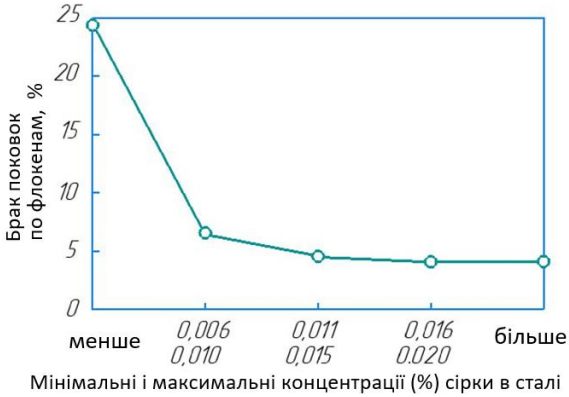


Рисунок 2 – Вплив концентрації сірки в металі поковок з чутливих до флокеноутворення сталей на їх відбраковку по флокенам [25]

Відомо, що сталі типу 3 або 0ХН3МФ (табл. 1) відносять до 5 категорії (групи) флокеночутливості (наприклад по класифікації

ЗАО НКМЗ), в яких до групи 1 відносять низько- і середньо вуглецеві сталі, найменше чутливі до утворення флокенів при вмісті дифузійно-рухомого водню ≥ 2- 2,5 см^3/100 грам металу (часто приймають рівним 1 см^3 /100 г = 1 ppm). До 5 групи (особливо флокеночутливої) відносять леговані сталі, в яких концентрація Ni ≥2,5 %. Згідно до інформації, наведеній на рис. 2 [25], потрібно корегувати традиційні параметри термічної протифлокенної обробки металовиробів в залежності від концентрації сірки в конкретній плавці сталі і визначати критичну концентрацію дифузійно-рухливого водню в цієї сталі і призначати режими ПФО, які здатні забезпечити таку (або меншу) його концентрацію в металопрокаті або в металі поковки.

Численними дослідженнями установлено, що істотний вплив на властивості металу в процесі термічного зміцнення і після нього виявляють наступні фактори:

1) - початковий вміст водню в металі. Так, наприклад, відомо, що при одній і тій же початковій концентрації водню в металі однієї плавки його вміст у термозміцненому металі в 1,5- 2,0 раз і більше, чим в металі у нормалізованому стані.

Результати досліджень останніх десятиліть структури і властивостей сталевих металовиробів [26], а також впливу температурно-часових параметрів протифлокених термічних обробок показали (рис. 3), що навіть при низьких температурах нагріву обробляємого металу і його ізотермічних витримках дифузія водню в металі досить активно виводить водень з металовиробів і знижує його концентрацію до безпекових рівней (приблизно ≤ 2,0- 2,5 ppm або 2 – 2,5 см^3/100 г), тобто до рівня, коли така концентрація дифузійно-рухливого водню не призводить до виникнення флокенів в металі. Наведені результати досліджень показують доцільність використання в технологічній лінії виробництва листового металу або поковок з флокеночутливих сталей ізотермічних витримок в широкому інтервалі температур.

2) - співвідношення концентрації сірки та дифузійно-рухливого водню в металі. В останні десятиліття були отримані і наведені в літературних джерелах результати досліджень флокеночутливих сталей, які показують, що в залежності від співвідношення сірки і дифузійно-рухливого водню (рис. 2) в металі критична концентрація водню може змінюватися і становити значно нижче даних, наведених у старих джерелах інформації. Так було встановлено [25], що при концентрації сірки 0,005 % в металі з 65 плавок (усього було близько 110 плавок з різних сталей) з особливо флокеночутливих сталей (плавок) 65 були вражені флокенами. А при концентрації сірки 0,006 - 0,010 % відбраковка поковок складала 6,1 %. Збільшення концентрації

сірки в металі до 0,011 – 0,035 % вже мало впливає на рівень відбраковки по флокенам, який складає ~4 %. При концентрації сірки в сталі не менше 0,015 % критичний рівень водню складає 2 $см^3$/100 г (2,0 ppm). При зменшенні концентрації сірки нижче 0,015% флокени виникають при меншій концентрації водню в металі. Ці фактори (як і інші) потрібно враховувати при створенні наскрізної технології виготовлення виробів відповідального призначення з флокеночутливих сталей, тобто, від кристалізації рідкого металу до фінішної термічної або комбінованої обробки готового виробу.

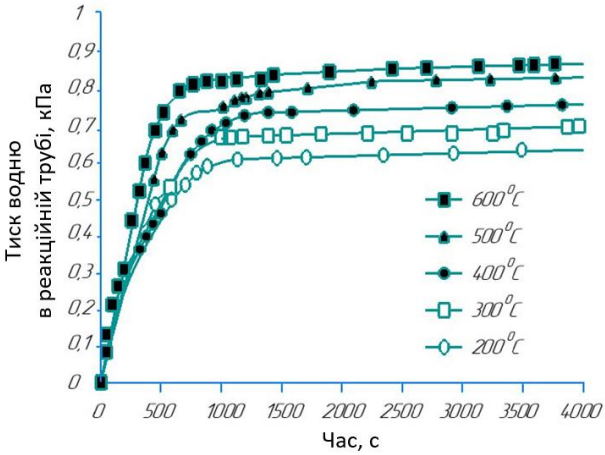


Рисунок 3 – Залежність зміни тиску в реакційній трубі (відображає зміну концентрації дифузійно-рухливого водню в сталі 40ХГМ, яка була попередньо насичена воднем) при нагріві до різних температур і ізотермічній витримці [26]

Аналіз впливу параметрів аустенітизації в процесі попередньої та фінішної термічної обробки бронепластин для варіанту їх зміцнюючої термічної обробки з окремого нагріву показав, що високотемпературні нагріви (окрім гомогенізую- чого відпалу) сприяють максимальному використанню рівня легування сталей (для реалізації ефективного твердо-розчинного зміцнення та додаткового зміцнення за рахунок виділення дисперсних частинок вторинної фази при подальшому відпуску), а також позитивно впливають на в,язкість руйнування високоміцних сталей.

Відомо [27, 28], що в'язкість руйнування сталей (оцінювалася за значеннями K_{1C}) є однією з найбільш структурно чутливих характеристик металу і суттєво залежить від типу, дисперсності частинок вторинної фази та рівномірності їх розподілу в металі

(особливо від тих, які присутні на межах зерен). Вважається, що коефіцієнт інтенсивності напруг (K_{1C}), є силовою характеристикою тріщиностійкості (в'язкості руйнування) при статичному навантаженні металу (ГОСТ 25.506-85).

Виходячи зі складності технології виготовлення листової заготовки для елементів бронежилетів, елементи якої негативно впливають на якість металу виробу протягом усього циклу переробки, доцільно виконати при постановці на виробництво листових пластин дослідження, які б дали можливість оцінити стійкість металу після фінішної термічної (або комбінованої) обробки до тріщиноутворення при врахуванні максимально можливої кількості параметрів його структурного стану після всіх технологічних переробок.

Найбільший інтерес для цієї мети представляє метод [29- 33], в якому запропоновано визначати механічну характеристику металу (RMC), що враховує вплив таких основних структурних параметрів, як розмір дійсного зерна або пакета мартенситу, форму і розмір частинок вторинної фази. Такий метод більш повно характеризує комплекс механічних властивостей металу та загалом конструкційну міцність виробу. Стійкість опору мікросколу (RMC) до дії зовнішніх факторів - температури, швидкості деформування, до виду напруженого стану дозволяють віднести цю характеристику в поєднанні з межею плинності металу (у вигляді відношення $R_{MC}/\sigma_т = K_B$) до найважливіших фундаментальних констант матеріалу. Цей метод дослідження схильності високоміцних сталей до крихкого руйнування ще цінний і тим, що дозволяє оцінювати вплив окрихчування металу, що викликається воднем.

У разі високотемпературної аустенітизації, що дозволяє розчинити частинки вторинної фази, в'язкість руйнування сплавів 0,3 С- 5 Мо і 0,41 С- 5 Мо після аустенітизації при 1200 ^{0}С і загартування мають рівень вище, ніж після аналогічного режиму з температурою аустенітизації 870 °С. Результати цих робіт показують, що за таких умов (за відсутності частинок вторинної фази на межах зерен) в'язкість руйнування металу не залежить від температури аустенітизації. У той же час практика показує, що у разі використання високотемпературних нагрівань металу без подальших термічних обробок перед остаточним загартуванням, що створюють умови для подрібнення аустенітного зерна при фінішній аустенітизації, рівень ударної в'язкості знижується, а температура порога холодноламкості металу суттєво зростає. Результати роботи [34] також переконливо підтверджують зниження рівня K_{1C} за умов збільшенням зеренної структури сталей. Тому доцільно використовувати для подрібнення зеренної структури після першої (високотемпературної) аустенітизації інші раціональни

обробки перед фінішною аустенітизацію з температур, яка забезпечує подрібнення аустенітних зерен. Відомо також, що застосування подвійного загартування (першого з високотемпературного стану, другого з нормальних температур) призводить до отримання зубчастої форми межзерених границ, що може бути одним із способів ослаблення відпускної крихкості (незворотній та оборотної) та підвищення рівня ударної в'язкості. Тому доцільно для отримання високоміцного стану в сталях, що містять у своєму складі сильні карбідоутворюючі елементи (КУЕ), для відповідальних виробів використовувати режими подвійної аустенітизації для переведення максимальної кількості вуглецю і КУЕ в твердий розчин при першій аустенітизації і зафіксувати пересичений стан матриці при загартуванні, а при реалізації другої аустенітизації (з традиційною температурою нагріву для конкретної сталі) подрібнити аустенітне зерно і отримати після загартування наскрізну мартенситну структуру, а наступним відпуском (одно чи багатократним) досягнути виділення часток вторинної фази оптимального розміру та їх кількості [35-39].

Результати досліджень показали, що для багатьох сталей, наведених в таблиці 1 (з ванадієм), такою температурою першої аустенітизації є ≈1050- 1100 °С. Промислова апробація високотемпературної аустенітизації на стадії попередньої термічної обробки (яка включала і ПФО) показала, що навіть температура нагріву до 960- 980 °С забезпечує таким сталям рівень міцності, значно перевищуючий рівень межі плинності або пропорційності після традиційних температур аустенітизації (850- 880 °С). А для сталей, додатково мікролегованих, наприклад, ніобієм і бором, повного розчинення частинок вторинної фази можна досягти при температурах ≈1250 °С.

Дослідженнями різних вчених [40] встановлено також, що уповільнене (2- 30 °С/хв) або інтенсивне нагрівання металу під фінішне загартування (після першої високотемпературної аустенітизації) призводить до відновлення крупнозернистого аустеніту. Подрібнення зерна аустеніту відбувається при середніх швидкостях нагріву металу (≈200- 1000 °С/хв) до традиційних температур аустенітизації.

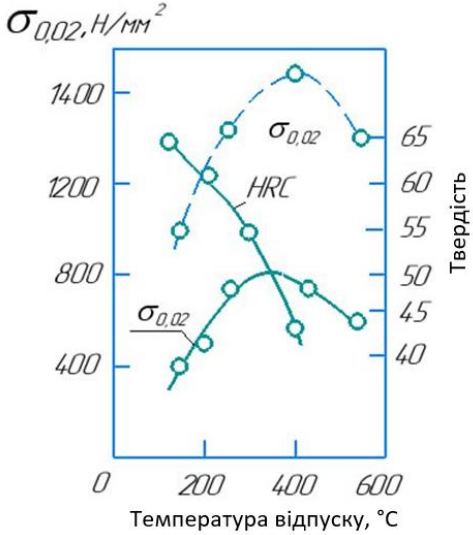
Тому для усунення структурної спадковості (відновлення великого розміру аустенітного зерна) при наступному (після високотемпературної обробки) загартуванні та подрібнення зеренної структури оброблюваної сталі типу 0ХН3МФА (наприклад, сталі 71; 88Ш; 42 та інші – табл. 1) в відомих роботах [41, 42] рекомендується дотримуватися наступних основних параметрів технологічних операцій:

- після високотемпературного загартування проводити відпуск

(одно- або багаторазовий), температурно-часові параметри якого зможуть істотно змінити дислокаційну субструктуру пакетного мартенситу і стан α-твердого розчину (тобто >350 °С з витримкою ≥1год.), тобто з метою усунення структурних факторів, які не дозволяють створити умови для відновлення дрібного зерна аустеніту при фінішному загартуванні з традиційних температур. Доцільно тільки після такого відпуску проводити нагрівання під фінішне загартування;

- нагрів під фінішне (після високотемпературної обробки) загартування доцільно вести зі швидкістю менше 50 °С/с.

При цьому в залежності від рівня легованості сталей після загартування можуть використовувати низький, середній (рис. 3), або високий (рис. 4) відпуск, які відповідно забезпечують отримання високих показників міцності (межі пропорційності, пружності або плинності) за рахунок дисперсійного або вторинного твердіння металу [43].



Хімічний склад досліджених сталей:
━ вуглецева сталь із 0,75…0,8% С;
—◦— -вуглецева легована сталь (С=0,5…0,6%; Si=0,8…1,1%; Mn=0,15…0,4%; Cr=0,9…1,2%; W=1,8…2,2%; V=0,15…0,3%)

Рисунок 3 - Залежність значень межі пружності й твердості загартованих вуглецевих сталей від температури наступного відпуску [43]

При проектуванні металовиробів відповідального призначення у якості критерія міцності вводяться нормовані рівні межі плинності, пружності або пропорційності. У ряді нормативних документів, що регламентують рівень механічних характеристик металу різних виробів, запроваджено такий параметр, як відношення абсолютних величин межі плинності та межі міцності ($\sigma_т/\sigma_в$). Вважається, що різниця в абсолютних значеннях межі міцності та плинності визначає запас пластичності металу виробу.

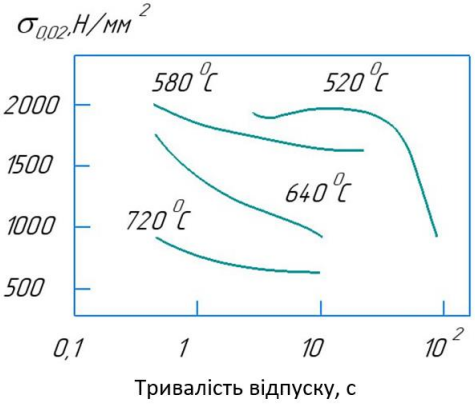


Рисунок 4 - Вплив температури й тривалості відпуску на границю текучості легованої сталі 4Х5МФС [43]

Для низьколегованих сталей, які зміцнюють у потоці прокатного стану (загартування з прокатного нагріву, при цьому можливо з самовідпуском або після окремого низького відпуску) після виконання зміцнюючої термічної обробки листового прокату заборонено піддавати такий метал будь-якому температурному впливу вище ≈ 250^0С, оскільки він може призвести до повної або часткової втрати експлуатаційних властивостей [10].

Відомо, що для отримання листового прокату з високим рівнем конструктивної міцності металлу при експлуатаціх в умовах локальних ударних впливів [27, 28, 36-39] основними факторами є:

а) твердорозчинне зміцнення матриці легуючими елементами, що підвищують напруги тертя решітки та опір руху дислокацій, що підвищують у т.ч і стійкість сталі проти відпуску;

б) зміцнення за рахунок мартенситного перетворення з подальшим відпуском (або відпусками), що створює оптимальну субструктуру та реалізує дисперсійне або вторинне твердіння сталі (в залежності від рівня легованості сталі);

в) зменшення розміру зерна аустеніту (відповідно і вторинної структури);

г) отримання дисперсних частинок вторинної фази та рівномірний їх розподіл у матриці;

д) зниження рівня внутрішніх напруг і забезпечення металу стискаючих напруг:

е) використання сучасних комбінованих обробок для підвищення рівня конструктивної міцності за рахунок створення надтвердого зовнішнього шару покриття у процесі хіміко-термічної обробки пластин з листового металу або використання нових схем деформаційної обробки чи терміної обробки для отримання наноструктурного стану в металі та інших сучасних технологій, які

взмозі забезпечити сталевим пластинам рівень міцності (тимчасового опору) ≥2000 МПа, який практично неможливо отримати традиційними методами обробки.

При реалізації будь-якого з перерахованих механізмів зміцнення межа міцності (особливо для межі пружності і пропорційності) буде тим вищою, чим менше буде в структурі сталі немартенситних структурних складових, нижче рівень мікродеформацій (залишкових напруг) при максимальній кількості дисперсних частинок вторинної фази, рівномірно розподілених у матриці.

Враховуючі вищенаведені положення, які впливають на процеси структуроутворення в сталях подвійного призначення були розроблені режими ступінчастого нагріву до високотемпературної аустенітизації, загартування (з отриманням наскрізної мартенситної прогартованості) та проміжних відпусків перед фінішною аустенітизацією, які забезпечили отримання в металі безпечного рівня дифузійно-рухливого водню та подрібнення аустенітного зерна в металі у процесі фінішного нагріву та загартування, що разом з подальшими відпусками дали можливість отримати твердість пластин (по перетину) зі сталі 0ХН3МФ на рівні 53-55 HRC.

Результати досліджень експериментальної пластини на простріл

Результати випробувань на простріл дослідної пластини розміром ≈220 х 220 мм товщиною 6,8 мм зі сталі 0ХН3МФ (№ 1) на відповідність базовим рівням захисту (тип 1) - 4 або 5 класу захисту за ДСТУ 8782:2018 (п. 5.2.1, табл. 1). Фото дослідних пластин або їх фрагментів після балістичних випробувань наведені на рис. 5-7.

Дослідна пластина пройшла балістичні випробування на здатність зупиняти гвинтівочні кулі 7,62 мм х 54 мм (7.62 х 54R) ЛПС із нетермозміцненим осередям у сталевій (біметалевій) оболонці з гвинтівочним патроном та на здатність зупиняти автоматні кулі 5,45х39 мм ПП (7Н10) з термозміцненим осередям у сталевій (біметалевій) оболонці з автоматним патроном (див. рис. 5 а, б) - на відповідність базовому рівню захисту для бронежилетів зовнішнього носіння (тип 1) - 4 класу захисту за ДСТУ 8782:2018 (п. 5.2.1, табл. 1).

Були проведені балістичні випробування пластини при використанні легкої кулі ЛПС зі сталевим нетермозміцненим осередям у сталевій (біметалевій) оболонці 7,62 мм х 54 мм (7.62 х 54R) ЛПС (57-Н-323с) з гвинтівочним патроном (див. рис. 6 а, б) згідно до нормативів для балістичного випробування (табл. 1, ДСТУ 8782-2018) на 5 рівень захисту (був використаний ручний кулемет MG-1M виробництва Болгарії, ствол американської фірми Remington). Також проведені балістичні випробуван на 5 рівень захисту з використанням

кулі FMJ RN US (див. рис. 7) із суцільно металевою оболонкою з мідного сплаву з носовою частиною напівсферичної форми 7,62мм х51 мм (FMJ-U.S. Military designation M80 згідно до класифікації бронежилетів за тривкістю до дії засобів ураження США (відповідає Ш класу захисту) - Додаток А, табл. 1, ДСТУ 8782:2018, NIJ 0101.06, NIJ 0101.04**)** з свинцевим осередям та гвинтівочним патроном (була використана снайперська гвинтівка виробництва Чехії, ствол американської фірми Remington – модель700 ADL Tactical FDE 20" cal. 308).

Для визначення запасу конструктивної міцності дослідної бронепластини було проведено випробування на прострі́л з використанням бронебійно-запалювальної кулі Б3 7,62 мм х 54 мм (7.62х54R) із термозміцненим осередям у сталевій (біметалевій) оболонці (57-Б3-231) з гвинтівочним патроном (див. рис. 8) – норматив для балістичного випробування (табл. 1, ДСТУ 8782-2018) на 6 рівень захисту (був використаний ручний кулемет MG-1M виробництва Болгарії, ствол американської фірми Remington).

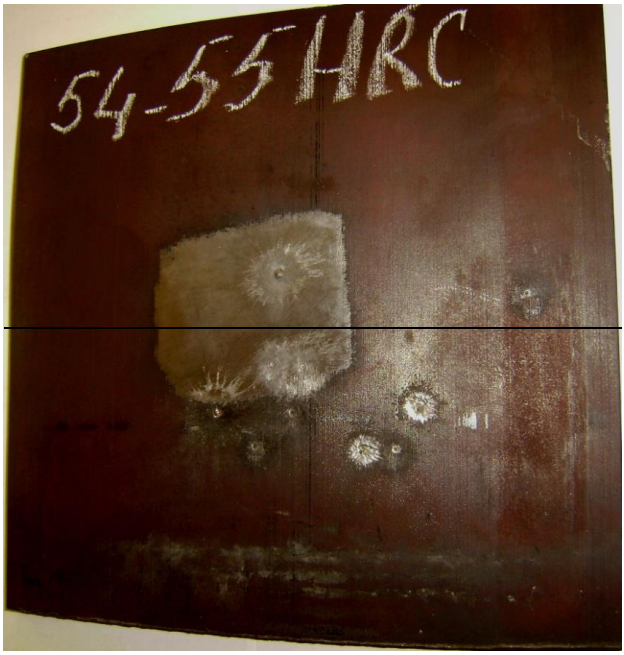


Рисунок 5, а – Фото дослідної пластини для бронежилету після відстрілу боєприпасами з автоматів АК-47, АК-74 на 4 рівень захисту за ДСТУ 8782:2018

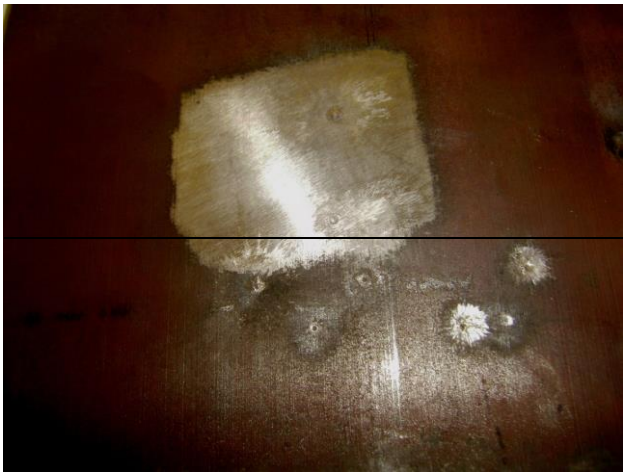


Рисунок 5, б – Фото фрагменту дослідної сталевої пластини розміром 220 х 220 мм товщиною 6,8 мм зі сталі 0ХН3МФ (лицьова площина – місця зіткнення пуль з металом пластини)

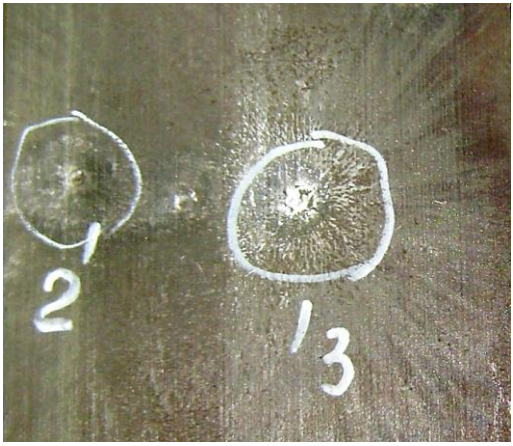


Рисунок 6 - Фото фрагменту дослідної сталевої пластини розміром 220 х 220 мм товщиною 6,8 мм зі сталі 0ХН3МФ (лицьова площина – місця зіткнення пуль з металом пластини) після відстрілу за ДСТУ 8782:2018 на відповідність 5 класу захисту гвинтівочною кулею ЛПС 7,62 мм х 54 мм (7.62 х 54R) ЛПС (57-Н-323С) з нетермозміцненим осередям у сталевій оболонці з гвинтівочним патроном (місце зіткнення металу з кулею відмічено цифрою № 2) та кулею із суцільнометалевою оболонкою з мідного сплаву з носовою частиною напівсферичної форми 7,62 мм х 51 мм з гвинтівочним патроном (місце зіткнення металу з кулею відмічено цифрою № 3)



Рисунок 7 - Фото фрагменту з дослідної пластини № 1 розміром ≈220 х 220 мм товщиною 6,8 мм зі сталі 38ХН3МФА після випробування бронебійно-запалювальною кулею 7,62 мм х 54 мм (7.62 х54R) із термозміцненим осередям у сталевій оболонці (Б32 7-Б3-323) з гвинтівочним патроном на відповідність 6 класу захисту за ДСТУ 8782:2018 (п. 5.2.1, табл. 1) для бронежилетів зовнішнього носіння (тип 1).

Таким чином при випробуванні на простріл бронепластини № 1 зі сталі 0ХН3МФ у відповідності до вимог ДСТУ 8782:2018 за нормальними кліматичними умовами (температура 27 °С, вологість 78 %) на дистанції обстрілу 10 м з використанням різних боєприпасів були отримані наступні результати:

1) при випробуваннях пластини розміром ≈220 х 220 мм товщиною 6,8 мм зі сталі 0ХН3МФ (рис. 5 а, б), на відповідність 4 класу захисту за ДСТУ 8782:2018 (п. 5.2.1, табл. 1) для бронежилетів зовнішнього носіння (тип 1) використовували гвинтівочні кулі 7,62 мм х 54 мм (7.62 х 54R) ЛПС із нетермозміцненим осередям у сталевій (біметалевій) оболонці з гвинтівочним патроном (рис.5 а) та автоматні кулі 5,45 х 39 мм ПП (7Н10) з термозміцненим осередям у сталевій (біметалевій) оболонці з автоматним патроном (див. рис. 5 б). Метал пластини витримав зіткнення з кулями вказаних боєприпасів без скрізних отворів, розтріскування металу у зоні зіткнення, а тільки на зовнішній площини наявно видно відбитки від куль глибиною 1-1,5 мм;

2) балістичному випробуванні пластини на відповідність 5 класу захисту за ДСТУ 8782:2018 (п. 5.2.1, табл. 1) для бронежилетів зовнішнього носіння (тип 1) використовували гвинтівочні кулі ЛПС

7,62 мм х 54 мм (7.62 х 54R) ЛПС (57-Н-323С) з нетермозміцненим осередям у сталевій оболонці з гвинтівочним патроном (місця зіткнення металу з кулею відмічено цифрою № 2). При цьому пластина витримала удар і отримала незначне пошкодження – заглиблення до 1 – 1,5 мм (рис. 6 а). Були також використані кулі із суцільнометалевою оболонкою з мідного сплаву з носовою частиною напівсферичної форми 7,62 мм х 51 мм з гвинтівочним патроном. Згідно Додатку А, табл. 1, ДСТУ 8782:2018, NIJ 0101.06, NIJ 0101.04; FMJ-U.S. Military designation M80) використана куля FMJ RN US за методиками випробувань є нормативом для тестування бронепластин Ш рівня захисту згідно до класифікації бронежилетів за тривкістю до дії засобів ураження США (що аналогічно 5 класу захисту за ДСТУ 8782:2018). Метал пластини витримав удар від зіткнення з кулею (місце зіткнення металу з кулею відмічено цифрою №3) без скрізних отворів, розтріскування металу у зоні зіткнення, а на зовнішній площині пластини наявно видно тільки відбиток (заглиблення) глибиною ≈1 мм;

3) для визначення запасу конструктивної міцності металу дослідної пластини було вирішено провести випробування на відповідність 6 класу захисту за ДСТУ 8782:2018 (п. 5.2.1, табл. 1) для бронежилетів зовнішнього носіння (тип 1) з використанням бронебійно-запалювальної кулі 7,62 мм х 54 мм (7.62 х 54R) із термозміцненим осередям у сталевій оболонці (Б32 7-Б3-323) з гвинтівочним патроном. Метал пластини отримав наскрізний прострілта від динамічної дії кулі пластина у зоні зіткнення розкололась на частини (рис. 7, місце зіткнення металу з кулею відмічено цифрою № 1). При цьому отвір в металі пластини практично дорівнює діаметру кулі.

Результати випробування показали, що дослідна бронепластина № 1 зі сталі 0ХН3МФ розміром ≈220 х 220 мм і товщиною 6,8 мм не витримала додаткового випробування на відповідність базовому рівню захисту 6 класу за ДСТУ 8782:2018 (п. 5.2.1, табл. 1) для бронежилетів зовнішнього носіння (тип 1).

Фото дослідної пластини №1 після балістичних випробувань на різні рівні захисту за ДСТУ 8782:2018 наведені на рис. 5-7.

Висновки

При виконанні досліджень виконано аналіз хімічного складу відомих у відкритих джерелах інформації сталей подвійного призначення, які використовуються різними країнами для виготовлення легкої броні та виробів з неї (таблиця 1). Враховуючи наявність у складі наведених в таблиці 1 сталей карбідо- та нітридоутворюючих елементів, які мають високу температуру дисоціації (від 1050 до 1260 °С і вище, необхідно використовувати для отримання

високоміцного металу у готовому виробі високотемпературні нагріви для реалізації гомогенізаційного відпалу заготовки або поковки та температури аустенітизації для загартування, після якого необхідно використовувати загартування з традиційних температур, яке взмозі забезпечити подрібнення аустенітного зерна у разі використання раціонального режиму відпуску після високотемпературного загартування. Наявність в складі сталей з підвищеної концентрації нікелю підвищує їх флокеночутливість. Тому для використання таких сталей при виготовленні високоміцних виробів відповідального призначення доцільно використовувати в технологічній схемі переробки металу термічну протифлокену обробку з досягненням в металі безпечного рівня дифузійно-рухливого водню, враховуючи наявну концентрацію сірки в конкретній плавці металу та данні про її вплив на безпечний рівень водню в металі.

Для отримання бронепластин з гомогенного металу, які взмозі забезпечити рівні захисту 4 та 5 класів за ДСТУ 8782:2018, доцільно використовувати листовий металопрокат з рівнями твердісті 550 – 650 НВ, який виробляється за технологією регламентованої прокатки зі здійсненням режиму загартування в лінії стану (з прокатного нагріву) з наступним самовідпуском або низьким відпуском (<250 °С) з окремого нагріву. При відсутності такої можливості отримувати листовий металопрокат після термомеханічної обробки з загаруванням його в лінії стану можливо використовувати гарячекатаний лист зі сталей подвійного призначення для виготовлення бронепластин на 4 і 5 клас захисту після проведення ефективних режимів подвійного загартування та відпусків з окремих нагрівів. Для створення ефективної технології виробництва конкурентоспроможних бронепластин доцільно провести дослідження впливу раціональних складів сталей подвійного призначення в залежності від схем та параметрів їх термічної або комбінованої обробки (деформаційно-термічної або хіміко-термічної) бронепластин на їх експлуатаційну стійкість з використання найбільш ефективних методів визначення тріщиностійкості металу.

Результати досліджень отримані при фінансовій підтримці Національного фонду досліджень України у межах проекту (реєстраційний номер 2025.06/0084)

Перелік посилань

1. Материалы и технологии. Броневые металлические материалы. Том 2, Кн.1 (А-О). Киев: ИПМ; Наукова думка, - С.174-178

2. Класифікація бронежилетів за ДСТУ 8782:2018, NIJ 0101.06. URL: https://velmet.ua/klasifikatsiya-bronejiletiv-standart-dstu-8782-2018-nij-0101-

6.html (дата звернення 12.01.2025).

3. Уляна Радостіна. Клас захисту бронежилета. Стандарти ДСТУ і НАТО. URL: https://arp.co.ua/klas-zakhystu-bronezhyleta.-standarty-dstu-i-nato (дата звернення 12.01.2025)

4. Броневая сталь «СПС-43» / Бюро научно-технической информации «Техника для спецслужб»: [сайт]. URL: http://www.bnti.ru/des.asp?itm=2390&tbl=08.02.05.&ysclid=l5mi3koutt157231786 (дата звернення : 10.06.2022)

5. Дейнеко Л. М., Лобода П. І., Андреєв А. О., Столбовий В. О. та інш. Розробка параметрів комплексної технології обробки основних жорстких елементів протикульових бронежилетів. *Металознавство та термічна обробка металів*. 2019. № 3(86). С.37- 43

6. Материалы и технологии. Броневые керамические материалы. Т. 2, Кн. 1 (А-О). Киев: ИПМ; Наукова думка, - С. 171-174

7. Марченко О. С. Перспективи розвитку засобів індивідуального броне захисту. *Сучасна спеціальна техніка*. 2010. № 3(38). С. 99-106.

8. Bobrova, S., Serhienko, L., Halavska, L., & Shatylo, T. (2023). Analysis of national and international standards in the field of personal armor protection. *Herald of Khmelnytskyi National University. Technical Sciences*, *329*(6), 64-69. https://doi.org/10.31891/2307-5732-2023-329-6-64-69

9. Делле В. А. Легированная конструкционная сталь. М., Металлургиздат, 1953. 209 с.

10. Пикеринг Ф. Б. Физическое металловедение и разработка сталей. /Пер.с англ., М., Металлургия, 1982

11. Рахштадт А. Г. Пружинные стали и сплавы. 2-е изд., М., Металлургия. 1971.

12. Еднерал К. В и др. Физика металлов и металловедения, 1968, т. 26, в. 5. 850 с.

13. Рахштадт А. Г. и др. В сб. Современные сплавы и их термическая обработка., М., Машгиз, 1958.

14. Геллер Ю. А. Инструментальные стали. 4-е изд., М., Металлургия, 1975. 48 с.

15. Кевези П., Ливерлэнд Дж. В. Низко- и среднелегированные высокопрочные стали. / В кн. Высокопрочная сталь.- Пер. с англ. Под ред. Гордиенко Л. К., М. : Металлургия, 1965. С. 160-185.

16. Прайст А., Мей М. Вязкость разрушения ряда опытных высокопрочных сталей./ В кн. Вязкость разрушения высокопрочных материалов. Пер.с англ. Под ред. Берштейна М. Л. М. : Металлургия 1973. С. 161-193.

17. Томас Дж. Фазовые превращения и микроструктура сплавов с высокой прочностью и вязкостью разрушения. Возможности и ограничения их использования при разработке сплавов/ В кн. Проблемы разработки конструкционных сплавов. Пер. с англ. Под ред. Джаффи Р., Нью-Йорк, 1977, С. 176- 204.

18. Котрелл Л. М. Требования, предъявляемые к высокопрочным сталям. / В кн. Высокопрочная сталь. Пер. с англ. Под ред. Гордиенко Л. К., М. : Металлургия, 1965. С. 1-9

19. Рябов В. В. Разработка износостойкой стали с пределом текучести

1200-1700 МПа для деталей робочих органов почвообрабатывающих машин. Диссерт. на соиск учен.степ. к.т.н. по 05.16.01 С.- П., 2016.

20. Speera J., Matlocka D. K., De Coomanb B. C., Schrothc J. G. Carbon partitioning into austenite after martensite transformation. Acta materialia. 2003. Volume 51, Issue 9. pp. 2611–2622.

21. Quenching and partitioning martensite- a novel heat treatment /D. V. Edmondsa, K. Hea, F. C. Rizzob, B. C. De Coomanc// Materials science and engineering. 2006. Volumes 438–440. P. 25–34.

22. Influence of carbon partitioning kinetics on final austenite fraction during quenching and partitioning/ Clarke A. J., Speer J. G., Matlock D. K., Rizzo F. C., Edmonds D. V., etc // Scripta Materialia. 2009. vol. 61. pp.149-152.

23 Формирование гетерофазной структуры в низколегированной стали применением инновационной технологии термической обработки «Quenching and Partitioning» / В. И. Зурнаджи, В. Г. Ефременко, В. Г. Гаврилова и др. // Металлофизика и новейшие технологии. 2018. № 40 (12). С. 1603-1624.

24. Воробьев Н. И., Токовой О. К., Мокринский А. В. и др. Влияние содержания серы и неметаллических включений в стали на флокенообразование в крупних поковках. *Известия высших учебных заведений. Черная металлургия*, 2003, №2. С.18-20.

25. Шабуров А. Д. Теоретические и технологические аспекты энергосберегающей противофлокенной обработки поковок с использованием внепечного замедленного охлаждения в термосах с учетом эффекта захвата водовода ловушками. Автореферат диссерт. на соиск. уч. степени канд. техн. наук 15.16.01. Челябинск, 2014.

26. Закей В. Ф., Паркер Е. П. Успехи в разработке сплавов на основе железа. В кн. Проблемы разработки конструкционных сплавов. Под ред. Джаффи., Нью-Йорк, 1977, Пер. с англ., М. : Металлургия, 1980. С.86-112.

27. Дейнеко Л. М. Розробка наукових основ зміцнювальної термічної обробки сполучних деталей нафтогазопроводів і виробів спеціального призначення. Дис. на здобуття наук. ступ. д.т.н., Дніпропетровськ, 2000.

28. Мешков Ю. Я. Физические основы разрушения стальных конструкций.- Киев : Наукова думка, 1981. 238 с.

29. Мешков Ю. Я. Физика разрушения стали и актуальные вопросы конструкционной прочности. В кн. Структура реальных металлов. Киев, Наукова думка, 1988. С.235-255.

30. Мешков Ю. Я. Проблемы вязкости и энергоемкости разрушения конструкционных сталей в современном материаловедении //Металознавство та термічна обробка металів. 1999. № 3. С. 34-40.

31. Мешков Ю. Я., Пахаренко Г. А. Структура металла и хрупкость стальных деталей.-Киев : Наук.думка, 1989. 160 с.

32. Meshkov Yu. Ya., Serditova T. N. Ductile fracture criterion for uniaxial tension of low-carbon steels. Physics of Metals. 1985. 5(6). P. 1180-1188

33. Тушинский Л. И. Теория и технология упрочнения металлических сплавов, Новосибирск, Наука, Сибирское отделение, 1990, 306с.

34. Фирт К., Гарвуд Р. Фрактография и вязкость разрушения высокопрочной 5% Cr-Mo-V стали / В кн. Вязкость разрушения высокопрочных материалов. - Пер.с англ. Под ред. Берштейна М. Л., М. :

Металлургия 1973. С. 1136-151

35. Fundamental aspects of structural alloy design/ Eds. R. I. Jaffee and B. A. Wilcox. Battelle institute materials science colloguia, 1975

36. Гудремон Э. Специальные стали. Изд.2-е. Пер. с нем. Т. 2, М. Металлургия. 1966. С.1049 -1076

37. Приданцев М. В., Давыдова Л. Н., Тамарина И. А. Конструкционные стали. Справочник. М. : Металлургия, 1980. 288 с.

38. Ильина В. П. Влияние предварительной термической обработки на микроструктуру и сопротивление хрупкому разрушению высокопрочных сталей. МиТОМ, 1998, № 8. С.5

39. Садовский В. Д. Структурная наследственность в стали, М .: Металлургия, 1973. 208 с.

40. Телевич Р. В., Приходько С. В., Кочерга О. В. Кристаллография $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения в отпущенной конструкционной стали. Влияние степени предварительного отпуска мартенсита на структурную наследственность при быстром нагреве». *Металлофизика*, 1993, т.15, № 10. С. 81-89,

41. Телевич Р. В., Приходько С. В. Кристаллография $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения в отпущенной конструкционной стали. Влияние степени предварительного отпуска мартенсита на кристаллографию мелкозернистого комплекса аустенита, *Металлофизика*, 1993, т.15, №12. С. 35-41.

42. Артингер И. Инструментальные стали и их термическая обработка. Справочник. Пер.с венгерского, под ред. Л. С. Кремнева. М. : Металлургия, 1982.

References

1. *Materials and technologies. Armored metallic materials*. Vol. 2, Book 1 (A-O). IPM; Scientific opinion, pp 174-178

2. Classification of body armor according to DSTU 8782:2018, NIJ 0101.06. Available from: https://velmet.ua/klasifikatsiya-bronejiletiv-standart-dstu-8782-2018-nij-0101-6.html

3. Ulyana Radostina. Protection class of body armor. DSTU and NATO standards. URL: https://arp.co.ua/klas-zakhystu-bronezhyleta.-standarty-dstu-i-nato (access date 01/12/2025)

4. Armored steel "SPS-43". Bureau of scientific and technical information "Technique for special services": [site]. - URL: http://www.bnti.ru/des.asp?itm=2390&tbl=08.02.05.&ysclid=l5mi3koutt157231786 (access date: 06/10/2022)

5. Deineko, L. M., Loboda, P. I., Andreyev, A. O., Stolbovy, V. O. et al (2019). Development of parameters of a complex technology for processing the main rigid elements of bulletproof vests. *Metallurgy and heat treatment of metals*, (3(86)), 37-43

6. *Materials and technologies. Armored ceramic materials*. Vol. 2, Book 1 (A-O). IPM; Scientific opinion (pp 171-174)

7. Marchenko, O. S. (2010). Prospects for the development of individual armor protection. Modern special equipment, 3(38), 99-106.

8. Bobrova, S., Serhienko, L., Halavska, L., & Shatylo, T. (2023). Analysis of national and international standards in the field of personal armor protection. *Herald*

of Khmelnytskyi National University. Technical Sciences, *329*(6), 64-69. https://doi.org/10.31891/2307-5732-2023-329-6-64-69

9. Delle, V. A. (1953). *Alloy structural steel*. Metallurgizdat

10. Pickering, F. B. (1982). *Physical metal science and steel development*. Metallurgy

11. Rahstadt, A. G. (1971). *Spring steels and alloys*. Metallurgy

12. Edneral, K. V. et al. (1968). *Physics of metals and metal science*, 26(5), 850

13. Rahstadt, A. G. et al. (1958). In *Modern alloys and their thermal treatment*. Mashgiz

14. Heller, Yu. A. (1975). *Tool steels*. Metallurgy

15. Kevezy, P., Liverland, J. V. (1965). *Low- and medium-alloy high-strength steels. / In the book High-strength steel*. Metallurgy, pp 160-185

16. Preist, A., & May, M. (1973). Fracture toughness of a series of experimental high-strength steels/ In the book *The fracture toughness of high-strength materials*. Metallurgy, pp 161-193

17. Thomas, J. (1977). Phase transformations and microstructure of alloys with high strength and fracture toughness. Possibilities and limitations of their use in the development of alloys. In the book *Problems of development of structural alloys*. New York, pp 176-204

18. Cottrell, L. M. (1965). Requirements for high-strength steels. In the book *High strength steel*. Metallurgy, pp 1-9

19. Ryabov, V. V. (2016). *Development of wear-resistant steel with a yield strength of 1200-1700 MPa for parts of working bodies of tillage machines.* Dissertation. for the competition of a scientist. Ph.D. to 05.16.01

20. Speera, J., Matlocka, D. K., De Coomanb, B. C., & Schrothc, J. G. (2003). Carbon partitioning into austenite after martensite transformation. *Acta materialia*, 51(9), 2611–2622.

21. Edmondsa, D. V., Hea, K., Rizzob, F. C., & De Coomanc, B. C. (2006). Quenching and partitioning martensite - a novel heat treatment. *Materials science and engineering*, 438-440, 25–34

22. Clarke, A. J., Speer, J. G., Matlock, D. K., Rizzo, F. C., Edmonds, D. V., et al. (2009). Influence of carbon partitioning kinetics on final austenite fraction during quenching and partitioning. *Scripta Materialia*, 61, 149-152

23. Zurnadzhi, V. I., Efremenko, V. G., Gavrilova, V. G., et al. (2018). Formation of a heterophase structure in low-alloy steel using innovative technology of thermal processing "Quenching and Partitioning". *Metallophysics and new technologies*, (40(12)), 1603-1624

24. Vorobyev, N. Y., Tokovoy, O. K., Mokrinsky, A. V. et al. (2003). Influence of sulfur content and non-metallic inclusions in steel on floc formation in large forgings. *Bulletins of higher educational institutions. Black Metallurgy*(2), 18-20

25. Shaburov, A. D. (2014). *Theoretical and technological aspects of energy-saving anti-flaking treatment of forgings with the use of sudden slow cooling in thermoses, taking into account the effect of capturing the water pipe with traps*. Dissertation abstract. on the application form. candidate degree technical Sciences 15.16.01. Chelyabinsk

26. Zakey, V. F., & Parker, E. P. (1980). Successes in the development of iron-based alloys. In the book *Problems of development of structural alloys*.

Metallurgiya, pp 86-112

27. Deineko, L. M. (2000). *Development of scientific foundations of strengthening heat treatment of connecting parts of oil and gas pipelines and special-purpose products.* Dissertation for the degree of Doctor of Technical Sciences, Dnipropetrovsk

28. Meshkov, Yu. Ya. (1981). *Physical foundations of destruction of steel structures.* Naukova dumka

29. Meshkov, Yu. Ya. (1988). Physics of steel destruction and topical issues of structural strength. In the book *The structure of real metals*. Naukova dumka, pp 235-255

30. Meshkov, Yu. Ya. (1999). Problems of viscosity and energy-intensive destruction of structural steels in modern materials science. *Metalology and heat treatment of metals*, (3), 34-40

31. 225. Meshkov, Yu. Ya., & Pakharenko, G. A. (1989). Metal structure and brittleness of steel parts. Naukova dumka

32. Meshkov, Yu. Ya., & Serditova, T. N. (1985). Ductile fracture criterion for uniaxial tension of low-carbon steels. *Physics of Metals*, 5(6), 1180-1188

33. Tushinsky, L. I. (1990). *Theory and technology of hardening of metallic alloys*. Nauka, Siberian Department

34. Firth, K., & Harwood, R. (1973). Fractography and fracture toughness of high-strength 5% Cr-Mo-V steel. In the book *Viscosity of destruction of high-strength materials*. Metallurgy, pp 1136-151

35. Jaffee, R. I. & Wilcox, B. A. (Eds). (1975). Fundamental aspects of structural alloy design. *Battelle institute materials science symposium*

36. Goodremon, E. (1966). *Special steel*. Vol. 2. Metallurgy. (pp 1049 -1076)

37. Prydantsev, M. V., Davydova, L. N., & Tamarina, I. A. (1980). *Structural steel*. Metallurgy

38. Ilyina, V. P. (1998). The effect of preliminary heat treatment on the microstructure and resistance to brittle fracture of high-strength steels. *MyTOM*, (8), 5

39. Sadovsky, V. D. (1973). *Structural heredity in steel.* Metallurgy

40. Televych, R. V., Prikhodko, S. V., & Kocherga, O. V. (1993). Crystallography of the transformation in tempered structural steel. The influence of the degree of preliminary tempering of martensite on structural heredity during rapid heating. *Metallophysics*, 15(10), 81-89

41. Televych, R. V., & Prikhodko, S. V. (1993). Crystallography of the transformation in tempered structural steel. The influence of the degree of preliminary tempering of martensite on the crystallography of fine-grained austenite complex. *Metallophysics*, 15(12), 35-41

42. Artinger, I. (1982). *Tool steels and their heat treatment*. *Directory*. Metallurgy

L. M. Deyneko[1], Professor, D. Sc. (Tech.), ORCID 0000-0002-1177-3055
V. L. Pinchuk[2,*], ORCID 0000-0001-8257-9252
A. O. Taranenko[3], ORCID 0000-0001-6370-4492

[1] *Ukrainian State University of Science and Technology*

[2] *Nikopol Professional College, Ukrainian State University of Science and Technology*
[3] *State Enterprise "Research and Design and Technological Institute of Pipe Industry named after Ya. Yu. Osady"*

[*] *Corresponding author: v.l.pinchuk@nmt.org.ua*

MAIN FACTORS THAT AFFECT THE OPERATIONAL STABILITY OF THE METAL OF BULLETIN VEST PLATE

Abstract. In the conditions of a full-scale war that continues in Ukraine, the issue of protecting the life and health of citizens has acquired special importance. Military personnel, law enforcement officers, medics, volunteers and citizens working in open spaces risk their lives every day, performing tasks both in the combat zone and practically throughout the country. In these circumstances, reliable personal protective equipment, in particular personal safety equipment (PPE) - bulletproof vests, are vitally necessary to save lives and minimize the risks of injuries and wounds not only from bullets, but to a greater extent from fragments. A bulletproof vest is the most important element of equipment for protecting a person from various critical and fatal injuries. Among various threats, bullet impact is one of the most common threats. Ballistic impact is a very complex mechanical process during which a bullet with a very low mass and high velocity is pushed by powder gases and hits the target. The absorption of energy before the bullet reaches the target and its distribution among ballistic materials are very important aspects for understanding the principle and effect of energy transfer from a bullet or projectile [1]. The aim of the article is to study the influence of the chemical composition of steels, methods of obtaining sheet metal and modes of thermal (for a homogeneous state) and chemical-thermal treatments (for obtaining a heterogeneous state) on the properties of steels selected for research and to select rational steel compositions for the manufacture of protective sheets of body armor and to develop modern treatment modes to ensure 4-5 protection classes according to DSTU 8782:2018, which is one of the key ones in Ukraine in this area [2,8].

Key words: body armor, steel, heat treatment, hardening, tempering, carbonitriding, structure, hardness, penetration.

For citation: Deyneko, L. M., Pinchuk, V. L., & Taranenko, A. O. (2026). Main factors that affect the operational stability of the metal of bulletin vest plate. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 40, 122-155. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-008

Рукопис надійшов до редакції / Received 05.03.2026
Рекомендовано до друку / Accepted 28.05.2026
Опубліковано / Published 30.05.2026

ISSN 2522-9117 (print), ISSN 2786-6149 (online)
"Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії". 2026. Випуск 40
"Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy". 2026. Issue 40

https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-009

УДК 621.78.111.3

М. О. Соболенко[1,*], ст. викл., ORCID 0000-0002-8653-5262

[1] *Український державний університет науки і технологій*

[*] *Автор для листування: m.o.sobolenko@ust.edu.ua*

ОСОБЛИВОСТІ ЗАСТОСУВАННЯ НЕІЗОТЕРМІЧНОЇ ВИТРИМКИ У ПРОЦЕСІ СФЕРОЇДИЗУЮЧОГО ВІДПАЛУ НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВОЇ СТАЛІ

Анотація. Для гетерогенних сплавів істотну роль в забезпеченні необхідного комплексу технологічних властивостей грає структурний стан, в даному випадку – морфологія мікроструктури, що отримується після термічної обробки. В разі використання холодної висадки необхідна технологічна пластичність забезпечується сферичною (глобулярною) морфологією часток надлишкових фаз. У зв'язку з цим, сталеві заготовки, призначені для здобуття виробів холодною висадкою, піддають сфероїдизуючому відпалу, який, в основному, здійснюється в печах з тривалістю режиму до десяти і більше годин. У зв’язку з цим операція сфероїдизуючого відпалу характеризується значними енергетичними витратами. Для інтенсифікації процесу сфероїдизації запропоновано різні схеми попередніх обробок, які грунтуються на збільшенні дисперсності часток карбідів і дефектності кристалічної решітки матриці шляхом зниження температури розпаду аустеніту в області евтектоїдного перетворення. При цьому тривалість процесу скорочувалася до декількох годин при практично незмінному типі режиму відпалу. Вивчення особливостей інтенсифікації сфероїдизуючого відпалу та факторів, які впливають на швидкість процесу сфероідизації цементиту низьковуглецевих сталей має велике практичне значення. В даній роботі досліджено використання нагріву оброблювального металу внутрішнім теплоносієм із застосуванням неізотермічної витримки з підвищенням температури та глибоким переохолодженням у процесі сфероїдизуючого відпалу низьковуглецевої сталі, вплив перелічених факторів на тривалість процесу сфероідизації. Встановлено, що максимальне скорочення тривалості сфероїдизуючого відпалу з попередньо підготовленою вихідною структурою досягається за рахунок реалізації режиму з глибоким переохолодженням та неізотермічною витримкою (з підвищенням температури). При цьому нагрівання металу здійснюється внутрішнім теплоносієм, що забезпечує отримання ефекту прискорення формування нового зерна. Скорочення тривалості процесу за глибокого переохолодження та неізотермічною витримкою досягається оптимізацією значень термодинамічного та кінетичного факторів, що визначають швидкість процесу структурних перетворень.

© М. О. Соболенко, 2026

Це стаття відкритого доступу за ліцензією CC BY-NC-ND 4.0
https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/legalcode.uk

Ключові слова: сфероїдизуючий відпал, нагрів внутрішнім теплоносієм, неізотермічна витримка, тривалість процесу сфероїдизації.

Посилання для цитування: Соболенко М. О. Особливості застосування неізотермічної витримки у процесі сфероїдизуючого відпалювання низьковуглецевої сталі. *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії.* 2026. Вип. 40. С. 156-165. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-009

Вступ

Термічна обробка, як спосіб підготовки металу до подальшої холодної пластичної деформації, реалізується за допомогою різних технологічних процесів. Відомо, що сталі для холодної висадки повинні мати в вихідному стані структуру зернистого перліту певного балу. Для отримання карбідної фази з глобулярною морфологією використовують сфероїдизуючий відпал [1, 2, 3]. Існують два класичних режими сфероїдизуючого відпалу: відпал за субкритичних температур і відпал з неповною фазовою перекристалізацією. Недоліком вказаних режимів сфероїдизуючого відпалу є велика їх тривалість (кілька десятків годин). Велика тривалість такого режиму термічної обробки призводить до значних витрат енергоресурсів.

Зазначену термічну обробку здійснюють у садових печах (шахтного або ковпакового типу в захисному середовищі) або в печах безперервної дії. Проте обом схемам термічної обробки, що здійснюються в печах, притаманні традиційні недоліки нагрівання металу зовнішнім теплоносієм [5]. Тому питання пов'язані з розробкою режимів і способів інтенсифікації сфероїдизуючого відпалу є актуальними.

Мета дослідження – вивчення особливостей застосування неізотермічної витримки з підвищенням температури та глибоким переохолодженням у процесі сфероїдизуючого відпалу низьковуглецевої та низьколегованої сталі.

Матеріал і методика дослідження

Для проведення досліджень використано зразки катанки діаметром 6,5 – 9,0 мм зі сталі 20Г2Р, яку в даний час широко використовують для отримання високоміцних кріпильних виробів. Термічна обробка зразків сталі проводилась на лабораторній установці з використанням високошвидкісного електроконтактного нагрівання та водоповітряного охолодження металу.

Дослідження особливостей структуроутворення виконані із застосуванням диференціально – термічного методу аналізу [6]. Дослідження мікроструктури зразків проводили з використанням оптичного мікроскопу «Neophot-21». Вимірювання твердості зразків

проводили за шкалою Віккерса пристроєм ТП – 7Р1, механічні властивості визначали за одновісного розтягування на машині FU – 10000ez.

Виклад основного матеріалу досліджень

З відомих способів, які забезпечують скорочення тривалості сфероїдизуючого відпалу, можна відокремити ті, що пов'язані з електротермічної обробкою сталевих заготовок. Таким чином, перспективним щодо інтенсифікації процесу відпалу є застосування електроконтактного або індукційного нагріву, тобто нагріву внутрішнім теплоносієм. Такі способи термічної обробки мають ряд технологічних переваг у порівнянні з класичними режимами сфероїдизуючого відпалу сталі [4, 5].

У роботі [2] показана можливість здобуття значної інтенсифікації процесу сфероїдизуючого відпалу за використанням електротермічної обробки із попередньою підготовкою заготовки на бейнітні структури. У зазначеній роботі наведено термодинамічне обґрунтування ефекту прискорення процесу сфероідизації, що пов'язане з отриманням відповідного вихідного стану, а також показано «технологічний внесок» електротермічної обробки до інтенсифікації процесу на основі застосування ефекту інтенсивного зростаючого процесу зародження нових зерен [7]. Вказаний ефект реалізується завдяки локальному підвищенню температури в мікрообластях біля міжфазної межі ферит/цементит, тобто саме там, де швидкість дифузії компонентів є вирішальною для розглянутого структурного перетворення.

На рис. 1 наведено схему еволюції скорочення тривалості сфероїдизуючого відпалу сталі, що досягається різними способами.

З наведених на рис. 1 даних виокремлюються три основні фактори, що найпомітніше впливають на тривалість процесу сфероїдизації. Останнє підтверджується даними, отриманими за режимами № 4, № 5 і № 6 на розглянутій схемі. Перший фактор (режим за № 4) є суто технологічним і полягає у переході від нагрівання металу зовнішнім теплоносієм до нагрівання внутрішнім теплоносієм. Другим фактором є попередня підготовка структури перед здійсненням сфероїдизуючого відпалу, яка регламентується у різний спосіб. Третій фактор передбачає проведення відпалу з глибоким переохолодженням і неізотермічною витримкою з підвищенням температури.

Розглядаючи рис. 1 можна зробити висновок про те, що максимальний ефект інтенсифікації процесу сфероїдизації карбідної фази досягається саме за електротермічної обробки з відповідною підготовкою відповідного структурного стану, що передує відпалу.

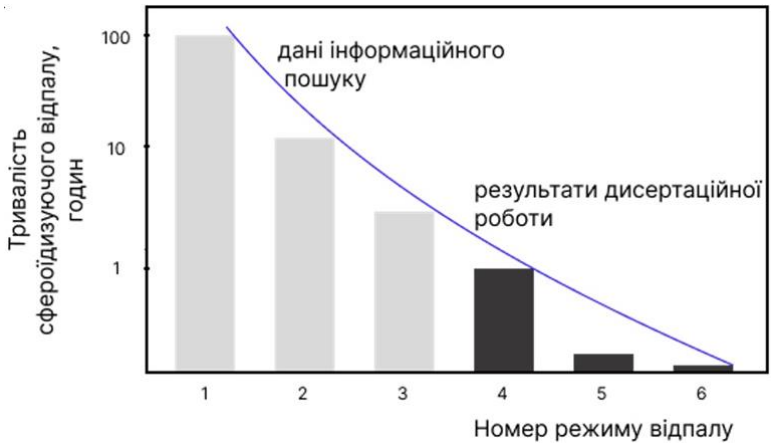
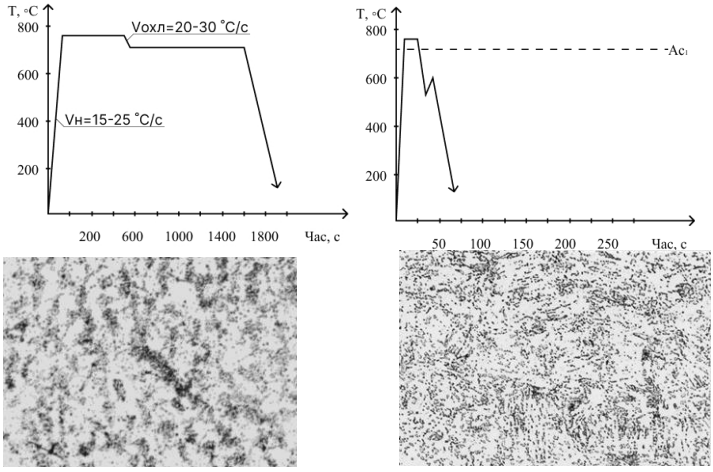


Рисунок 1 – Діаграма еволюції скорочення тривалості сфероїдизуючого відпалювання сталі. Умовні позначення: 1 – відпалювання за субкритичних температур; 2 – відпалювання з частковою фазовою перекристалізацією; 3 – відпалювання з частковою фазовою перекристалізацією та підготовкою структури шляхом попереднього прискореного охолодження з аустенітної області; 4 – відпалювання з використанням електроконтактного або індукційного нагріву; 5 – теж саме + регламентована підготовка структури (обробка на феритно-бейнітну структуру); 6 – теж саме + відпалювання з глибоким переохолодженням і неізотермічною витримкою з підвищенням температури у процесі сфероїдизації

Подальший аналіз показав, що за раніше використовуваних режимах сфероїдизуючого відпалу процес сфероїдизації здійснюється або при ізотермічних витримках, або при охолодженні з невеликою швидкістю нижче точки A_{C1}. В той же час детальний розгляд термодинаміки процесу сфероїдизації дозволяє зробити висновок про те, що застосування режимів, у яких процес сфероїдизації здійснюється при неізотермічній витримці з підвищенням температури після попереднього глибокого переохолодження, повинно привести до додаткової та істотної інтенсифікації розглянутого процесу. Такий висновок було експериментально підтверджено (рис. 2) після порівняльної оцінки параметрів відповідних режимів з ізотермічною (рис 2, а) та неізотермічною витримкою (рис. 2,б) з підвищенням температури [8].

Варто зазначити, що, як можна бачити з рис. 2, режим б призводить не тільки до відміченого скорочення тривалості сфероїдизації, але й набагато більш рівномірному розподілу глобул цементиту у феритній матриці. Останній результат слід виділити як дуже істотний, оскільки

для низьковуглецевих сталей отримання рівномірного розподілу глобул у матриці завжди було проблемою, яка раніше не мала задовільного вирішення.



а б

Рисунок 2 – Режими сфероїдизуючого відпалу та мікроструктура зразків сталі 20Г2Р; а – перліт зернистий, бал 5; б – перліт зернистий, бал 1; х500

Окрім того, важливо відзначити, що збільшення ступеня рівномірності розподілу глобул карбідів у феритній матриці призводить до підвищення технологічних властивостей сталевої заготовки під час холодної висадки, що реалізується у можливості отримання виробів складної геометричної форми з високим показником виходу придатної продукції.

Інтенсифікація процесу сфероїдизуючого відпалу з використанням неізотермічної витримки з підвищенням температури може бути розтлумачена наступним чином. Як зазначено в роботі [2], швидкість структурного перетворення, в тому числі й швидкість сфероідизації можна описати наступним виразом:

$$V_{\text{сф}} = \text{А} \cdot \nu \cdot \frac{\Delta G_{\text{ТРС}}}{\Delta X} \cdot \text{ТФ} \cdot \exp\left(-\frac{\Delta G_{\text{ак}}^{D}}{RT}\right), \quad (1)$$

де А – коефіцієнт, що призводить до використовуваної розмірності швидкості стосовно даного СП, (моль · м)/Дж; ν – частотний фактор, с$^{-1}$; $\frac{\Delta G_{\text{ТРС}}}{\Delta X}$ – градієнт вільної енергії поміж відповідними структурними складовими, Дж/моль·м; ΔG_{ak}^{D} – енергія активації дифузії компоненту, що визначає швидкість процесу, Дж/моль; R – універсальна газова

постійна, Дж/моль; T – абсолютна температура процесу, К; ТФ – термодинамічний фактор.

Аналіз виразу 1 показує, що у випадку ізотермічної витримки значення термодинамічного фактору знижується як із збільшенням часу ізотермічної витримки, так й з підвищенням температури (рис.3).

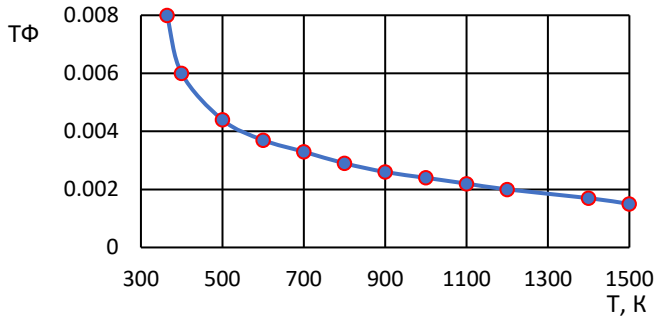
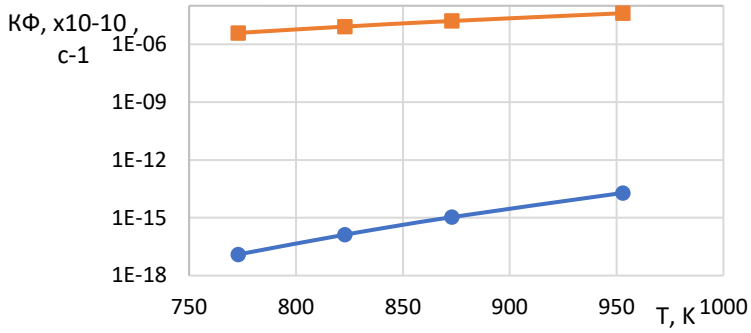


Рисунок 3 – Залежність термодинамічного фактору від температури процесу сфероїдизації [9]

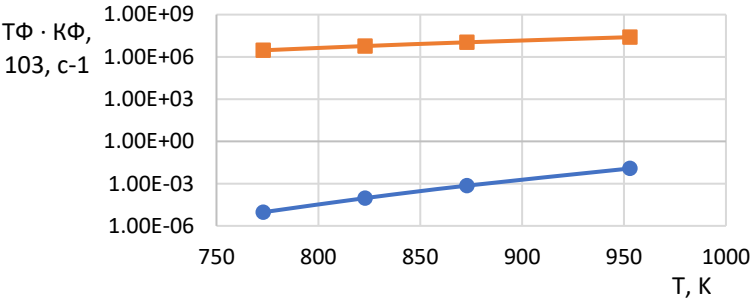
Тому, згідно з виразом (1), відбувається зменшення термодинамічного фактору та відповідно з цим зменшення швидкості сфероідизації, оскільки кінетичний фактор за ізотермічної витримки залишається постійним.

У разі використання неізотермічної витримки (з підвищенням температури), термодинамічний фактор з підвищення температури також зменшується (рис. 3), але це зниження термодинамічного фактору може бути компенсовано збільшенням кінетичного фактору з підвищенням температури. Відповідні розрахунки за формулою (1) та отримані результати аналітичних досліджень, які наведено на рис. 4 у вигляді графічних залежностей зміни кінетичного та термодинамічного факторів у дослідному інтервалі температур, підтверджують це ствердження.

Оскільки в застосовуваному інтервалі температур за неізотермічної витримки з підвищенням температури зростання кінетичного фактору із надлишком компенсує зниження термодинамічного фактору, тому швидкість процесу сфероідизації цементиту збільшується, що відображається у фіксованому істотному зменшенні тривалості термічної обробки. Слід вважати, що оптимізуючи співвідношення між зміною значень термодинамічного та кінетичного факторів для структурних перетворень взагалі, буде забезпечуватися додаткова інтенсифікація зміни морфології структури за структурних перетворень.



а



б

Рисунок 4 – Графіки зміни кінетичного фактору (а) та спільного впливу термодинамічного та кінетичного факторів (б) від температури у процесі сфероідизації цементиту

Висновки

В роботі розглянуто низька факторів, спрямованих на скорочення тривалості сфероїдизуючого відпалу низьковуглецевих сталей. Визначено основні з них, які включають:

– підготовку структури та використання нагріву внутрішнім теплоносієм під час здійснення режиму сфероїдизуючого відпалу сталі;

– забезпечення максимального скорочення тривалості сфероїдизуючого відпалу за рахунок реалізації режиму з глибоким переохолодженням та неізотермічною витримкою з підвищенням температури;

– скорочення тривалості процесу сфероідизації цементиту досягається оптимізацією значень термодинамічного та кінетичного факторів, що визначають швидкість процесів структурних перетворень.

Перелік посилань

1. Долженков І. Є. Шляхи суттєвого скорочення часу (тривалості) та покращення якості сфероїдизації карбідів сталевої металопродукції. *Будівництво, матеріалознавство, машинобудівництво.* Вип. 58. 2011. С. 262-267.

2. Гуль Ю. П., Колпак В. П., Соболенко М. О. Роль термодинамічного чинника у інтенсифікації процесу сфероїдизації цементиту. *Будівництво, матеріалознавство, машинобудівництво.* 2009. Вип. 48. Ч. 2. С. 30-35.

3. Колпак В. П., Гуль Ю. П., Соболенко М. О. Інтенсифікація процесу сфероїдизуючого відпалу сталі. *Енергозберігаюче обладнання для термічної обробки.* 2009. С. 10-13.

4. Колпак В. П., Лещенко А. М., Полторацкий Л. М., Бояринцева А. В. Комплексні лінії електротермічної обробки стального прокату та дроту. *ОТТОМ-4.* 2003. Ч. 1. С. 42-44.

5. Іващенко В. П., Швачич Г. Г., Соболенко М. О. Новітні металургійні технології на основі використання високопродуктивних багатопроцесорних обчислювальних комплексів. *Теорія та практика металургії*. 2013. № 3 – 4(92 – 93). С. 78-87.

6. *Диференційно-термічний аналіз та технології термічної обробки*. Монографія./ О. П. Клименко, А. І. Карнаух, О. І. Буря, В. І. Сітар. Дніпропетровськ: Пороги, 2008. 322 с.

7. Kaputkin A. P. Correlation between the thermokinetic parameters of diffusional decomposition and the activation energy of diffusion in steel and nonferrous alloys. *Physics of Metals and Metallography*. 2005. V.99. №4. pp.343 – 347.

8. Спосіб термічної обробки прокату з низько- і середньовуглецевих сталей для холодного висадження: патент на корисну модель 36892 Україна: МПК(2006) C21D 1/26, C21D 1/78. № u200807153. заяв. 23.05.2008. опубл. 10.11.2008. Бюл. № 21. 6 с.

9. Гуль Ю. П., Цуран В. М. Вплив коефіцієнта форми часток надлишуової фази у гетерофазних сплавах на термодинамічний стимул процесу сфероїдизації часток. *Будівництво, матеріалознавство, машинобудівництво*. 2006. Вип. 35 Ч. 3. С.78-83.

References

1. Dolzhenkov, I. Ye. (2011). Ways to significantly reduce the time (duraction) and improve the quality of spheroidization of carbides of steel metal products. *Construction, materials science, mechanical engineering*, 58, 262-267

2. Gul, Yu. P., Kolpak, V. P., & Sobolenko, M. A. (2009). The role of Thermodynamic factors in the intensification of the process of cementite spheroidization. *Construction, materials science, mechanical engineering*, 48, 30-35

3. Kolpak, V. P., Gul, Yu. P., & Sobolenko, M. A. (2009). Intensification of the process of spheroidizing annealing of steel. *Enerhozberihayuche obladnannya dlya termichnoyi obrobky*, Sloviansk, *10-13*

4. Kolpak, V. P., Lashchenko, A. M., Poltoratsky, L. M., & Boyaryntseva, A. V. (2003). Complex lines for electrothermal treatment of rolled steel anfd wire. *OTTOM – 4*, 1, 42-44

5. Ivashchenko, V. P., Shvachych, G., & Sobolenko, M. O. (2013). New metallurgical technologies based on the use of high-performance multiprocessor

computing complexes. *Theory and practice of metallurgy*, 3-4 (92-93), 78-87

6. Klimenko, A. P., Karnaukh, A. I., Burya, A. I., & Sitar, V. I. (2008). Differential thermal analysis and heat treatment technologies. Porogi

7. Kaputkin, D. E. (2005). Correlation between the thermokinetic parameters of diffusional decomposition and the activation energy of diffusion in steel and nonferrous alloys. *Physics of Metals and Metallography*, 99, 4, 343-347.

8. Kolpak, V., Leschenko, A., Ivchenko, O., Sobolenko, M., & Kokashynska, H. Patent of Ukraine No. 36892. *Method of heat treatment of rolled products from low and medium carbon steels for cold heading*. State Patent Office of Ukraine, Bulletin No. 21. 6 p.

9. Gul, Yu. P., & Tsuran, V. M. (2006). Influence of the shape coefficient of particles of the excess phase in heterophase alloys on the thermodynamic stimulus of the particle spheroidization process. *Construction, Materials Science, Mechanical Engineering, 36, 3, 78 – 83*

M. O. Sobolenko[1,*] Senior Lecturer, ORCID 0000-0002-8653-5262

[1] *Ukrainian State University of Science and Technologies*

[*] *Corresponding author: m.o.sobolenko@ust.edu.ua*

PECULIARITIES OF THE APPLICATION OF NON-ISOTHERMAL HOLDING IN THE PROCESS OF SPHEROIDIZING ANNEALING OF LOW-CARBON STEEL

Abstract. For heterogeneous alloys, a significant role in ensuring the required set of technological properties is played by the structural state, in this case the morphology of the microstructure obtained after heat treatment. In the case of cold heading, the necessary technological plasticity is provided by the spherical (globular) morphology of the excess phase particles. In this regard, steel billets intended for cold heading are subjected to spheroidizing annealing, which is mainly carried out in furnaces with a duration of up to ten hours or more. In this regard, the spheroidizing annealing operation is characterized by significant energy consumption. To intensify the spheroidization process, various schemes of pretreatments have been proposed, which are based on increasing the dispersion of carbide particles and the defectivity of the matrix crystal lattice by reducing the austenite decomposition temperature in the eutectoid transformation region. In this case, the duration of the process was reduced to several hours with a practically unchanged type of annealing mode. The study of the features of intensification of spheroidizing annealing and factors that affect the speed of the spheroidization process of cementite of low-carbon steels is of great practical importance. This work investigates the use of heating the workpiece metal with an internal coolant using non-isothermal holding with increasing temperature and deep supercooling in the process of spheroidizing annealing of low-carbon steel, the influence of the listed factors on the duration of the spheroidization process. It has been established that the maximum reduction in the duration of spheroidizing annealing with a pre-prepared initial structure is achieved by implementing a regime with deep supercooling and non-isothermal holding (with an increase in temperature). In this

case, the metal is heated by an internal coolant, which ensures the effect of accelerating the formation of new grains. Reducing the duration of the process during deep supercooling and non-isothermal holding is achieved by optimizing the values of thermodynamic and kinetic factors that determine the speed of the process of structural transformations.

Key words: spheroidizing annealing, heating with an internal coolant, non-isothermal holding, duration of the spheroidization process.

For citation: Sobolenko, M. O. (2026). Peculiarities of the application of non-isothermal holding in the process of spheroidizing annealing of low-carbon steel. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 40, 156-165. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-009

Рукопис надійшов до редакції / Received 04.03.2026
Рекомендовано до друку / Accepted 28.05.2026
Опубліковано / Published 30.05.2026

ISSN 2522-9117 (print), ISSN 2786-6149 (online)
"Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії". 2026. Випуск 40
"Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy". 2026. Issue 40

https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-010

УДК 621.79:669.15

І. І. Алексеєнко[1], ORCID 0000-0002-2595-1684
В. А. Костін[1,*], д.т.н., с.н.с., ORCID 0000-0002-2677-4667

[1] *Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України*

[*] *Автор для листування: valerykostinepwi@gmail.com*

ОСОБЛИВОСТІ СТРУКТУРНИХ ПЕРЕТВОРЕНЬ МЕТАЛУ ЗОНИ ТЕРМІЧНОГО ВПЛИВУ ВИСОКО ТВЕРДИХ СТАЛЕЙ. (ОГЛЯД)

Анотація. Представлено комплексний металознавчий аналіз легування броньових сталей високої твердості (ННА, 450–550 НВ) та ультрависокої твердості (UННА, > 600 НВ). Основну увагу приділено синергетичним і конкуруючим ефектам впливу кремнію (Si) та алюмінію (Al) залежно від товщини броньового листа, де 20 мм виступає критичним технологічним порогом. Встановлено, що для легкої броні (< 20 мм), за умов домінування загрози пробиття високошвидкісними снарядами, пріоритетним є максимальний вміст кремнію для забезпечення поверхневої твердості. Для важкої броні (> 20 мм) першочергового значення набуває забезпечення наскрізної прожарюваності та в'язкості, що досягається за рахунок підвищеного вмісту алюмінію для подрібнення аустенітного зерна. Проаналізовано вплив співвідношення Al/Si на баланс твердості, міцності, ударної в'язкості та технологічності, зокрема на стабільність мікроструктури в зоні термічного впливу (ЗТВ) зварного з'єднання. Показано необхідність диференційованого підходу до вибору системи легування та оптимізації співвідношення Al/Si у строгій відповідності до товщини броні й очікуваних механізмів руйнування. Підтверджено, що кремній Si та алюміній Al критично впливають на формування структури металу зони термічного впливу (ЗТВ), причому характер цього впливу визначається товщиною броні, забезпечують оптимальний баланс механічних властивостей за високого рівня твердості > 400 НВ. Використання кремнію Si підвищує структурну стабільність металу ЗТВ, тоді як легування хромом Cr забезпечує твердість на рівні близько 500 НВ за рахунок формування карбідів типу M_7C_3. Для сталей малих товщин броні (< 20 мм) оптимальним є співвідношення Al/Si < 0,02. Для броньових сталей великих товщин броні (> 20 мм) оптимальне співвідношення алюмінію до кремнію зміщується у бік Al/Si > 0,1. Підвищення вмісту алюмінію (до 0,5 %) є необхідним для забезпечення дрібнозернистої структури по всій товщині плити.

Ключові слова: сталі високої твердості, сталі ННА та UННА, товщина броні, метал ЗТВ, мікроструктура.

© І. І. Алексеєнко, В. А. Костін, 2026

Це стаття відкритого доступу за ліцензією CC BY-NC-ND 4.0
https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/legalcode.uk

Посилання для цитування: Алексеєнко І. І., Костін В. А. Особливості структурних перетворень металу зони термічного впливу високо твердих сталей. (Огляд). *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії.* 2026. Вип. 40. С. 166-185. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-010

Вступ

Еволюція броньових сталей за останні десятиліття характеризується переходом від класичних гомогенних сталей середньої твердості (Rolled Homogeneous Armor, RHA) до високотехнологічних систем високої (High Hardness Armor, HHA, 450–550 HB) та ультрависокої твердості (Ultra High Hardness Armor, UHHA, > 600 HB) [1, 2]. Такий перехід зумовлений необхідністю підвищення захисних характеристик при одночасному зменшенні маси бронеконструкцій. Сучасні стандарти, зокрема MIL-DTL-46100 у США, а також провідні європейські марки, включаючи Armox (SSAB) і Mars (Industeel), відображають цю тенденцію, встановлюючи високі вимоги до хімічного складу та механічних властивостей матеріалів [3, 4].

Центральною проблемою металознавства броні є досягнення складного балансу між двох конкуруючих властивостей: забезпеченням високої твердості, необхідної для руйнування або деформації осереддя уражаючого елемента, та достатньої ударної в'язкості, яка дозволяє поглинати кінетичну енергію удару без крихкого руйнування і утворення вторинних уламків [7]. Цей баланс безпосередньо залежить від мікроструктури сталі, яка, у свою чергу, визначається хімічним складом і режимом термічної обробки [1, 5].

У цьому контексті товщина броньового листа виступає фундаментальним фактором, що визначає стратегію легування. Критичний поріг у 20–30 мм розмежовує підходи до проектування сталей через принципові відмінності в кінетиці охолодження під час гартування та, як наслідок, у домінуючих механізмах руйнування. Для тонколистової броні пріоритетною є максимальна поверхнева твердість, тоді як для важких плит – наскрізна прожарюваність і опір крихкому руйнуванню сколом [5, 20].

Для легкої броні (БТР, товщина < 20 мм) переважно застосовують спеціальні сталі Mars 500 (2,5–20 мм, 500 HB) та Armox 500T (3–80 мм, але оптимально < 20 мм), де висока поверхнева твердість компенсує малу товщину. Для важкої броні (танки, товщина >20 мм) використовують Mars 440/600 (до 80 мм) і MIL-A-46100 (до 50 мм), у яких легування забезпечує однорідність прожарюваності та властивостей по всій товщині (табл. 1).

Основна проблема під час зварювання броньових сталей полягає в тому, що у зварних з'єднаннях, зокрема в металі зони термічного впливу

(ЗТВ), можуть утворюватися холодні тріщини [9, 25], які залежать від вуглецевого еквівалента, сповільнене руйнування, пов'язане з водневим окрихченням, залишковими напруженнями та структурною чутливістю [27, 28], а також відпускна крихкість сталей і їх зварних з'єднань [6, 10].

Основна проблема під час зварювання броньових сталей полягає в тому, що у зварних з'єднаннях, зокрема в металі зони термічного впливу (ЗТВ), можуть утворюватися холодні тріщини [9, 25], які залежать від вуглецевого еквівалента, сповільнене руйнування, пов'язане з водневим окрихченням, залишковими напруженнями та структурною чутливістю [27, 28], а також відпускна крихкість сталей і їх зварних з'єднань [6, 10].

Таблиця 1 – Порівняння ключових марок сталей ЄС і США [3, 4, 16, 17, 24]

№	Товщина, мм	Хімічний склад, ваг.%						Твердість, НВ	Структура
		C	Si	Cr	Ni	Mo	Al		
1	2,5–20	0,28	0,4	1,2	1,5	0,6	0,5	500	Мартенсит+ залишковий аустеніт
2	4,0–50	0,30	0,5	1,5	2,0	0,8	0,5	600	Бейніт+ мартенсит
3	3,0–80	0,29	0,4	1,0	1,8	0,5	0,4	540	Відпущений мартенсит
4	4,7–50	0,31	0,4	1,5	1,5	1,0	0,5	534	Мартенсит + карбіди
5	4,7–50	0,28	0,3	1,4	1,4	0,9	0,4	500	Q&T мартенсит
Прийняті позначення: Сталі:1 - Mars 500 (ЄС); 2 - Mars 600 (ЄС); 3 - Armox 500T (ЄС); 4 - MIL-DTL-46100 (США); 5 – Dynamic Armor 46100 (США).									

Мета дослідження – проведення комплексного статистичного аналізу специфічного впливу кремнію та алюмінію, а також їх співвідношення (Al/Si), на формування мікроструктури, механічних властивостей і технологічності (зокрема зварюваності) броньових сталей залежно від їх товщини.

Результати дослідження та їх обговорення

Вплив товщини броні на вибір легувальних елементів. Для легкоброньованої техніки (БТР) з товщиною до 20 мм застосовують системи легування з акцентом на швидке гартування та високу поверхневу твердість, тоді як для важкої броньової техніки з товщиною листа понад 20 мм використовують системи легування, що забезпечують підвищену прожарюваність по перерізу, мінімізуючи утворення м'яких зон по товщині. Ці сталі піддають гартуванню та відпуску (Q&T), у результаті чого формується відпущений мартенсит із

дисперсійним твердненням, що забезпечує необхідний баланс властивостей без застосування додаткових технологічних прийомів обробки деталей.

Системи легування броньових сталей еволюціонували від RHA (Rolled Homogeneous Armor) до UHHA, у яких вміст вуглецю (C) обмежується 0,25–0,31 % з метою запобігання крихкості, а легувальні елементи (Ni, Mo, Si, Cr, Al) контролюють фазові перетворення. У сталях Mars 600 (ЄС) та MIL-DTL-46100 (США) сумарний вміст Ni+Mo забезпечує підвищену в'язкість, тоді як Si, Cr і Al відіграють суттєву роль у процесах рекристалізації та стабілізації мікроструктури.

Для сталей товщиною менше 20 мм (БТР) основний акцент робиться на вмісті Si (0,4–1,0 %) і Cr (1,0–1,5 %), мінімізуючи співвідношення Ni/Mo з метою зниження маси, тоді як для сталей товщиною понад 20 мм (танки) пріоритетними є Ni (1,0–3,0 %), Mo (0,5–1,0 %) та Cr (1,0–2,0 %) для забезпечення глибокого гартування.

Кремній (Si) у сталі Armox 500T (0,2–0,5 %) стабілізує положення точки мінімального часу перлітного перетворення (перлітного «носа») на CCT-діаграмах, що забезпечує формування мартенситу за швидкостей охолодження 50–200 °C/c для тонких листів. Водночас у товстих плитах сталі Mars 600 вміст Si понад 0,5 % призводить до зниження в'язкості внаслідок можливого утворення інтерметалідів [6, 8].

Хром (Cr) у сталі MIL-DTL-46100 (1,0–1,5 % Cr) підвищує твердість карбідів типу M_7C_3, забезпечуючи твердість на рівні близько 500 HB на глибині понад 20 мм, однак у тонких листах (< 20 мм) вміст Cr понад 1,5 % спричиняє утворення тріщин внаслідок об'ємного розширення [3, 4, 18].

Нікель (Ni) у кількості 1,0–1,5 % у сталі Dynamic Armor 46100 та молібден (Mo) у кількості 0,5–1,0 % у сталях Mars 500/600 стабілізують аустеніт [6, 8], зсуваючи температуру мартенситного перетворення Ms на 50–100 °C у бік нижчих температур, що є критичним для товстих плит, де охолодження відбувається повільніше [8, 12, 14].

Для товщин менше 20 мм у ЄС застосовують сталі Armox 500T, у яких оптимізовано сумарний вміст Cr+Ni+Mo відповідно до європейських балістичних стандартів захисту EN 1522 (класи FB6/FB7) [11, 13, 21]. Для товщин понад 20 мм використовують сталь Mars 440 з підвищеним вмістом молібдену Mo для формування бейніто-мартенситної структури

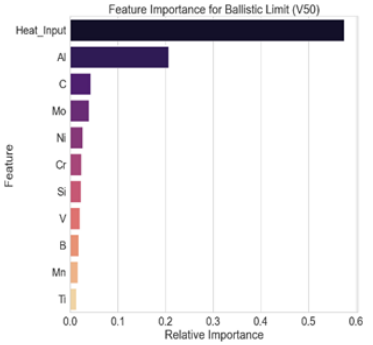
Алюміній (Al) у кількості 0,5–1,5 % в експериментальних броньових сталях Fe–Mn–Al–C (США) у товстих плитах (> 20 мм) формує щільні оксидні включення, підвищуючи в'язкість за рівня твердості 330–500 HB, подібно до високомарганцевих і високоалюмінієвих сталей. Водночас у легкій броні вміст алюмінію слід обмежувати до < 0,5 %

з метою запобігання утворенню крихких нітридів [22].

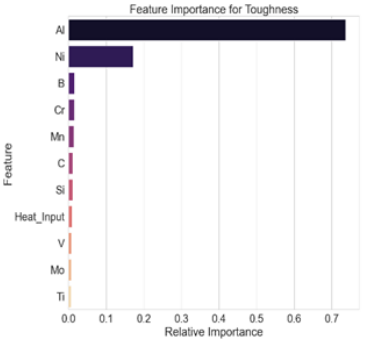
Таким чином, кремній, нікель і молібден стабілізує аустеніт, хром сприяє формуванню карбідів твердіння, а алюміній створює оксидні бар'єри, що є особливо важливим для контролю структури в зоні термічного впливу (ЗТВ) під час зварювання [9, 10].

Питання щодо того, який саме елемент і в якій мірі впливає на параметри броні (бронестійкість, ударну в'язкість, твердість), є складним через багатофакторність процесів, різницю механізмів їх дії та взаємний вплив. Для оцінювання внеску окремих параметрів було використано алгоритм машинного навчання (випадковий ліс), який широко застосовується для розв'язання задач класифікації та регресії [26].

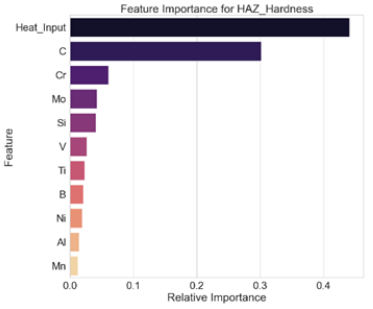
Як видно з рис. 1, основний вплив на бронестійкість чинять тепловкладення (~ 60 %) та вміст алюмінію (~ 20 %); на ударну в'язкість домінує вплив алюмінію (~ 70 %) і нікелю (~ 20 %), тоді як на твердість металу ЗТВ істотно впливають тепловкладення (~ 45 %) і вміст вуглецю (~ 30 %), хрому (до 10 %), а також молібдену та кремнію в рівних частках (~ 5 %).



а



б



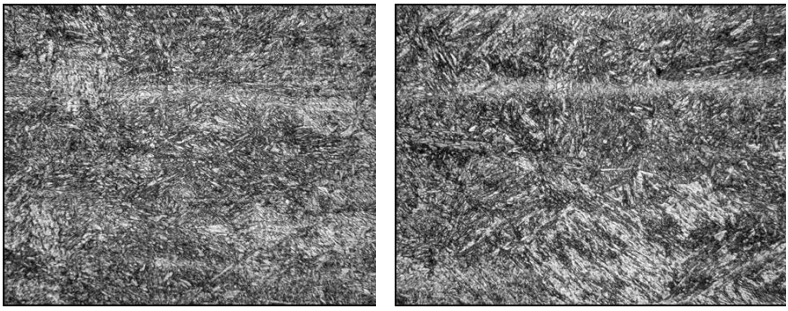
в

Рисунок 1 – Внесок основних параметрів броньових сталей у властивості: а – бронестійкість (V50); б – ударна в'язкість; в – твердість металу ЗТВ

Водночас практичним критерієм вибору системи легування є коефіцієнт прожарюваності сталі: для тонких листів достатньо 0,4–0,6 % Si+Mn для формування мартенситної структури на поверхні, тоді як для товстих листів необхідний сумарний вміст Cr+Mo понад 2,0 % для повної прожарюваності [6, 8, 12]. У США сталь MIL-DTL-46100E з вмістом Ni 1,5 %, Cr 1,5 % і Mo 1,0 % придатна для товщин 20–50 мм, тоді як у ЄС сталь Mars 600 (NF A36-800 THD4) з оптимізованим співвідношенням Cr/Mo застосовується для товщин 4–50 мм [3, 4, 19]. Розподіл за товщиною відображає дифузійні обмеження: при товщині < 20 мм переважає поверхневе охолодження ($\Delta T/\Delta t$ >100 °C/c) з формуванням мартенситу, а при >20 мм — об'ємне охолодження, яке потребує легуючих елементів, що зсувають температуру початку перлітного перетворення.

Структура цих сталей після гартування та відпуску (Q&T) складається з відпущеного мартенситу з 5–15 % залишкового аустеніту (RA) та дисперсних карбідів, що забезпечує межу міцності 1450–2000 МПа та відносне подовження 7–10 % (рис. 2).

У сталях Mars 600 (ЄС, 4–50 мм, 570–640 HB) і MIL-DTL-46100 (США) легування мінімізує крихкість, зсуваючи температуру початку мартенситного перетворення (Ms) на 50–150 °C у бік нижчих значень [3, 18, 19]. Перспективними напрямами подальшого розвитку броньових сталей слід вважати високомарганцеві (high-Mn) та високоалюмінієві (high-Al) склади, які дозволяють зменшити масу та підвищити питому міцність матеріалу.

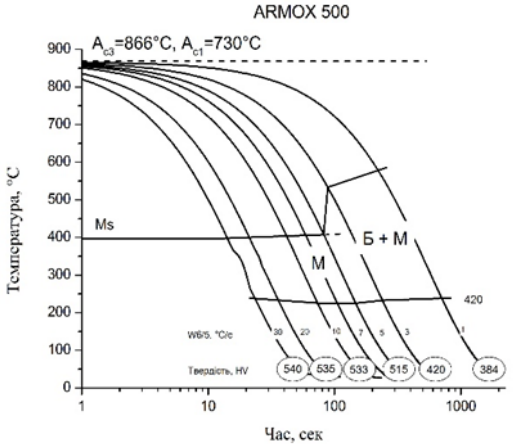


а б

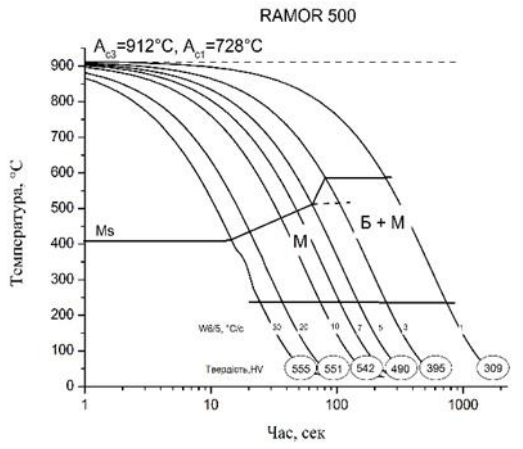
Рисунок 2 – Мікроструктура броньової сталі 71 після гартування та відпуску (Q&T), ×500

Вплив товщини броні на мікроструктуру сталі. Для легкої броні (БТР, товщина <20 мм) характерною є мікроструктура пакетного відпущеного мартенситу (товщина ламелей 0,2– 0,5 мкм) з 5– 10 % залишкового аустеніту, що формується за швидкостей охолодження

понад 150 °С/с у металі зони термічного впливу (ЗТВ) та забезпечує твердість на рівні 480– 540 НВ. У сталі Mars 500 (2,5–20 мм) кремній Si (0,3– 0,5 %) і хром Cr (~ 1,0 %) прискорюють зародження мартенситу на границях аустенітних зерен, запобігаючи формуванню перліту за умов поверхневого охолодження, що підтверджується діаграмами термокінетичних перетворень (CCT) для сталі Armox 500T (рис. 3) [17, 20].



а



б

Рисунок 3 – Діаграма термокінетичних перетворень сталей Armox 500T (а) та Ramor 500 товщиною 20 мм

Механізм формування структури високотвердих сталей малої товщини полягає у швидкій дифузії кремнію Si до границь зерен, що стабілізує ферит, тоді як хром Cr утворює карбіди, які блокують ріст зерна (розмір 10– 15 мкм), підвищуючи межу міцності до 1450–1750 МПа.

Алюміній Al за низьких концентрацій (< 0,5 %) у тонких листах сталі MIL-DTL-46100 сприяє дисперсійному твердінню за рахунок частинок AlN, підвищуючи ударну в'язкість за твердості 477–534 НВ [3, 4], однак потребує контролю вмісту кисню O з метою уникнення зон внутрішнього окислення. Співвідношення Ni/Mo (1,0– 1,5 %) знижує температуру мартенситного перетворення Ms, забезпечуючи 8– 10 % залишкового аустеніту для реалізації TRIP-ефекту за балістичного навантаження, як у сталі Armox 500T, що дозволяє відповідати вимогам класів захисту FB6/FB7 [11, 13, 21]. Швидкість охолодження 100–300 °C/с у металі ЗТВ тонких плит формує голчастий мартенсит без утворення бейніту, на відміну від товстих плит.

Для важкої броні (танки, товщина > 20 мм) характерною є мікроструктура з низьковуглецевою бейніто-мартенситною складовою (50–70 % мартенситу та бейніту) з карбідами типу $M_{23}C_6$ та Mo_2C, що забезпечують твердість 450–600 НВ по всьому перерізу та формуються за швидкостей охолодження 20–100 °C/с [12, 14]. У сталі Mars 600 (20–50 мм) використовують хром Cr (1,5–2,0 %) і молібден Mo (близько 0,8 %) для зсуву часу початку перлітного перетворення на 10–20 с, що забезпечує утворення мартенситу в середині товщини, тоді як вміст кремнію Si (~ 0,4 %) пригнічує утворення цементиту.

Механізм формування структури високотвердих сталей великої товщини полягає в дифузії хрому Cr в аустеніт з утворенням карбідів $(Cr,Fe)_{23}C_6$ на межах зерен, які блокують їх ріст (20–30 мкм) і підвищують ударну в'язкість до 20 Дж/см² за рівня твердості близько 600 НВ.

Алюміній Al (1,0–1,5 %) у високоалюмінієвих броньових сталях Fe–Mn–Al–C утворює дисперсні оксиди Al_2O_3, що виконують роль бар'єрів росту зерна понад 30 мкм [2], стабілізуючи структуру за умов повільного охолодження та знижуючи густину сталі до 7,2 г/см³ порівняно з 7,9 г/см³ для сталей типу RHA. Нікель Ni (2,0–3,0 %) у сталі MIL-A-46100 розширює аустенітну область, запобігаючи утворенню фериту в центрі плит [4, 8, 18].

Швидкість охолодження істотно впливає на формування структури цих сталей: за швидкості 50 °C/с формується бейніт із твердістю близько 500 НВ, тоді як за зниження швидкості до 10 °C/с утворюється перліт, що спричиняє падіння твердості до 300 НВ, що є критичним для танкової броні.

Особливості формування структури в зоні термічного впливу під час зварювання броньових сталей. Під час дугового зварювання броньових сталей метал зони термічного впливу (ЗТВ) характеризується формуванням складного градієнтного мікроструктурного складу [7, 9]. У температурному інтервалі 1100–1400 °C формується зона крупного зерна (SC-HAZ) з мартенситною структурою та твердістю 500–580 HB. У діапазоні 900–1100 °C утворюється надкритична зона (FG-HAZ) зі структурою ферит + мартенсит і твердістю близько 420 HB. За температур 700–900 °C формується міжкритична зона (IC-HAZ) зі структурою бейніт + ферит + залишковий аустеніт і твердістю 350–450 HB. За температур 500–700 °C утворюється субкритична зона (SC-HAZ), що складається із самовідпущеного мартенситу з твердістю 300–350 HB [9, 10, 15, 29] (рис. 4).

Швидкість охолодження (V_oхол) визначає характер фазових перетворень: за швидкостей охолодження 100–300 °C/с формується мартенсит (температура Ms зсувається приблизно на 80 °C), за 20–80 °C/с – бейніт (температура Bs ~ 450 °C), а за швидкостей < 10 °C/с – перліт (температура Ps ~ 650 °C). У сталі Mars 500 вміст кремнію Si (близько 0,4 %) зсуває час початку утворення перліту Ps на 20 с, що запобігає формуванню перліту в надкритичній зоні SC-HAZ [10, 15].

Хімічний склад металу ЗТВ зазнає змін: твердий розчин збіднюється вуглецем на 0,05–0,12 % C внаслідок карбідоутворення та формування карбідів $Cr_{23}C_6$; кремній Si шерегує до границь зерен (збільшуючи локальний вміст на 0,1–0,2 %); алюміній Al утворює нітриди AlN (зростання об'ємної частки приблизно на 15 %) [22]. Це призводить до локального підвищення твердості (на ~ 50 HB) та зниження ударної в'язкості (на ~ 25 Дж/см²). Співвідношення Ni/Mo стабілізує вміст залишкового аустеніту (RA) на рівні 5–15 %, що покращує балістичну стійкість V50 [11, 13, 21].

Особливості впливу вмісту кремнію та алюмінію в броньових сталях і їх зварних з'єднаннях. Кремній при вмісті 0,3–0,6 % у броньових сталях відіграє ключову роль у процесі стабілізації аустеніту, зміщуючи перлітну носову точку (Ps) на 15–25 секунд вправо на CCT-діаграмах, що дає змогу формувати мартенсит за швидкостей охолодження 50–200 °C/с, які оптимально відповідають умовам для легкої броні (товщина < 20 мм) [6, 8].

У сталі Armox 500T (Si 0,4 %) кремній дифундує до границь аустенітного зерна (коефіцієнт дифузії кремнію $DSi = 1{,}5\times10^{-12}$ м²/с при 900°C), блокуючи зародження фериту і перліту за рахунок зниження енергії активації на 20–30 кДж/моль. Це забезпечує формування до 95 % мартенситної структури в сталі Mars 500 (товщина 2,5–20 мм), підвищуючи поверхневу твердість до 540 HB без утворення бейніту

[12, 14]. Кремній також запобігає утворенню карбідів під час відпуску [6, 12], що є критичним для підвищення рівня в'язкості руйнування [8].

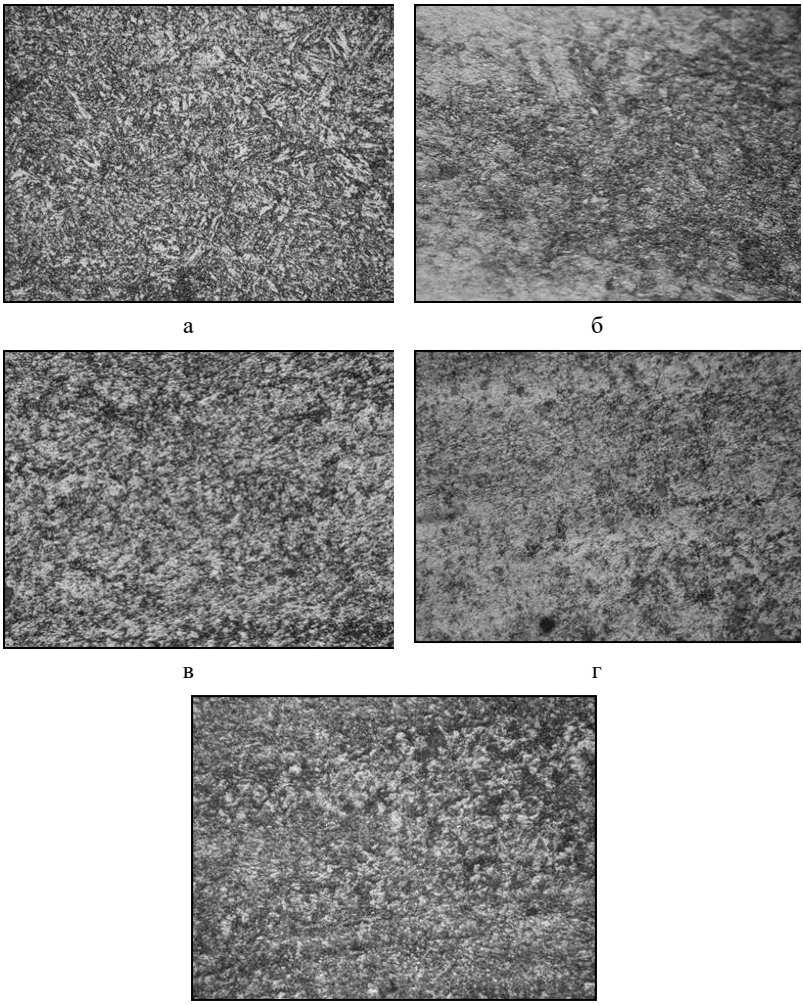


Рисунок 4 – Мікроструктура металу ЗТВ сталі 92: а – основний метал; б – зона крупного зерна (CG-HAZ); в – надкритична зона (FG -HAZ); г – міжкритична зона (IC-HAZ); ґ – субкритична зона (SC-HAZ)

У товстих плитах сталі Mars 600 (Si 0,5 %, товщина > 20 мм) надлишок кремнію сприяє формуванню оксидів SiO_2 та інтерметалідів

(Fe,Mn)Si, що знижує ударну в'язкість на 20–30 Дж/см² внаслідок когерентних напружень на границях фаз (ε = 0,02– 0,05). Проте в комбінації з марганцем Mn (1,2 %) кремній підсилює TRIP-ефект, стабілізуючи 10–12 % залишкового аустеніту (RA), що є критичним для балістичної стійкості V50 > 900 м/с [11]. Для легкої броні оптимальним є вміст Si ~ 0,4 %, що забезпечує прожарюваность прутка (тест Jominy) на глибину 25–30 мм [6].

Кремній підвищує границю міцності на 150–200 МПа за рахунок твердорозчинного зміцнення (Δσ = 40×%Si, МПа) та дисперсійного зміцнення карбідами SiC, але знижує пластичність при вмісті > 0,6 % через сегрегацію на дефектах [6, 8, 12]. У сталі MIL-DTL-46100E (Si 0,4 %) це дозволяє збалансувати твердість на рівні 534 HB при ударній в'язкості KCV = 35 Дж/см² за температури −40 °C, на відміну від Armox 500T, де кремній додатково підвищує корозійну стійкість (завдяки іонному бар'єру SiO_2). Обмеження по кремнію для важкої броні: Si > 0,5 % провокує утворення гарячих тріщин через зниження зернограничної енергії поверхонь.

Алюміній при вмісті 0,3–1,5 % у броньових сталях формує дисперсоїди AlN (розмір 5–20 нм, густина ~10^{20} м$^{-3}$), фіксуючи розмір аустенітного зерна (ASTM 12–15). У той час, як алюміній сприяє подрібненню зерна [2] за рахунок утворення нітридів AlN [22], підвищуючи твердість на 50–80 HB і в'язкість на 15–25 % за умов повільного охолодження (товщина > 20 мм).

В експериментальних високоалюмінієвих сталях (Dynamic Armor 46100, Al 0,4 %) алюміній утворює суцільний шар Al_2O_3 товщиною 30-50 нм на границях зерен, гальмуючи дифузію вуглецю та стабілізуючи бейнітно-мартенситну структуру в центрі плит товщиною до 40 мм. Для сталі Mars 500 (Al < 0,4 %) вміст алюмінію мінімізується з метою запобігання утворенню крихких нітридів AlN за швидкого охолодження [4, 18].

Алюміній знижує густину сталі на 0,4–0,7 г/см³ (до 7,2 г/см³ у системах Fe–Mn–Al–C), підвищуючи масову ефективність броні на 20–30 %. Механізм дії полягає в заміщенні атомів Fe у ґратці (ΔV = −1,5 %), що посилює тверднення та зсуває температуру початку мартенситного перетворення Ms на 30–50 °C нижче. У сталі Mars 600 (Al 0,5 %) це забезпечує однорідність твердості 600 HB по всьому перерізу листа.

При вмісті Al > 1,0 % у металі ЗТВ виникає внутрішня оксидація (глибина 15–30 мкм), що знижує межу міцності UTS на 10–15 %, тому для товщин < 20 мм (Armox 500T) вміст алюмінію не перевищує 0,4 %. Синергія Al + Si у сталі MIL-DTL-46100 сприяє утворенню комплексів Al–Si–O, які підвищують жароміцність металу ЗТВ на 200°C. Для важкої броні сумісне легування Al + Cr (до 1,5 %) у сталі Mars 600

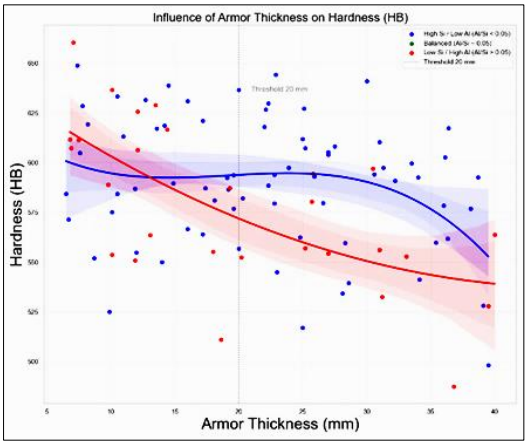
підвищує стабільність карбідів $Cr_{23}C_6$, блокуючи ріст зерна [2].

Статистичний аналіз впливу кремнію та алюмінію на рівень твердості (HB) та балістичну стійкість в залежності від товщини броні представлено на рис. 5. Аналіз експериментальних даних показує, що система легування з високим вмістом кремнію забезпечує максимальну твердість для малих товщин (до 20–30 мм), рис. 5, а. Проте зі збільшенням товщини вирішальним фактором стає швидкість охолодження, і надлишок кремнію вже не компенсує появу немартенситних фаз. Для сталей із високим Si/низьким Al твердість 500 HB досягається при товщині < 8 мм, тоді як для високого Al/низького Si – при товщинах до 50 мм.

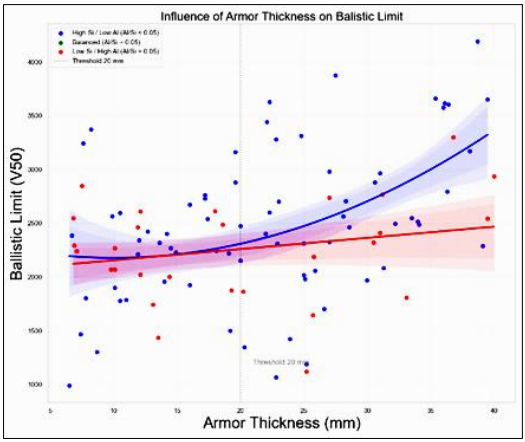
Аналіз впливу кремнію та алюмінію на балістичну стійкість V50 (рис. 5, б) показує, дещо іншу залежність. Система легування з високим вмістом алюмінію (червона лінія) несуттєво підвищує стійкість броні при зростанні її товщини. Це пов'язано з тим, що у товстих плитах (> 20 мм) основною проблемою стає ріст зерна внаслідок повільного охолодження, а підвищення стійкості пов'язано лише з підвищенням вмісту кремнію. Алюміній (через алюмонітриди AlN) не завжди встигає «зафіксувати» границі зерен та загальмувати їх ріст [22]. Чим товще плита, тим важливіше цей ефект «гальмування» росту зерна для збереження високої балістичної стійкості.

Таким чином, для малих товщин броні оптимальне співвідношення алюмінію до кремнію становить Al/Si < 0,02. Водночас вміст кремнію не повинен бути надто низьким для досягнення твердості понад 550 HB. Для великих товщин броні оптимальним є співвідношення Al/Si > 0,1. Необхідно збільшувати частку алюмінію (до 0,06 %) з метою забезпечення дрібнозернистої структури по всьому перерізу плити та запобігання зниженню міцності в її центральній зоні.

Кремній Si у металі ЗТВ (сталь Armox 500T, Si 0,4 %) стабілізує аустеніт під час охолодження, зміщуючи температуру A_{c1} на 20–30 °C у бік підвищення та блокуючи феритне перетворення в міжкритичній зоні IC-HAZ (енергія бар'єра ΔG = 45 кДж/моль) [6, 12, 14]. За швидкості охолодження Vохол = 50–150 °C/с кремній сприяє утворенню голчастого мартенситу (ламелі ~ 0,3 мкм) з 12 % залишкового аустеніту (RA), підвищуючи балістичну стійкість V50 на 5–8 %, однак формує включення SiO_2 (2–5 мкм), які знижують ударну в'язкість KCV на 30 % через наявність когерентних напружень. У сталі Mars 600 (Si 0,5 %) кремній посилює зародження бейніту в зоні крупного зерна (CG -HAZ, ~ 50 % об'єму), де твердість становить близько 480 HB, проте тріщиноутворення зростає на 15 % унаслідок зменшення ΔT самовідпуску [12, 14] та формування холодних тріщин [9, 25].



а

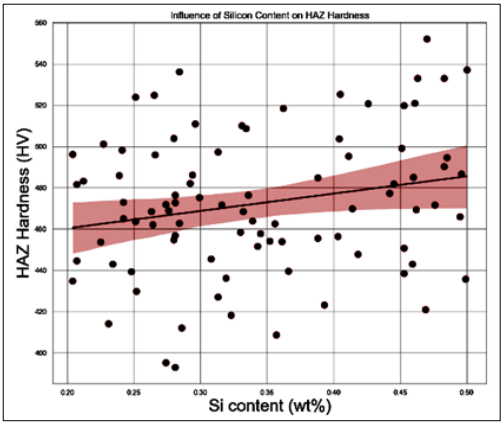


б

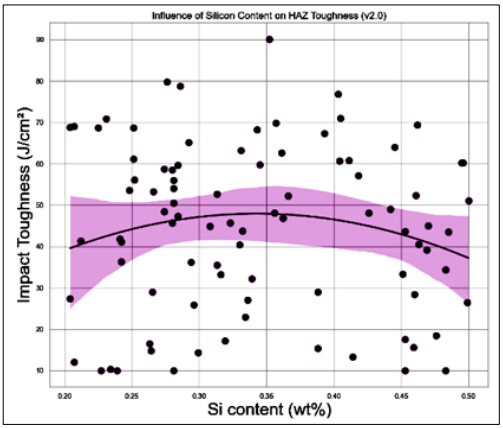
Рисунок 5 – Вплив співвідношення кремнію та алюмінію на твердість HB (а) та балістичну стійкість V50 (б) залежно від товщини броні (синя лінія — Al/Si < 0,05; червона — Al/Si > 0,5)

За швидкого охолодження (200 °C/с) кремній сприяє збереженню залишкового аустеніту (до 15 % RA) для реалізації TRIP-ефекту; за повільного охолодження (30 °C/с) формується структура перліт + SiC з твердістю < 350 HB. Легування кремнієм підвищує межу міцності UTS HAZ металу ЗТВ до 1600 МПа (+10 % відносно основного металу), проте ударна в’язкість KCV знижується до 20 Дж/см² [6, 14]. Подальше

збільшення вмісту кремнію понад 0,5 % лише незначно підвищує твердість металу ЗТВ (рис. 6, а), але знижує ударну в'язкість (рис. 6, б).



а

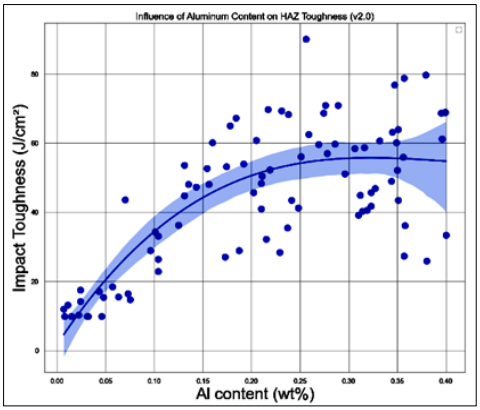


б

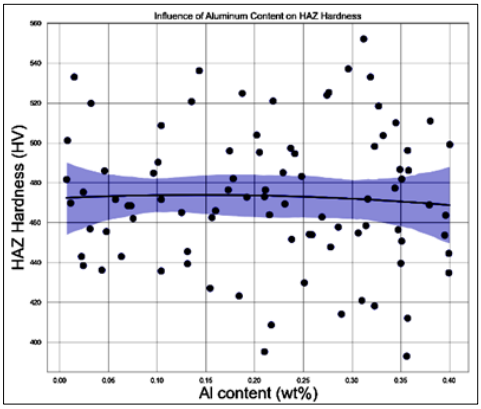
Рисунок 6 – Вплив вмісту кремнію на ударну в'язкість (а) та твердість (б) металу ЗТВ броньових сталей

Алюміній Al у металі ЗТВ (сталь Dynamic Armor 46100, Al 0,4 %) прискорює виділення нітридів AlN у міжкритичній зоні IC-HAZ (800–900 °C [22], швидкість 10^{15} 1/м²·с), фіксуючи розмір аустенітного зерна (~ 10 мкм), що зміщує температуру початку бейнітного перетворення Bs на 40 °C та формування бейніто-мартенситної структури (~ 70 % мартенситу) за Vохол = 40–100 °C/с. Формування шару Al_2O_3 (~ 40 нм) гальмує дифузію вуглецю, стабілізуючи залишковий аустеніт (RA 8–

10 %), підвищуючи балістичну стійкість V50 на 10 %. Водночас за температур понад 1000 °C у надкритичній зоні (SC-HAZ) виникає внутрішнє окиснення («O-зона» товщиною ~ 25 мкм), що призводить до зниження твердості на ~ 80 HB і границі міцності UTS на 12–18 % [11, 13, 21]. У сталі MIL-DTL-46100 синергія спільного легування Al + Mo мінімізує розм'якшення металу ЗТВ (477 HB) порівняно з твердістю основного металу (534 HB).



а



б

Рисунок 7 – Вплив вмісту алюмінію на ударну в'язкість (а) та твердість (б) металу ЗТВ броньових сталей

Аналіз впливу алюмінію на властивості металу ЗТВ броньових сталей показує, що оптимальний вміст алюмінію становить 0,4–0,5 % (рис. 7, а), що пов'язано з блокуванням росту зерна нітридами алюмінію

AlN, тоді як алюміній практично не впливає на твердість металу ЗТВ (рис. 7, б, рис. 1, в).

При охолодженні зі швидкістю Vохол = 20 °С/с алюміній формує сітку з Al_2O_3 + AlN, яка блокує утворення перліту (перетворення Ps зміщується на +15 с), забезпечуючи твердість близько 450 НВ у центральній частині металу ЗТВ. Балістична стійкість ЗТВ перевищує стійкість основного металу за рахунок формування більш в'язкої складової – бейніту (+15 % енергії поглинання). Водночас перевищення вмісту алюмінію понад 0,5 % підсилює схильність до холодноламкості за температури −40 °С [11, 13].

Сумісне використання (синергія) кремнію та алюмінію Si + Al (0,4 % + 0,4 %) у металі ЗТВ сталі Mars 600 [16, 19] сприяє утворенню Al–Si–O-комплексу, що підвищує жароміцність на 150–200 °С та зміщує температуру початку мартенситного перетворення Ms на 100 °С, запобігаючи холодноламкості. При цьому формується структура 60% мартенситу + 30 % бейніту + 10 % залишкового аустеніту за швидкості охолодження 50 °С/с. Це забезпечує мінімальне розм'якшення (твердість 480–520 НВ), балістичну стійкість V50 > 950 м/с та ударну в'язкість KCV = 28 Дж/см², перевищуючи базовий метал за балістичними показниками (табл. 2) [11, 13, 21].

Водночас сегрегація Si–Al на границі зерен підвищує ризик утворення гарячих тріщин на 20 %, що потребує жорсткого контролю хімічного складу.

Отже, оптимізація співвідношення кремнію та алюмінію Si/Al забезпечує баланс властивостей для зварних конструкцій бронетехніки, дещо знижуючи твердість до 420–550 НВ (проти 500–600 НВ основного металу) та границю міцності UTS до 1500–1700 МПа (−10 %), проте підвищуючи в'язкість за рахунок утворення бейніту (+20 % до енергії руйнування).

Таблиця 2 – Вплив товщини броні на співвідношення кремнію та алюмінію

Товщина броні, мм	Домінуючий ризик	Профіль легування	Роль Al/Si
5–15	Пробиття високошвидкісною кулею	Максимальний C і Si, мікролегування B	Низьке Al/Si (пріоритет твердості)
20–50	Пробиття + крихкий скол	Середній вміст Cr–Mo–Ni, баланс Si	Збалансоване Al/Si
> 50	Тильний скол + наскрізна прожарювальність	Високий Ni, мікролегування Al, Ti, V	Високе Al/Si (пріоритет розміру зерна)

Висновки

Проведений аналіз підтверджує, що кремній Si та алюміній Al критично впливають на формування структури металу зони термічного впливу (ЗТВ), причому характер цього впливу визначається товщиною броні, забезпечують оптимальний баланс механічних властивостей за високого рівня твердості > 400 НВ. Отримані результати дозволяють зробити наступні висновки:

1. Системи легування високоміцних броньових сталей виробництва ЄС (Mars, Armox) оптимізовані для багаторівневої балістичної стійкості (класи FB6–FB7, STANAG 4569) з пріоритетним співвідношенням Si/Cr для тонких бронелистів. Натомість сталі виробництва США (серія MIL) орієнтовані на співвідношення Mo/Cr для товщин > 20 мм. Використання кремнію Si підвищує структурну стабільність металу ЗТВ у сталях ЄС, тоді як легування хромом Cr є визначальним фактором для сталей США. Для сталей ультрависокої твердості (UHHA) застосовується синергічний ефект легування Si + Al (твердість > 600 НВ, сталь Mars 650), а також комбінація Al+Cr (Perforated Mars 650) з метою покращення властивостей металу ЗТВ.

2. Для малих товщин броні (< 20 мм, БТР, бронеавтомобілі) оптимальним є співвідношення Al/Si < 0,02. Підвищення вмісту кремнію є необхідним для досягнення твердості > 550 НВ. Для великих товщин броні (> 20 мм, танки, важкі бронеплити) оптимальне співвідношення алюмінію до кремнію зміщується у бік Al/Si >0,1. Підвищення вмісту алюмінію (до 0,5 %) є необхідним для забезпечення дрібнозернистої структури по всій товщині плити та запобігання зниженню міцності в її центральній частині.

Перелік посилань / References

1. Crouch, I. G. (2016). The Science of Armour Materials. Woodhead Publishing.

2. Adeyemi, A. A. (2018). Key Alloying Elements in Steel Design. In *Introduction to Physical Metallurgy of Welding* (pp. 45-78). Springer

3. Department of Defense. (2008). Detail specification: Armor plate, steel, wrought, high-hardness (MIL-DTL-46100E). US Army Research Laboratory

4. NATO Standardization Office. (2014). STANAG 4569: Protection levels for occupants of logistic and light armored vehicles (Vol. 2). NATO

5. Maweja, K., & Stumpf, W. (2008). The design of advanced armour steels. *Materials Science and Technology*, 24(9), 1089-1094

6. Bhadeshia, H. K. D. H. (2015). *Bainite in Steels: Theory and Practice* (3rd ed.). Maney Publishing

7. Slyvinsky, O. A., & Kovtonyuk, M. M. (2025). Ways to increase the bullet resistance of welded joints of high and ultra-high hardness armor steels (Review). *Automatic Welding*, (6), 51–59. https://doi.org/10.37434/as2025.06.06

8. Garrison, W. M., & Amburgey, A. (2020). Reduced activation ferritic/martensitic steels for armor applications: The role of Silicon. *Journal of Alloys*

and Compounds, 815, 152-160

9. Yuroka, N., & Suzuki, H. (1990). Hydrogen assisted cracking in C-Mn and low alloy steel weldments. *International Materials Reviews*, 35(1), 217-249

10. Jena, P. K., Mishra, B., & Bhat, T. B. (2010). Effect of tempering on the ballistic behavior of a high strength armour steel. *Journal of Applied Research and Technology*, 8(3), 303-310

11. Ryan, H. J., & Rvidya, P. (2021). Adiabatic shear bands in high-hardness armor steels: Mechanisms of formation. *Acta Materialia*, 205, 116-128

12. Zhao, J., Jiang, Z., & Lee, W. (2017). Synergistic effects of Al and Si on the retained austenite stability in TRIP-aided steels. *ISIJ International*, 57(3), 543-551

13. Msolli, S., Baïlon, J. P., & Martineau, D. (2015). Influence of silicon content on the mechanical properties and fracture toughness of ultra-high strength steels. *Engineering Fracture Mechanics*, 135, 1-15

14. Lutsenko, V. A., Parusov, E. V., Golubenko, T. N., & Lutsenko, O. V. (2019). Energy effective mode of softening heat treatment of silicon-manganese steel. *Chernye Metally*, (11), 31–35

15. Reddy, G. M., & Mohandas, T. (2012). Ballistic performance of high-strength low-alloy steel weldments. *Journal of Materials Processing Technology*, 212(11), 2267-2275

16. Robineau A., & Lefebvre, D. (2019). Evolution of French Armour Steels: From Mars 190 to Mars 650. *30th International Symposium on Ballistics*, Long Beach, CA.

17. Kostin, V. A., Poznyakov, V. D., Berdnikova, O. M., Alekseyenko, T. O., & Alekseyenko, I. I. (2021). Influence of Structural Transformations on the Mechanical Properties of Welded Joints of Armor Steels. *Materials Science*, 56(4), 472–480. https://doi.org/10.1007/s11003-021-00453-1

18. SSAB. (2020). Armox 500T: Data sheet. SSAB Oxelösund AB

19. ArcelorMittal. (2025). Mars® 600: Ultra-high-hardness protection steel. Industeel

20. Kostin, V. A., Grigorenko, G. M., Poznyakov, V. D. et al. (2020). Structural Transformations of the Metal of Heat-Affected Zone of Welded Joints of High-Strength Armor Steels. *Materials Science*, 55(6), 863-869. https://doi.org/10.1007/s11003-020-00380-7

21. Bassim, M. N., & Odeshi, A. G. (2016). Impact behavior of high hardness armor steels. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 25(1), 321-329

22. Easterling, K. (2013). Introduction to the Physical Metallurgy of Welding. Butterworth-Heinemann

23. Zhang, L., & Thomas, B. G. (2023). Segregation of Phosphorus and Silicon in Continuous Casting of Steel. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 54, 120-135

24. National Research Council. (2018). Opportunities in Protection Materials Science and Technology for Future Army Applications. National Academies Press.

25. Gram, A., & Manne, T. (2021). Weldability of modern ultra-high strength structural steels. *Welding in the World*, 65, 1245-1258

26. Nikitin, N. Yu., & Stepashkin, A. A. (2025). Classification of tensile test results of unidirectional carbon fiber-polysulfone composite material based on random forest, KNN and CNN methods. *Results in Materials*, 28, 100788,

https://doi.org/10.1016/j.rinma.2025.100788

27. Mohandas, T., Reddy, G. M., & Kumar, B. S. (1999). Heat affected zone softening in high strength low alloy steels. *Journal of Materials Processing Technology*, 88(1-3), 284–294

28. Vander Voort, G. F. (2004). Metallography of steels for armor applications. In *ASM Handbook*, Vol. 9: Metallography and Microstructures. ASM International.

29. Kushnarova, O., Berdnikova, O., Alekseenko, T. et al. Structure features and their effect on the physical and mechanical properties of the special steel welded joints. International conference "Mechanical Technologies and Structural Materials 2024" Split, Croatia, 19-20 September 2024, 235-243.

I. I. Alekseenko[1], ORCID 0000-0002-2595-1684
V. A. Kostin[1,*], D. Sc. (Engin.), Senior Researcher, ORCID 0000-0002-2677-4667

[1] *E. O. Paton Institute of Electric Welding, NAS of Ukraine*

[*] *Corresponding author: valerykostinepwi@gmail.com*

FEATURES OF STRUCTURAL TRANSFORMATIONS OF THE HEAT AFFECTED ZONE METAL OF HIGH-HARDNESS STEELS. (REVIEW)

Abstract. A comprehensive metallurgical analysis of alloying of high-hardness (HHA, 450–550 HB) and ultra-high-hardness (UHHA, > 600 HB) armor steels is presented. The main attention is paid to the synergistic and competing effects of the influence of silicon (Si) and aluminum (Al) depending on the thickness of the armor plate, where 20 mm is a critical technological threshold. It is established that for light armor (< 20 mm), under conditions of dominance of the threat of penetration by high-speed shells, the maximum silicon content is a priority to ensure surface hardness. For heavy armor (> 20 mm), the provision of through-hardness and toughness is of paramount importance, which is achieved due to the increased aluminum content to grind austenite grain. The influence of the Al/Si ratio on the balance of hardness, strength, impact toughness and processability, in particular on the stability of the microstructure in the heat-affected zone (HAZ) of the welded joint, is analyzed. The need for a differentiated approach to the choice of the alloying system and optimization of the Al/Si ratio in strict accordance with the thickness of the armor and the expected fracture mechanisms is shown. It is confirmed that silicon Si and aluminum Al critically affect the formation of the structure of the metal of the heat-affected zone (HAZ), and the nature of this influence is determined by the thickness of the armor, providing an optimal balance of mechanical properties at a high level of hardness > 400 HB. The use of silicon Si increases the structural stability of the HAZ metal, while alloying with chromium Cr provides hardness at a level of about 500 HB due to the formation of carbides of the M_7C_3 type. For steels with small armor thicknesses (< 20 mm), the optimal ratio is Al/Si < 0.02. For armor steels with large armor thicknesses (> 20 mm), the optimal ratio of aluminum to silicon shifts towards Al/Si > 0.1. Increasing the aluminum content (up to 0.5 %) is necessary to ensure a fine-grained structure throughout the thickness of the plate.

Key words: high-hardness steels, HHA and UHHA steels, armor thickness, HAZ

metal, microstructure.

For citation: Alekseenko, I. I., & Kostin, V. A. (2026). Features of structural transformations of the heat affected zone metal of high-hardness steels. (Review). *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 40. 166-185. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-010

Рукопис надійшов до редакції / Received 12.03.2026
Рекомендовано до друку / Accepted 28.05.2026
Опубліковано / Published 30.05.2026

ISSN 2522-9117 (print), ISSN 2786-6149 (online)
"Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії". 2026. Випуск 40
"Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy". 2026. Issue 40

https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-011

UDC 623.8.049:623.823.24

T. P. Karpova[1,*], Senior Lecturer, ORCID 0000-0002-9633-7876
N. O. Hryhorieva[2], Senior Lecturer, ORCID 0009-0004-4799-7458

[1] *Ukrainian State University of Science and Technologies*
[2] *Vocational College of Welding and Electronics named after E. O. Patona*

[*] *Corresponding author: t.p.karpova@ust.edu.ua*

REGULARITIES IN THE FORMATION OF THE STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF GRAY CAST IRON DEPENDING ON THE COOLING CONDITIONS AND CROSS-SECTION OF CASTINGS

Abstract. Gray cast iron is one of the basic casting materials in industry, widely used for the manufacture of parts for automotive, machine-building and railway equipment due to the combination of high casting properties, satisfactory mechanical characteristics and relatively low cost. In the context of increasing costs of primary raw materials and increased requirements for resource efficiency, the technology of smelting synthetic gray cast iron using steel scrap in induction furnaces is becoming increasingly widespread. Along with technological advantages, this approach determines the specific features of the formation of the microstructure of castings, especially in the presence of variable cooling conditions. One of the key factors determining the structure and properties of synthetic gray cast iron is the cross-section of castings, which directly affects the rate of heat removal during crystallization and subsequent cooling. Non-uniformity of thermal conditions can lead to changes in the dispersion of the pearlite matrix, the morphology of graphite inclusions and, as a result, to variations in the mechanical properties of the material. The complex of studies included Brinell hardness control, determination of tensile strength, and metallographic analysis. It was established that the microstructure of the studied material is represented by a pearlite matrix with lamellar graphite and finely dispersed phosphide eutectic. It was shown that an increase in the cross-section of the casting is accompanied by a decrease in the cooling rate, which is manifested in a decrease in the homogeneity of the pearlite matrix and an increase in the size of graphite cells. It was found that larger graphite inclusions contribute to a decrease in the tensile strength due to stress concentration, while the hardness level is determined mainly by the state of the pearlite matrix and the chemical composition of the alloy. The results obtained are of practical importance for optimizing the technological modes of casting synthetic gray cast iron, in particular when designing parts of different cross-sections and selecting cooling conditions in order to ensure a given set of mechanical properties.

Key words: gray cast iron, mechanical properties, carbon, hardness, tensile, microstructure.

© T. P. Karpova, N. O. Hryhorieva, 2026

Це стаття відкритого доступу за ліцензією CC BY-NC-ND 4.0
https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/legalcode.uk

For citation: Karpova, T. P., & Hryhorieva, N. O. (2026). Regularities in the formation of the structure and mechanical properties of gray cast iron depending on the cooling conditions and cross-section of castings. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 40. 186-194. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-011

Introduction

Gray cast iron is one of the most common materials in modern metallurgy and metallurgy and is widely used for the manufacture of castings in the automotive, mechanical engineering, railway and civil engineering industries [1-5]. Typical areas of its use are diesel engine parts, brake elements, piston rings, grates, pipes, casting molds and elements of heat engineering equipment. Such popularity is due to the combination of good casting properties, sufficient strength, wear resistance and relatively low cost.

Traditionally, iron was the main raw material for the production of cast iron, however, today manufacturers are increasingly using steel scrap to reduce production costs for the production of cast iron. Such cast iron is now commonly called synthetic cast iron [6].

This method has been used for about 60 years and has already achieved significant progress. First of all, this allowed smelting to be carried out in coreless electric induction furnaces. Another advantage is the possibility of casting a liquid material of a given composition using almost 100% scrap [6]. At the beginning of the production of synthetic cast iron, it was observed that this material demonstrates higher hardness compared to cast iron produced by the traditional method, provided that the same alloying and addition of carburizers [7-10]. The obtained hardness had a number of advantages and disadvantages in certain areas of application, for example, it created difficulties during mechanical processing at the stages of finishing castings. In addition, synthetic cast iron is prone to increased internal stresses, which is explained by the nitrogen content due to the use of steel scrap [11-12]. Solidification of the melt in the mold, caused by cooling, leads to the production of castings of certain shapes and sizes; however, this process also introduces a number of disadvantages associated with natural settling in the mold, uneven cooling rates at different cross-sections and volume changes during phase transformations [13]. Given this, this work will focus on studying the impact of one of the above-mentioned shortcomings encountered today, which is associated with uneven cooling rates depending on the cross-section.

Purpose

The purpose of this work is to establish the influence of the cross-section of castings, as a factor determining the cooling rate during crystallization, on the features of the formation of the microstructure, the morphology of

graphite inclusions and the level of mechanical properties of gray cast iron smelted in an induction furnace using steel scrap.

Materials and research methods

In the work, the object of the study was the experimental samples of gray cast iron with the chemical composition presented in Table 1. The experimental samples were melted in an induction furnace and cast into sand molds as control samples (cylindrical shape). These samples were cast with different cross-sections (No. 1 -24 mm, No. 2- 48 mm) to analyze the influence of the cross-section on the level of mechanical properties and microstructure. This approach allowed us to analyze the influence of the casting cross-section on the level of mechanical properties and microstructure features.

Table 1. Chemical composition of the experimental cast irons, wt%.

Number	C	Si	Mn	Cr	Cu	Ni	P	S	Mo
1	2,84	1,8	0,87	0,12	0,2	0,7	0,07	0,03	0,3
2	2,69	1,78	0,93	0,12	0,2	0,7	0,07	0,02	0,3

The control of mechanical properties was performed on pre-cut test samples along the cross-section of the workpiece. All test samples were prepared mechanically using CNC machines - HAAS. As a result of the preparation, test samples were obtained from two ingots measuring Ø22x10 mm (3 samples each) for hardness control, which were taken from the bottom, center and top of the test ingot; a tensile test sample to determine the tensile strength with a working zone diameter of 10 mm (Fig. 1); a microstructure control test sample Ø20x10 mm (3 samples each).

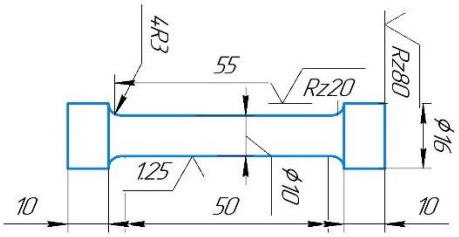


Figure 1 – Tensile test specimen

Test specimens for microstructure control were pre-prepared mechanically on vertical grinding and polishing machines using sandpaper of different grain sizes (P120…P1000) followed by polishing with a cloth. The structure was detected using a solution of nital. The microstructure was analyzed using a Carl Zeiss Axio Vert A1 optical microscope.

Hardness control was performed on a stationary hardness tester TSh-2M, the indenter was a metal sphere with a diameter of 10 mm and a load of

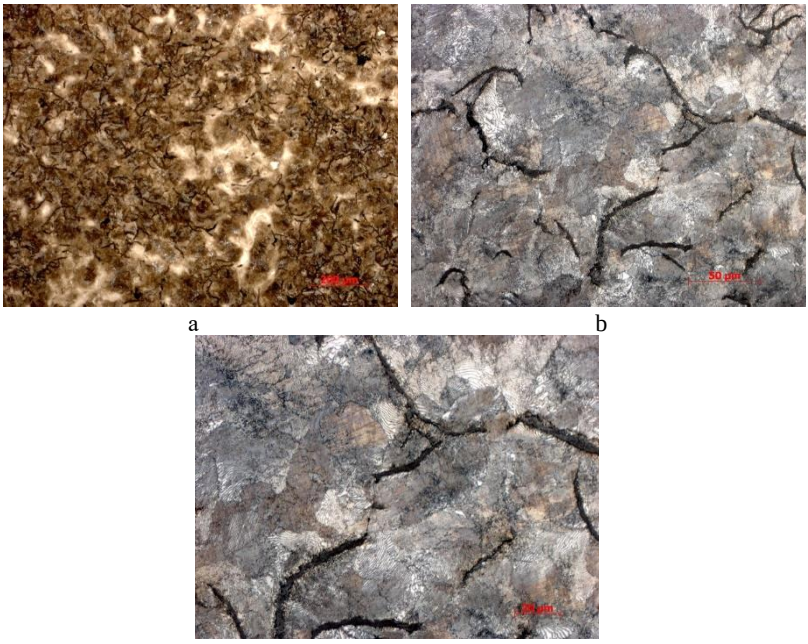
3000 kgf with a holding time of 10 s at this load. The resulting hole was controlled using a specialized MPB-2 reference microscope.

Determination of the tensile strength was performed on an Amsler tensile testing machine with a maximum load of 5 t and a traverse speed of 0.5 mm/s.

Results and discussion

As a result of the conducted research, it was found that the hardness of the test samples of ingot No. 1 during hardness testing showed an average hardness of 285, while ingot No. 2 has an average hardness of 269 HB, which is 16 HB lower than ingot No. 1. When testing the hardness, no fluctuations in hardness were observed along the height of the ingot, and the increased level of hardness is associated not only with the cross-section of the ingot, but with the probable influence of the carbon content, which is higher by 0.15%.

When determining the strength limit of test ingots No. 1 and No. 2, it was found that the strength limit of test ingot No. 1 has a value of 285.4 MPa. At the same time, the strength limit of test ingot No. 2 is 268.5 MPa, which is probably also related to the carbon content in the test ingots, but this conclusion is preliminary and requires additional analysis of the microstructure.



a b c

Figure 2 – Microstructure of test ingot No. 1

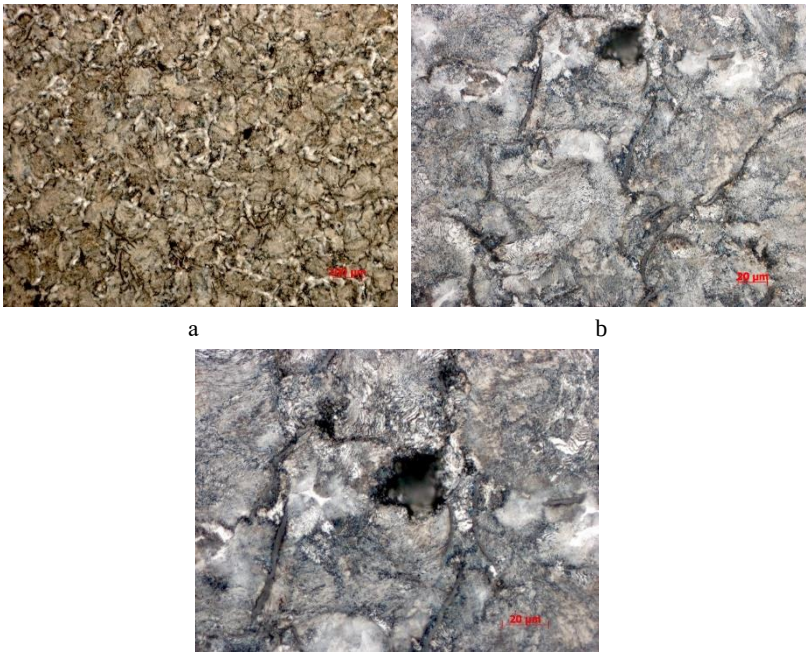
At the next stage, the microstructure of the experimental ingot No. 1 was analyzed (Fig. 2). As a result of the microstructure analysis, it was found that the structure consists of pearlite and lamellar graphite (Fig. 2, a). The graphite is lamellar rectilinear (Fig. 2, b, c). The length of the graphite inclusions is approximately 45 μm. The graphite colonies are mainly distributed evenly and correspond to a score of 3 (GOST 3443). The analysis of the number of graphite inclusions is approximately 6%. The dispersion of pearlite is not uniform and mainly has a size of 0.3-1.0 (GOST 3443), the presence of a uniform phosphide eutectic, namely a ternary fine-grained.

As a result of the microstructure analysis of the experimental ingot No. 2 (Fig. 3), it was shown that the structural component consists of pearlite of different dispersion and lamellar graphite (Fig. 3, a). Graphite, as in ingot No. 1, is lamellar rectilinear (Fig. 3, b, c) with a length of 45 μm. Graphite colonies are mainly distributed evenly and correspond to a score of 3 (GOST 3443), by the number of graphite inclusions ~ 6%. Pearlite dispersion is uniform 1.0 (GOST 3443), which indicates the presence of both coarse-plastic cells and fine-dispersed ones. Also, as in ingot No. 1, a finely dispersed phosphide eutectic with a uniform distribution was detected.

Thus, as a result of the analysis of the microstructure and its comparison with standard requirements, it can be concluded that one of the distinguishing elements is the dispersion of pearlite, which can affect the mechanical properties, in addition to the content of the main strengthening element - carbon.

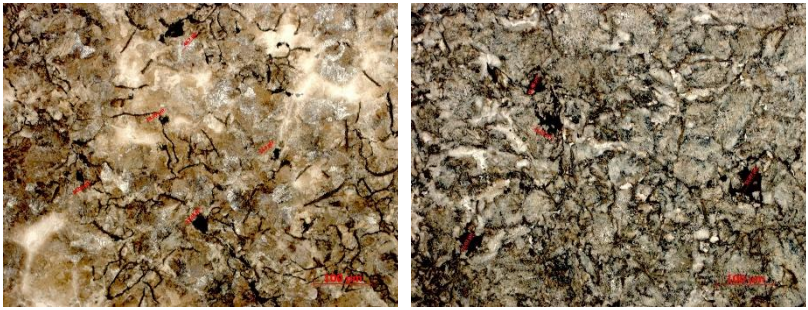
Taking into account minor differences in the microstructure, an additional analysis was carried out, namely, measuring the size of graphite cells and their number (Fig. 4). The analysis showed that in the field of view of the control ingot No. 1, 5 cells with a diameter of 14-40 μm were detected, in ingot No. 2, 4 cells were detected, but with a larger diameter from 25 to 52 μm.

Taking into account the analysis of graphite cells, it was found that the presence of larger cells with a lower carbon content plays a significant role in the indicators of bulk hardness, namely, a decrease in this characteristic. When testing for tensile strength, the tensile strength is lower, probably this is also due to the size of the graphite cells. It should also be noted that the presence of larger graphite cells in ingot No. 2 may be one of the reasons for the smelting conditions and longer dissolution and redistribution of graphite, which had a larger cross-section.



a b c

Figure 3 - Microstructure of test ingot No. 2



a b

Figure 4 – Graphite in test samples No. 1 (a) and No. 2 (b)

Conclusions

1. It was established that the microstructure of the studied synthetic gray cast iron is represented by a pearlite matrix with evenly distributed lamellar graphite and phosphide eutectic.

2. An increase in the size of graphite cells contributes to stress

concentration and a decrease in the tensile strength.

3. The level of hardness is determined mainly by the state of the pearlite matrix and the chemical composition of the alloy, while the influence of graphite morphology is secondary.

4. The mechanical properties of gray cast iron are formed under the complex influence of the chemical composition, cooling rate and geometry of castings, which must be taken into account when developing casting technologies for parts of various cross-sections.

Перелік посилань / References

1. Riposan, I., Chisamera, M., & Stan, S. (2013). Enhanced quality in electric melt grey cast irons. *ISIJ International,* (53), 1683–1695. https://doi.org/10.2355/isijinternational.53.1683

2. Kukartsev, V. A., Cherepanov, A. I., Kukartsev, V. V., Mikhalev, A. S., & Makarchuk, I. Y. (2021). Increasing the efficiency of production of synthetic cast iron. *Key Engineering Materials*, 904, 3–8. https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.904.3

3. Futas, P., Pribulova, A., Petrik, J., Pokusova, M., & Junakova, A. (2018). The study of synthetic cast iron quality made from steel scrap. In: *Proceedings of the 18th International Multidisciplinary Scientific GeoConference Surveying Geology and Mining Ecology Management*. Albena, Bulgaria, 2018. Pp. 321–329. https://doi.org/10.5593/sgem2018/1.2

4. Snigir, A. N., Savitsky, E. M., Saikin, V. T., & Petrov, G. B. (1985). Control over the process of formation of the structure and properties of cast iron by thermal analysis method. *Thermochimica Acta*, (93), 657–660. https://doi.org/10.1016/0040-6031(85)85103-9

5. Dey, A. K. (2018) Energy efficiency model for induction furnace. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, (302), 012047. https://doi.org/10.1088/1757-899X/302/1/012047

6. Futas, P., Brezinová, J., Pástor, M., & Pribulova, A. (2025). Reducing Residual Stresses in Synthetic Cast Iron by Ti Microalloying. *Metals*, 15(5), 520. https://doi.org/10.3390/met15050520

7. Shin, M. W., Jang, G. H., Kim, J. K., Kim, H. Y., & Jang, H. (2012). The Effect of Residual Stress on the Distortion of Gray Iron Brake Disks. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 22(4), 1129–1135. https://doi.org/10.1007/s11665-012-0397-7

8. Bertodo, R. (1970). Grey cast irons for thermal-stress applications. *Journal of Strain Analysis*, 5(2), 98–109. https://doi.org/10.1243/03093247v052098

9. Lundberg, M. (2018). *Residual Stresses, Fatigue and Deformation in Cast Iron*. Linköping University

10. Sai, Q., Hao, J., Wang, S., & Wang, Z. (2023). Improving the properties of gray cast iron by laser surface modification. *Materials*, 16(16), 5533. https://doi.org/10.3390/ma16165533

11. Hanqi, H., & Qujie, Z. (1993). Effect of nitrogen on matrix structure of gray cast iron. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, (6), 370–372

12. Kagawa, A., & Okamoto, T. (2011). *Partition of alloying elements in*

freezing cast irons and its effect on graphitization and nitrogen blowhole formation. – Ibaraki: The Institute of Scientific and Industrial Research, Osaka University

13. Futas, P., Jelč, I., Vasková, I., Fedorko, G., Molnár, V., Kačmáry, P. (2013). The gist of thermal stresses of cast iron castings. *Manufacturing Technology*, (13), 173–178

Т. П. Карпова[1,*], старший викладач, ORCID 0000-0002-9633-7876
Н. О. Григор'єва[2], старший викладач, ORCID 0009-0004-4799-7458

[1] *Український державний університет науки і технологій*
[2] *Фаховий коледж зварювання та електроніки імені Є.О. Патона*

* *Автор для листування: t.p.karpova@ust.edu.ua*

ЗАКОНОМІРНОСТІ ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ТА МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ СІРОГО ЧАВУНУ ЗАЛЕЖНО ВІД УМОВ ОХОЛОДЖЕННЯ ТА ПЕРЕРІЗУ ВИЛИВКІВ

Анотація. Сірий чавун є одним із базових ливарних матеріалів в промисловості, що широко застосовується для виготовлення деталей автомобільної, машинобудівної та залізничної техніки завдяки поєднанню високих ливарних властивостей, задовільних механічних характеристик і відносно низької собівартості. В умовах зростання вартості первинної сировини та підвищених вимог до ресурсоефективності все більшого поширення набуває технологія виплавки синтетичного сірого чавуну з використанням сталевого брухту в індукційних печах. Разом із технологічними перевагами такий підхід зумовлює специфічні особливості формування мікроструктури виливків, особливо за наявності змінних умов охолодження. Одним із ключових факторів, що визначає структуру та властивості синтетичного сірого чавуну, є переріз виливків, який безпосередньо впливає на швидкість тепловідведення під час кристалізації та подальшого охолодження. Нерівномірність теплових умов може призводити до зміни дисперсності перлітної матриці, морфології графітових включень і, як наслідок, до варіацій механічних властивостей матеріалу. Комплекс досліджень включав контроль твердості за методом Бринелля, визначення границі міцності при розтягуванні, а також металографічний аналіз. Встановлено, що мікроструктура досліджуваного матеріалу представлена перлітною матрицею з пластинчастим графітом і дрібнодисперсною фосфідною евтектикою. Показано, що збільшення перерізу виливка супроводжується зниженням швидкості охолодження, що проявляється у зменшенні однорідності перлітної матриці та збільшенні розмірів графітових осередків. Виявлено, що більші графітові включення сприяють зниженню границі міцності при розтягуванні внаслідок концентрації напружень, тоді як рівень твердості визначається переважно станом перлітної матриці та хімічним складом сплаву. Отримані результати мають практичне значення для оптимізації технологічних режимів лиття синтетичного сірого чавуну, зокрема при проєктуванні деталей різного перерізу та виборі умов охолодження з метою забезпечення заданого комплексу механічних властивостей.

Ключові слова: сірий чавун, механічні властивості, вуглець, твердість, розтягування, мікроструктура.

Посилання для цитування: Карпова Т. П., Григор'єва Н. О. Закономірності формування структури та механічних властивостей сірого чавуну залежно від умов охолодження та перерізу виливків. *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії.* 2026. Вип. 40. С. 186-194. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-011

Рукопис надійшов до редакції / Received 26.02.2026
Рекомендовано до друку / Accepted 28.05.2026
Опубліковано / Published 30.05.2026

ISSN 2522-9117 (print), ISSN 2786-6149 (online)
"Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії". 2026. Випуск 40
"Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy". 2026. Issue 40

https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-012

УДК 669.35:620.193

Т. В. Кімстач[1,*] к.т.н., доцент, ORCID 0000-0002-8993-201X
С. І. Реп'ях[1], д.т.н., професор, ORCID 0000-0003-0203-4135

[1] *Український державний університет науки і технологій*

[*] *Автор для листування: t.v.kimstach@ust.edu.ua*

КОРОЗІЯ БРОНЗ У ВОЛОГОМУ ПОВІТРІ ТА СОЛЯНОМУ ТУМАНІ

Анотація. *Вступ.* Корозія – це широко поширена проблема, яка найбільш гостро стоїть для металевих виробів. Наслідками корозії можуть бути соціальні та екологічні проблеми, аварії і катастрофи техногенного походження тощо. Одним з напрямків вирішення цієї проблеми є використання для виготовлення литих виробів конструкційної бронзи, що стійка, зокрема, в природних газових середовищах. *Проблематика.* Перспективною бронзою з цього питання є нова конструкційна немагнітна бронза БрА7К2О1,5Мц0,3 корозійна стійкість якої на сьогодні не досліджена. *Мета.* Визначити кінетику та швидкість непов'язаної корозії у вологому повітрі та соляному тумані при 40 °С бронз марок БрА10Ж4Н4, БрА9Ж3Л, БрО6Ц6С3, а також бронзи марки БрА7К2О1,5Мц0,3 до та після її термічної обробки. *Матеріали та методи.* В роботі використовували литі зразки ∅40×10 мм з бронз БрА10Ж4Н4, БрА9Ж3Л, БрО6Ц6С3, а також бронзи БрА7К2О1,5Мц0,3 до та після її термічної обробки. Кінетику корозії визначали шляхом вимірювання зміни мас зразків впродовж 28 діб. Масу зразків вимірювали на аналітичних вагах. Швидкість корозії розраховували з урахування щільності бронз у зразках, яку визначали за результатами їх гідростатичного зважуванням у воді. *Результати.* У вологому повітрі при 40 °С (за прийнятою методикою досліджень) всі використані в даній роботі бронзи є абсолютно стійкими. В соляному тумані при 40 °С з числа досліджених бронз, за десятибальною шкалою оцінювання корозійної стійкості, бронза БрА10Ж4Н4 має 1-й бал стійкості, бронза БрА7К2О1,5Мц0,3 – 1…2-й бал стійкості, бронза БрО6Ц6С3 – 4-й бал стійкості, бронза БрА9Ж3Л – 5-й бал стійкості. Характерною рисою для кінетики корозії всіх бронз у вологому повітрі та окремих бронз в соляному тумані (крім бронз марок БрА9Ж3Л та БрО6Ц6С3) є пасивація їх поверхні через певний час знаходження у прийнятих в дослідженнях умовах та середовищах. *Висновки.* Отримані дані дають змогу визначити можливості та доцільність використання виробів з литої немагнітної стійкої до корозії бронзи БрА7К2О1,5Мц0,3 замість алюмінієвих магнітних та немагнітних олов'яних бронз. Використання литих деталей з такої бронзи дозволить розширити технічні та експлуатаційні можливості, підвищити

© Т. В. Кімстач, С. І. Реп'ях, 2026

Це стаття відкритого доступу за ліцензією CC BY-NC-ND 4.0
https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/legalcode.uk

надійність та довговічність використання існуючої або нової техніки, приладів тощо.

Ключові слова: бронза, вологе повітря, соляний туман, корозія, кінетика, швидкість корозії, литі вироби.

Посилання для цитування: Кімстач Т. В., Реп'ях С. І. Корозія бронз у вологому повітрі та соляному тумані. *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії.* 2026. Вип. 40. С. 195-212. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-012

Постановка проблеми

Корозія – небажаний і неминучий процес руйнування більшості металевих виробів (деталей, конструкцій тощо), які безпосередньо контактують з природними або техногенними середовищами. Процес корозії починає свій розвиток з поверхонь виробів і може поширюватися вглиб матеріалу. Як результат, з часом свого розвитку це явище стає причиною значної економічної шкоди та втрат. Зокрема, за даними [1] збитки від корозії світової економіки щорічно складають приблизно 2500 мільярдів доларів Сполучених Штатів Америки, що еквівалентно, приблизно, 3% світового внутрішньо валового продукту.

В числі найбільш небезпечних, з точки зору корозійного руйнування, деталі, конструкції та інші металеві вироби, які безпосередньо контактують з морською водою, соляним туманом (морська авіація, плавзасоби, припортові споруди, установки для опріснення морської води, насоси, фітинги, тощо) або з комбінованими середовищами (металеві вироби в нафтовій, хімічній та інших промислових галузях). Результат такого впливу – зниження конструкційної міцності, надійності, довговічності, ремонтопридатності та працездатності металевих виробів, що часто буває пов'язане з появою загрози безпеці як для життя людей, так і для навколишнього середовища [2-4].

Атмосферна корозія – найпоширеніший тип корозії металевих виробів які експлуатують в атмосферних умовах і поділяють на суху континентальну, морську чисту, морську індустріальну, індустріальну, індустріальну підвищеної забрудненості. Крім цього, оскільки основним чинником, що визначає механізм і швидкість атмосферної корозії, є не тільки ступінь забруднення поверхні металу, але і ступінь зволоження, то атмосферну корозію за ступенем зволоженості поверхні розділяють на суху, вологу і мокру.

З точки зору швидкості корозійного руйнування мокра атмосферна корозія, яка відбувається при відносній вологості повітря близько 100%, є найбільш агресивним типом. При товщині плівки води до 0,1 мкм (волога) і понад 10 мкм (мокра) корозія проходить за електрохімічним

механізмом з кисневою деполяризацією. Мінімальну швидкість корозійного руйнування металеві вироби мають при сухій атмосферній корозії, яка проходить за механізмом хімічної корозії. Зі збільшенням товщини плівки води (вологи) на поверхні металевих виробів відбувається перехід механізму корозії від хімічного до електрохімічного. У зв'язку з цим зростає і швидкість корозії [5].

Корозійні процеси характеризуються великою різноманітністю умов та середовищ протікання. Зокрема, за типом агресивних середовищ, корозію поділяють на газову (при низькій та високій температурі), атмосферну, в неелектролітах (в дистильованій воді, розплаві сірки, рідкому паливі тощо), в електролітах (вода сольова, кислотна, лужна, морська, прісна і т.д.), підземну (в ґрунтах), мікробіологічну (в продуктах життєдіяльності бактерій, плісняви, грибків), електрокорозію, під дією блукаючих струмів, тощо.

При цьому за умовами протікання корозійного процесу розрізняють корозію контактну, щілинну, при неповному та повному зануренні в середовище, пов'язану і непов'язану, в стоячому та рухливому середовищі, при терті, міжкристалічну, під напругою тощо. За характером руйнування корозію поділяють на суцільну, рівномірну, нерівномірну, вибіркову, локальну, водневу (корозійну крихкість), а також таку, яка охоплює окремі ділянки (плямами, виразкова, точкова, наскрізна, міжкристалічна). В зв'язку з такою величезною різноманітністю умов проходження корозії, на сьогодні, корозійні процеси однозначно класифікують лише за механізмом протікання, розділяючи їх хімічні та електрохімічні [6].

Корозія більшості металів та сплавів промислового призначення не проходить у сухому повітрі, тобто, при відносній вологості повітря менше 45% [7]. При більшій відносній вологості водяна пара з повітря конденсується на будь-якій більш холодній поверхні, що створює умови для проходження електрохімічних реакцій на поверхні металевих виробів і, відповідно, їх корозії. При цьому, швидкість корозії різко прискорюють розчинні у воді (конденсаті) гази (кисень, аміак, сірководень і т.п.), аерозолі, солі, пил тощо [8, 9]. Джерелом забруднювачів природного конденсату може бути, наприклад, сіль, яка потрапляє в повітря з сумішей, що використовують для зледеніння автомобільних доріг, з соляного туману у прилеглих до моря районах, з ґрунтових солончаків, гірських порід, виробничих викидів, мінеральних добрив тощо [10-13].

Таким чином, корозія є актуальною технічною та економічною проблемою сучасності, вирішення якої забезпечить надійність та продовження терміну служби металевих виробів і тим самим призведе до мінімізації ризику виникнення екологічних проблем і можливих

катастроф, а її вирішення, зокрема, знаходиться в площині розробки нових конструкційних сплавів стійких до корозії в природних середовищах.

Аналіз останніх досліджень та публікацій

Висока корозійна стійкість алюмінієвої бронзи у вологому повітрі обумовлена існуванням на її поверхні щільної, суцільної та міцно прилеглої до неї плівки з оксидів алюмінію яка на виробах з алюмінієвої бронзи існує ще до їх контакту з вологою. За наявності в хімічному складі бронзи кремнію, титану, хрому тощо. до складу вихідної захисної плівки можуть входити оксиди цих та подібних хімічних елементів.

У разі контакту виробів з алюмінієвої бронзи з соляним туманом захисна плівка на їх поверхні складається як з оксидів алюмінію, так і оксидів міді. При цьому, частина плівки з оксидів міді формується за анодно катодною реакцією де анодна реакція являє собою окислення міді, а катодна реакція – відновлення кисню. За даними [14-16] захисна плівка на алюмінієвій бронзі також може складатися з оксиду міді (I) та гідроксиду алюмінію, які утворюються на поверхні бронзових виробів відповідно до наступних хімічних реакцій:

$$O_2 + 2H_2O + 4e^- \rightarrow 4OH^-, \quad (1)$$

$$Cu + 2Cl^- \rightarrow CuCl_2^- + e^-, \quad (2)$$

$$2CuCl_2^- + 2OH^- \rightarrow Cu_2O + H_2O + 4Cl^-, \quad (3)$$

$$Al + 4Cl^- \rightarrow AlCl_4^- + e^-, \quad (4)$$

$$AlCl_4^- + 3H_2O \rightarrow Al(OH)_3 + 3H^+ + 4Cl^- \quad (5)$$

Ефект уповільнення швидкості корозії алюмінієвих бронз у соляному тумані та морській воді пояснюється формуванням на їх поверхні суцільної пасивної плівки оксидів [15, 17, 18]. На думку авторів роботи [19], така плівка може мати два шари – зовнішній з оксиду міді та внутрішній з оксиду алюмінію.

За даними [20], корозійні процеси алюмінієвої бронзи під тонкими шарами електроліту (водний розчин NaCl) істотно відрізняються від подібних процесів, що проходять у великій масі електроліту (морській воді). Встановлено, що швидкість корозії алюмінієвої бронзи збільшується зі зниженням товщини шару електроліту на ранній стадії корозії та визначається швидкістю дифузії кисню через шар електроліту. З накопиченням продуктів корозії на поверхні бронзи змінюється і швидкість її корозії. При цьому, захисна плівка на поверхні бронзи набуває багатошарової структури, що складається з продуктів корозії, серед яких перший шар (шар, що контактує безпосередньо в поверхнею бронзи) складається з $A1_2O_3$, другий шар – із суміші Cu_2O і

CuCl, третій шар (зовнішній шар) – із суміші хімічних сполук серед яких $Cu(OH)Cl_3$, $Cu_2(OH)_2CO_3$, $Cu_4(OH)_6SO_4$, $Al_4SO_4(OH)_{10}\cdot 4H_2O$, $Al_2(OH)_5Cl$.

Як і у інших сплавів, корозійна стійкість алюмінієвої бронзи багато в чому залежить від її хімічного та фазового складу, оскільки в багатокомпонентних алюмінієвих бронзах в складі захисного шару можуть бути присутніми оксиди та гідроксиди і інших компонентів бронз, зокрема, оксиди кремнію, нікелю, заліза, олова, тощо, які певним чином впливають на фізико-хімічні властивості захисної плівки і, відповідно, на тип та швидкість корозії бронзи. Зокрема, в вологому повітрі за наявності контакту міді із залізистою або залізовмісною фазою в бронзі виникає гальванічна пара, де менш хімічно активна мідь виступає в ролі катода, а залізо – анода. З появою такої гальванічної пари проходять анодно-катодні процеси, які завершуються виникненням нових хімічних сполук відповідно до наступних хімічних реакцій:

$$Fe^{2+} + 2OH^- \leftrightarrow Fe(OH)_2, \quad (6)$$

$$4Fe(OH)_2 + O_2 + H_2O \leftrightarrow 4Fe(OH)_3, \quad (7)$$

$$2Fe(OH)_3 \leftrightarrow Fe_2O_3 + 3H_2O. \quad (8)$$

Згодом, гідроксид заліза (II) окислюється киснем повітря, перетворюючись на іржу ($mFe_2O_3\cdot nFeO\cdot pH_2O$) в місцях виходу залізистої фази на поверхню бронзи.

На поверхні виробів із олов'яної бронзи при контакті з атмосферним повітрям формується щільна плівка діоксиду олова. У міру збільшення вмісту олова в бронзі та тривалості знаходження виробу на повітрі плівка діоксиду олова стає все щільнішою та товстішою. З часом, це приводить до зменшення швидкості корозії олов'яної бронзи, тобто, до підвищення її корозійної стійкості.

Незважаючи на нескінчену можливість відновлення захисної плівки після механічних ушкоджень поверхні бронзових виробів цієї здатності не завжди виявляється достатнім для збереження бронзовими виробами високої стійкості до корозії. У таких випадках поверхні бронзових виробів оксидують, фосфатують, воронять, вкривають лакофарбами, еластичною пластмасою, смолою, гумою, емаллю тощо, обробляють інгібіторами, використовують вакуумне напилення, лазерну обробку поверхні тощо [21-23].

Незважаючи на різновиди та поширеність таких способів захисту від корозії відходи використання таких покриттів є також певною екологічною небезпекою. Зокрема, у лакофарбових покриттів біологічно небезпечними є їх розчинники органічного походження, у гальванічних покриттів – стічні води, які містять біологічно активні

аніони та важкі метали, залишки ціанистих солей або комплексоутворювачів при використанні неціанистих електролітів [24]. Крім цього, захист цими способами припустимий не для всіх умов використання металевих виробів, що вимагає розробки нових стійких до корозії в різних середовищах сплавів з необхідним рівнем преференційних експлуатаційних та споживчих властивостей.

Мета дослідження

Визначити кінетику та швидкість непов'язаної корозії у вологому повітрі та соляному тумані при 40 °С бронз марок БрА10Ж4Н4, БрА9Ж3Л, БрО6Ц6С3, а також бронзи марки БрА7К2О1,5Мц0,3 до та після її термічної обробки (т/о).

Матеріали, обладнання, методи та методики досліджень

Плавку бронз проводили в індукційній печі з графітовим тиглем. В якості шихтових матеріалів використовували наважки міді катодної марки М2 (ДСТУ 3211-2009), алюмінію марки Al99,7 (ДСТУ ISO 209-1:2002), кремнію марки Кр1 (ДСТУ 2963-94), олова марки О1 (ДСТУ EN 610:2004); марганцю металевого марки Мн95 і силікомарганцю МнС17 ДСТУ (16591.4:2009).

Плавки проводили під шаром деревного вугілля. Після розплавлення наважок шихти температуру розплаву в тиглі підвищували до 1210±10 °С, розкислювали марганцем або силікомарганцем, видаляли з дзеркала розплаву залишки деревного вугілля і заливали у піщану (94% кварцового піску і 6% рідкого скла, за масою) ливарну форму. Виливки циліндричної форми ∅50×190 мм після заливки витримували в ливарних формах до вибивання впродовж 24 годин. Після охолодження з виливків вирізали зразки у вигляді шайб ∅40×(8…10) мм для визначення щільності бронз, проведення їх хімічного аналізу і іспитів на корозійну стійкість. Хімічний склад бронз визначали на аналізаторі EXPERT 4L, масу зразків визначали зважуванням на електронних вагах з точністю 0,01 г, розміри зразків вимірювали штангенциркулем з точність 0,01 мм.

Щільність зразків визначали гідростатичним методом. Для цього зважували зразки на повітрі та в дистильованій воді при 20 °С. За результатами зважування проводили розрахунки щільності бронз за формулою, г/см^3:

$$\rho = m_П \cdot (m_П - m_В)^{-1}, \quad (9)$$

де $m_П$, $m_В$ – маса зразка на повітрі і в дистильованій воді відповідно, г.

Термічну обробку зразків бронзи БрА7К2О1,5МЦ0,3 проводили за наступним режимом:

- нагрівання з кімнатної температури до 760±10 °С;

- ізотермічна витримка при 760±10 °С впродовж 40 хв;
- загартування у воді з температурою 20 °С при співвідношенні маси зразка до маси води 1/20;
- старіння при 300±5 °С впродовж 70±5 хв з послідуючим охолодженням на повітрі.

В більшості випадків досліджень процесів корозійної стійкості відсутня можливість точного дотримання часу впливу таких природних газових середовищ у випробувальній камері з передбачуваним терміном служби металу (сплаву). Тим не менш, проведення прискорених підвищеною температурою випробувань у контрольованому газовому середовищі дозволяють встановити їхню здатність протистояти корозії, що є актуальним завданням необхідного для вибору найбільш відповідного сплаву для роботи в конкретних умовах. При цьому, для характеристики швидкості течії корозії найбільш часто використовують прямі показники - показник зміни маси або глибинний показник.

Показник зміни маси – співвідношення зміни маси зразка сплаву, обумовлене його корозією, до площі поверхні зразка та часу випробувань, г/(м^2·рік). При цьому, якщо під час іспитів маса зразка зменшується, то для визначення швидкості корозії використовують від'ємний, у разі якщо продукти корозії залишаються на поверхні зразку - використовують додатний масовий показник.

Глибинний показник – співвідношення товщини поверхневого шару зразка, ураженого корозією на час випробувань, мм/рік.

На глибинний показник швидкості корозії найчастіше використовують для оцінювання корозійної стійкості металів і сплавів. Зокрема, в США Національна асоціація інженерів-корозіоністів (National Association of Corrosion Engineers (NACE) International) використовує 5 бальну шкалу, яка приведена в табл. 1.

Таблиця 1 – П'ятибальна шкала США для оцінювання корозійної стійкості металів і сплавів

Група стійкості металів і сплавів	Швидкість корозії, мм/рік	Бал
Дуже стійкі	<0,1	1
Стійкі	0,1 – 1,0	2
Зниженої стійкості	1,1 – 3,0	3
Малостійкі	3,1 – 10,0	4
Нестійкі	>10,1	5

В Україні корозійну стійкість металів і сплавів оцінюють за 10-бальною шкалою, яка приведена в табл. 2.

В даній роботі для визначення кінетики корозії застосовували показник зміни маси зразків за час іспитів, а для визначення швидкості корозії – показник глибинної корозії. При цьому, бал корозійної

стійкості зразків визначали за шкалою табл. 2.

Таблиця 2 – Десятибальна шкала для оцінювання корозійної стійкості металів і сплавів

Група стійкості металів і сплавів	Швидкість корозії, мм/рік	Бал
Абсолютно стійкі	<0,001	1
Дуже стійкі	0,001-0,005	2
	0,005-0,010	3
Стійкі	0,010-0,050	4
	0,050-0,100	5
Знижено стійкі	0,100-0,500	6
	0,500-1,000	7
Малостійкі	1,0-5,0	8
	5,0-10,0	9
Нестійкі	>10,0	10

Для визначення швидкості корозії зразки дослідних бронз витримували впродовж 28 діб в клімат-камері в середовищі вологого повітря та соляного туману який утворювався з 3,5 % за масою водному розчині NaCl при температурі 40 °С і відносній вологості 90%. Періодичність зважування зразків на аналітичних вагах становила 7 діб.

З метою виключення впливу інкубаційного періоду та початкового періоду нестабільної зміни маси зразків, швидкість корозії в соляному тумані розраховували за даними втрати їх маси в період з 21 до 28 доби іспитів за формулою, мм/рік:

$$W = 365\cdot(m_{21}-m_{28})/(S\cdot\rho\cdot\tau), \quad (10)$$

де S - площа поверхні зразка, см^2, ρ - щільність бронзового зразка, г/см^3; τ - контрольний проміжок часу іспитів (τ = 7 діб).

Нерозчинні у воді шари кристалів на поверхні зразків класифікували за кольором, виходячи з наступного:

- оксид міді (II) – кристали чорного кольору (CuO);
- оксид міді (I) – кристали червоного, червоно-коричневого кольору (Cu_2O);
- хлорид міді (II) – кристали блакитно-зелених відтінків ($CuCl_2$);
- хлорид міді (I) – кристали білого кольору або з зеленуватим відтінком (CuCl);
- оксид олова (II) – кристали чорного-синього або коричнево-чорного кольору (SnO).

Кінетику непов’язаної корозії бронз визначали шляхом вимірювання зміни маси зразків бронз у часі, які знаходились у вологому повітрі при 40 °С при відносній вологості 90% впродовж 28 діб.

Для визначення синергетичного впливу легуючих компонентів

бронзи БрА7К2О1,5МЦ0,3 на її корозійну стійкість використали критерій K_R [25]:

$$K_R = (1 - 0{,}01 \cdot nn) \cdot \frac{Al - Si - Mn}{(1 + Sn)^2}, \quad (11)$$

де nn – масовий вміст небажаних домішок в бронзі, %; Al, Si, Mn, Sn – відповідно, масовий вміст алюмінію, кремнію, марганцю і олова в бронзі, %.

Результати дослідження

Хімічний склад досліджуваних бронз та результати розрахунку величин критерію K_R за формулою (11) для бронзи БрА7К2О1,5Мц0,3 наведено в табл. 3.

Таблиця 3 – Хімічний склад досліджуваних бронз та величини K_R для бронзи БрА7К2О1,5Мц0,3

Марка бронзи	Масовий вміст хімічних елементів у бронзах, %							K_R
	Cu	Al	Si	Mn	Sn	Інші	nn	
БрА10Ж4Н4	81,683	10,05	–	–	–	Fe - 3,98, Ni - 3,95	0,337	–
БрА9Ж3Л	87,506	9,12	–	–	–	Fe - 3,07	0,304	–
БрО6Ц6С3	84,555	–	–	–	5,97	Zn - 6,05, Pb - 3	0,425	–
БрА7К2О1,5Мц0,3	88,600	7,42	1,67	0,400	1,64	–	0,270	0,77
	89,500	6,40	1,62	0,382	1,76	–	0,338	0,57
	88,520	6,21	2,48	0,211	2,19	–	0,390	0,34

Результати визначення щільності та площі поверхні зразків надано в табл. 4.

Вигляд зразків бронз після їх витримки у вологому повітрі при 40 °С впродовж 28 діб представлений на рис. 1, а залежності зміни їх маси в часі за період іспитів представлені на рис. 2.

З результатів аналізу зображень на рис. 1 та ходу залежностей на рис. 2 випливає, що всі досліджувані бронзи абсолютно стійкі у вологому повітрі, оскільки за час випробувань, по-перше, жодна бронза практично не змінила свій вихідний колір та відтінок, по-друге, за час випробувань не відбулося зменшення маси жодного зі зразків.

Як випливає з аналізу перебігу залежностей на рис. 2, на всіх зразках за час випробувань спостерігається збільшення їхньої маси. При цьому збільшення маси зразків із бронз БрА10Ж4Н4, БрА9Ж3Л і БрО6Ц6С3 починається практично з моменту початку випробувань. У «сирих» зразків з бронзи БрА7К2О1,5Мц0,3 збільшення маси на порядок менше, ніж у зразків з бронз БрА10Ж4Н4, БрА9Ж3Л і БрО6Ц6С3, а на кінетичній кривій зразків з «сирої» бронзи БрА7К2О1,5Мц0,3 присутній певний інкубаційний період - від 7 до 28 і більше днів (див.

залежності 4…6 на рис. 2). У той же час, у зразків з термічно обробленої бронзи БрА7К2О1,5Мц0,3 інкубаційний період або зовсім відсутній або скорочений до 7 днів, а швидкість підвищення їхньої маси у ~3 рази більша, ніж у зразків із «сирої» бронзи БрА7К2О1,5Мц0,3, що пояснюється відмінністю фазового складу бронз, спричиненої проведеною термічною обробкою, за однакового хімічного складу.

Таблиця 4 – Результати визначення щільності та площі поверхні зразків

Індекс	Бронза	K_R	Термічна обробка	Щільність, г/см^3	Площа поверхні, см^2
а	БрА10Н4Ж4Л		–	7,30	34,2963
б	БрА9Ж3Л		–	7,50	37,2915
в	БрО6Ц6С3		–	8,75	37,4229
г	БрА7К5О1,5Мц0,5	0,34	–	7,68	37,5544
д		0,57	–	7,72	35,2985
є		0,77	–	7,70	35,1024
ж		0,34	+	7,68	37,1187
з		0,57	+	7,72	34,5211
і		0,77	+	7,70	35,2909

Примітка: «–» – без термічної обробки, «+» – термічно оброблені

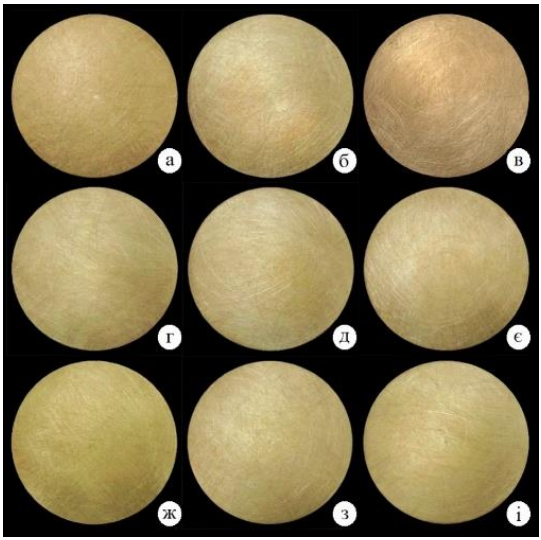


Рисунок 1 – Вигляд зразків бронзи БрА10Ж4Н4 (а), БрА9Ж3Л (б), БрО6Ц6С3 (в), БрА7К2О1,5Мц0,3 (K_R=0,34) (г), БрА7К2О1,5Мц0,3 (K_R=0,57) (д), БрА7К2О1,5Мц0,3 (K_R=0,77) (є), БрА7К2О1,5Мц0,3 (K_R=0,34, т/о) (ж), БрА7К2О1,5Мц0,3 (K_R=0,57, т/о) (з), БрА7К2О1,5Мц0,3 (K_R=0,77, т/о) (і) після їх витримки у вологому повітрі при 40 °С впродовж 28 діб

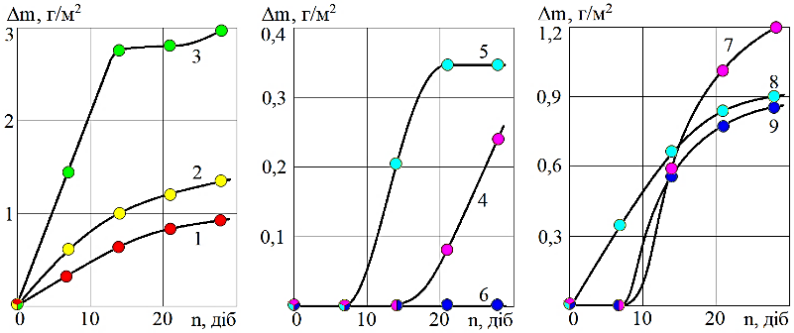


Рисунок 2 – Зміна маси бронз у часі, які знаходились у вологому повітрі при 40 °С: 1 - БрА10Ж4Н4; 2 – БрА9Ж3Л; 3 – БрО6Ц6С3; 4 - БрА7К2О1,5Мц0,3 (K_R=0,34); 5 - БрА7К2О1,5Мц0,3 (K_R=0,57); 6 - БрА7К2О1,5Мц0,3 (K_R=0,77); 7 - БрА7К2О1,5Мц0,3 (K_R=0,34, т/о); 8 - БрА7К2О1,5Мц0,3 (K_R=0,57, т/о); 9 - БрА7К2О1,5Мц0,3 (K_R=0,77, т/о)

Спільним у характері кінетик процесу корозії досліджуваних бронз є уповільнення в часі швидкості приросту маси зразків. Ця закономірність пояснюється тим, що з часом контакту алюмінієвих бронз із вологою атмосферою на їхній поверхні проходить і завершується процес формування суцільної плівки оксидів алюмінію, а на олов'яній бронзі - суцільної плівки оксидів двоокису олова, які для своїх бронз є захисним «бар'єром» від корозійного впливу на них зовнішнього середовища – вологого повітря та його кисню.

Вигляд зразків бронз після їх витримки в соляному тумані повітрі при 40 °С впродовж 28 діб представлений на рис. 3, а залежності зміни їх маси в часі за період іспитів представлені на рис. 4.

З аналізу умов проведення іспитів, зображень на рис. 3 та ходу залежностей на рис. 4 випливає, що за механізмом протікання корозія в соляному тумані має електрохімічну природу і за видом корозійних уражень носить суцільний рівномірний (БрА7К2О1,5Мц0,3), суцільний нерівномірний (БрА10Ж4Н4, БрО6Ц6С3) та суцільний вибірковий (БрА9Ж3Л) характер. При цьому, на відміну від корозії у вологому повітрі, процес корозії у соляному тумані починається для будь яких бронз без інкубаційного періоду, а найбільш вірогідними основними продуктами корозії (виходячи з кольору поверхонь зразків) є оксиди міді.

Спільним у характері кінетик процесу корозії бронз БрА10Ж4Н4 і БрА7К2О1,5Мц0,3 є уповільнення в часі швидкості втрати маси зразків. Вірогідно, що така закономірність зумовлена як зменшенням у часі шорсткості поверхонь досліджуваних зразків, так і завершенням через певний час процесу формування суцільної захисної плівки на їх поверхнях.

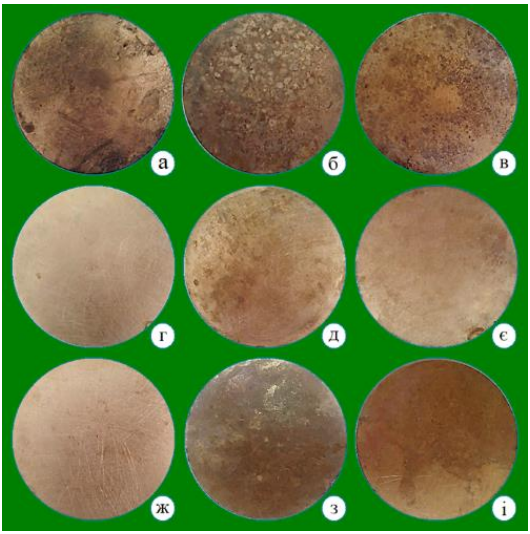


Рисунок 3 – Вигляд зразків бронзи БрА10Ж4Н4 (а), БрА9Ж3Л (б), БрО6Ц6С3 (в), БрА7К2О1,5Мц0,3 (K_R=0,34) (г), БрА7К2О1,5Мц0,3 (K_R=0,57) (д), БрА7К2О1,5Мц0,3 (K_R=0,77) (є), БрА7К2О1,5Мц0,3 (K_R=0,34, т/о) (ж), БрА7К2О1,5Мц0,3 (K_R=0,57, т/о) (з), БрА7К2О1,5Мц0,3 (K_R=0,77, т/о) (і) після їх витримки в соляному тумані при 40 °С впродовж 28 діб

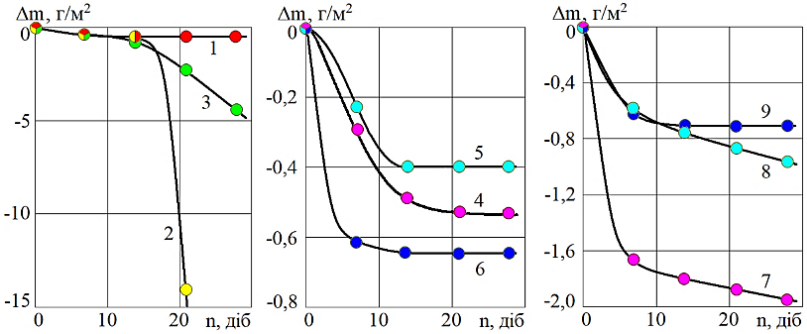


Рисунок 4 – Зміна маси бронз у часі, які знаходились в соляному тумані при 40 °С: 1 - БрА10Ж4Н4; 2 – БрА9Ж3Л; 3 – БрО6Ц6С3; 4 - БрА7К2О1,5Мц0,3 (K_R=0,34); 5 - БрА7К2О1,5Мц0,3 (K_R=0,57); 6 - БрА7К2О1,5Мц0,3 (K_R=0,77); 7 - БрА7К2О1,5Мц0,3 (K_R=0,34, т/о); 8 - БрА7К2О1,5Мц0,3 (K_R=0,57, т/о); 9 - БрА7К2О1,5Мц0,3 (K_R=0,77, т/о)

Гістограма швидкості корозії бронз в соляному тумані при 40 °С представлена на рис. 5, де термічно оброблені зразки бронз позначені як (т/о), а бал корозійної стійкості надано за десятибальною шкалою (див. табл. 2).

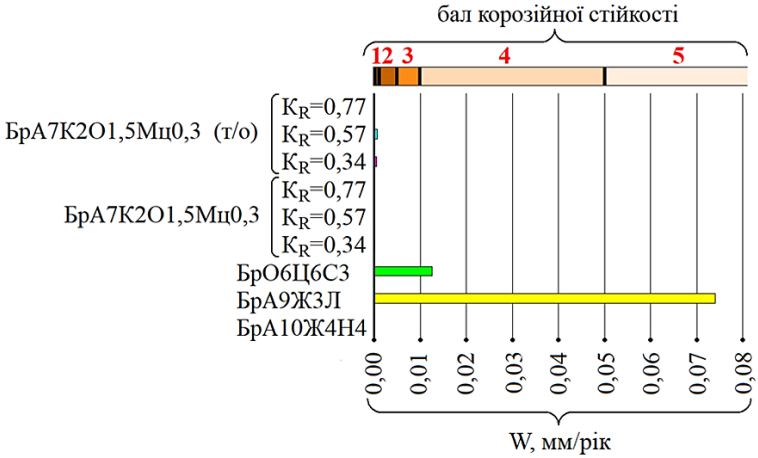


Рисунок 5 – Гістограма швидкості корозії бронз в соляному тумані при 40 °С

З аналізу гістограми на рис. 5 випливає, що за показником швидкості корозії в соляному тумані при 40 °С за десятибальною шкалою бронза БрА10Ж4Н4 та бронзи марки БрА7К2О1,5Мц0,3 в "сирому" стані мають 1-й бал корозійної стійкості, бронзи марки БрА7К2О1,5Мц0,3 в термічно обробленому стані мають 2-й бал корозійної стійкості, бронза БрО6Ц6С3 має 4-й бал корозійної стійкості, а бронза БрА9Ж3Л – 5-й бал корозійної стійкості. Тобто, бронзи марки БрА7К2О1,5Мц0,3 в "сирому" стані можна рекомендувати для виготовлення литих деталей, які працюють в середовищі соляного туману.

Висновки

1. У вологому повітрі всі досліджувані в даній роботі бронзи абсолютно стійкі. Найбільшу стійкість, з числа досліджуваних бронз, мають "сирі" бронзи БрА7К2О1,5Мц0,3 незалежно від змін їх хімічного складу в межах марки.

2. З числа досліджених бронз, за десятибальною шкалою оцінювання корозійної стійкості бронза БрА10Ж4Н4 та бронзи марки БрА7К2О1,5Мц0,3 в "сирому" стані мають 1-й бал корозійної стійкості, бронзи марки БрА7К2О1,5Мц0,3 в термічно обробленому стані мають 2-й бал корозійної стійкості, бронза БрО6Ц6С3 має 4-й бал корозійної стійкості, а бронза БрА9Ж3Л – 5-й бал корозійної стійкості, що є основою рекомендувати використовувати бронзу марки БрА7К2О1,5Мц0,3 в "сирому" стані для виготовлення литих деталей, які працюють в середовищі соляного туману.

3. Характерною рисою кінетики корозії всіх бронз у вологому повітрі та окремих бронз в соляному тумані (крім бронз марок

БрА9Ж3Л та БрО6Ц6С3) є пасивація їх поверхні через певний час знаходження у використаних в дослідженнях умовах.

4. Синергетичний вплив хімічного складу бронзи БрА7К2О1,5Мц0,3 незалежно від наявності чи відсутності її термічної обробки не встановлено.

Перелік посилань

1. The Global Cost and Impact of Corrosion. *Asset Integrity Intelligence. Inspectioneering*. URL: https://inspectioneering.com/news/2016-03-08/5202/nace-study-estimates-global-cost-of-corrosion-at-25-trillion-ann .

2. Disadvantages of Corrosion: Economic, Structural, and More. *CORCON Institute of Corrosion*. URL: https://corrosionindia.org/disadvantages-of-corrosion-economic-structural/?utm_source=chatgpt.com.

3. The influence of the environment and corrosion on the structural integrity of aircraft materials / S. RUSSO et al. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*. 2009. Vol. 32, no. 6. P. 464–472. https://doi.org/10.1111/j.1460-2695.2009.01348.x.

4. Global and economic effects of corrosion - An overview / O. O. Joseph et al. *TECHNOLOGIES AND MATERIALS FOR RENEWABLE ENERGY, ENVIRONMENT AND SUSTAINABILITY: TMREES21Gr*, Athens, Greece. 2022. https://doi.org/10.1063/5.0092286.

5. Experimental Investigation and Modeling of Film Flow Corrosion / M. C. Ilie et al. *Metals*. 2023. Vol. 13, no. 8. P. 1425. https://doi.org/10.3390/met13081425.

6. Ibrahimi B. E., Nardeli J., Guo L. An Overview of Corrosion. *Sustainable Corrosion Inhibitors I: Fundamentals, Methodologies, and Industrial Applications*. 2021. Vol. 1403. P. 1 – 19. URL: https://www.researchgate.net/publication/356295146_An_Overview_of_Corrosion.

7. Atmospheric corrosion prediction: a review / Y. Cai et al. *Corrosion Reviews*. 2020. Vol. 38, no. 4. P. 299–321. https://doi.org/10.1515/corrrev-2019-0100.

8. Influence of Air Pollution Factors on Corrosion of Metal Equipment in Transmission and Transformation Power Stations / X. Chen et al. *Atmosphere*. 2022. Vol. 13, no. 7. P. 1041. https://doi.org/10.3390/atmos13071041.

9. Francis R. Humidity and Dew Point: Their Effect on Corrosion and Coatings. *Academia.edu - Find Research Papers, Topics, Researchers*. URL: https://www.academia.edu/17021842/Humidity_and_Dew_Point_Their_Effect_on_Corrosion_and_Coatings.

10. Influence of the Environment on the Atmospheric Corrosion of Bronze / R. Picciochi et al. *Journal of Applied Electrochemistry*. 2004. Vol. 34, no. 10. P. 989–995. https://doi.org/10.1023/b:jach.0000042667.84920.e2.

11. The role of Sn on the long-term atmospheric corrosion of binary Cu-Sn bronze alloys in architecture / T. Chang et al. *Corrosion Science*. 2019. Vol. 149. P. 54–67. https://doi.org/10.1016/j.corsci.2019.01.002.

12. Кімстач Т. В., Узлов К. І., Реп'ях С. І., Солоненко Л. І. Аналіз впливу різних середовищ на корозійну стійкість мідних сплавів. *Металознавство та термічна обробка металів.* 2021, № 3 (94). С. 36–45.

https://doi.org/10.30838/J.PMHTM.2413.010721.36.780.

13. Кімстач Т. В., Узлов К. І., Усенко Р. В., Солоненко Л. І. Корозійна стійкість бронзових виробів. *Стратегія якості в промисловості і освіті*: матеріали**.** XVI Міжнародної конференції, (02–05 червня 2021 р. м. Варна, Болгарія). Варна: ТУ–Варна, 2021. С. 78–83. URL: https://nmetau.edu.ua/file/--sbornik-varna-2021-full.pdf.

14. Schüssler A., Exner H. E. The corrosion of nickel-aluminium bronzes in seawater–II. The corrosion mechanism in the presence of sulphide pollution. *Corrosion Science*. 1993. Vol. 34, no. 11. P. 1803–1815. https://doi.org/10.1016/0010-938x(93)90018-c.

15. Wharton J. A., Stokes K. R. The influence of nickel–aluminium bronze microstructure and crevice solution on the initiation of crevice corrosion. *Electrochimica Acta*. 2008. Vol. 53, no. 5. P. 2463–2473. https://doi.org/10.1016/j.electacta.2007.10.047.

16. Flow influenced electrochemical corrosion of nickel aluminium bronze. Part I. Cathodic polarisation / G. Kear et al. *Journal of Applied Electrochemistry*. 2004. Vol. 34, no. 12. P. 1235–1240. https://doi.org/10.1007/s10800-004-1758-1.

17. The corrosion of nickel–aluminium bronze in seawater / J. A. Wharton et al. *Corrosion Science*. 2005. Vol. 47, no. 12. P. 3336–3367. https://doi.org/10.1016/j.corsci.2005.05.053.

18. Kear G., Barker B. D., Walsh F. C. Electrochemical corrosion of unalloyed copper in chloride media – a critical review. *Corrosion Science*. 2004. Vol. 46, no. 1. P. 109–135. https://doi.org/10.1016/s0010-938x(02)00257-3.

19. Ferrara R. J., Caton T. E. Review of dealloying of cast aluminum bronze and nickel-aluminum bronze alloys in sea water service. *Materials Performance*. 1982. Vol. 21, no. 2. P. 30–34.

20. Corrosion Behavior of Aluminum Bronze under Thin Electrolyte Layers Containing Artificial Seawater / Y. Chen et al. *International Journal of Electrochemical Science*. 2015. Vol. 10, no. 11. P. 9056–9072. https://doi.org/10.1016/s1452-3981(23)11160-6.

21. Shanghai Jiao Tong University Press. Materials Corrosion and Protection / ed. By Y. Huang, J. Zhang. De Gruyter, 2018. https://doi.org/10.1515/9783110310054.

22. Traditional and innovative protective coatings for outdoor bronze: Application and performance comparison / B. Salvadori et al. *Journal of Applied Polymer Science*. 2017. Vol. 135, no. 12. P. 46011. https://doi.org/10.1002/app.46011.

23. Multifunctional organic-inorganic hybrid coating for enhanced bronze corrosion protection / W. Wu et al. *Journal of Cultural Heritage*. 2024. Vol. 69. P. 113–125. https://doi.org/10.1016/j.culher.2024.08.003.

24. Kumar V., Dwivedi S. K. Toxicity potential of electroplating wastewater and its bioremediation approaches: a review. *Environmental Technology Reviews*. 2021. Vol. 10, no. 1. P. 238–254. https://doi.org/10.1080/21622515.2021.1983030.

25. Kimstach T. V., Uzlov K. I. Chemical composition influence on mechanical properties of Cu-Al-Si-Sn-Mn system bronze during its solidification in die mold. *System technologies*. 2025. Vol. 2, no. 157. P. 135–145. https://doi.org/10.34185/1562-9945-2-157-2025-14.

References

1. The Global Cost and Impact of Corrosion. *Asset Integrity Intelligence | Inspectioneering*. URL: https://inspectioneering.com/news/2016-03-08/5202/nace-study-estimates-global-cost-of-corrosion-at-25-trillion-ann

2. Disadvantages of Corrosion: Economic, Structural, and More. *CORCON Institute of Corrosion*. URL: https://corrosionindia.org/disadvantages-of-corrosion-economic-structural/?utm_source=chatgpt.com

3. Russo, S., Sharp, P. K., Dhamari, R., Mills, T. B., Hinton, B. R. W., Clark, G., & Shankar, K. (2009). The influence of the environment and corrosion on the structural integrity of aircraft materials. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 32*(6), 464–472. https://doi.org/10.1111/j.1460-2695.2009.01348.x.

4. Joseph, O. O., Banjo, S., Afolalu, S. A., & Babaremu, K. O. (2022). Global and economic effects of corrosion - An overview. *Technologies and materials for renewable energy, environment and sustainability: TMREES21Gr*. AIP Publishing. https://doi.org/10.1063/5.0092286.

5. Ilie, M. C., Maior, I., Raducanu, C. E., Deleanu, I. M., Dobre, T., & Parvulescu, O. C. (2023). Experimental Investigation and Modeling of Film Flow Corrosion. *Metals, 13*(8), 1425. https://doi.org/10.3390/met13081425.

6. Ibrahimi B. E., Nardeli J., Guo L. (2021) An Overview of Corrosion. *Sustainable Corrosion Inhibitors I: Fundamentals, Methodologies, and Industrial Applications*. *1403*, 1 – 19. URL: https://www.researchgate.net/publication/356295146_An_Overview_of_Corrosion.

7. Cai, Y., Xu, Y., Zhao, Y., & Ma, X. (2020). Atmospheric corrosion prediction: a review. *Corrosion Reviews, 38*(4), 299–321. https://doi.org/10.1515/corrrev-2019-0100.

8. Chen, X., Zhang, Z., Zhang, H., Yan, H., Liu, F., & Tu, S. (2022). Influence of Air Pollution Factors on Corrosion of Metal Equipment in Transmission and Transformation Power Stations. *Atmosphere*, *13*(7), 1041. https://doi.org/10.3390/atmos13071041.

9. Francis, R. (2002). *Humidity and Dew Point: Their Effect on Corrosion and Coatings*. Academia.edu – Find Research Papers, Topics Researchers. https://www.academia.edu/17021842/Humidity_and_Dew_Point_Their_Effect_on_Corrosion_and_Coatings.

10. Picciochi, R., Ramos, A. C., Mendonça, M. H., & Fonseca, I. T. E. (2004). Influence of the Environment on the Atmospheric Corrosion of Bronze. *Journal of Applied Electrochemistry, 34*(10), 989 – 995. https://doi.org/10.1023/b:jach.0000042667.84920.e2.

11. Chang, T., Herting, G., Goidanich, S., Sánchez Amaya, J. M., Arenas, M. A., Le Bozec, N., Jin, Y., Leygraf, C., & Odnevall Wallinder, I. (2019). The role of Sn on the long-term atmospheric corrosion of binary Cu- Sn bronze alloys in architecture. *Corrosion Science, 149*, 54 – 67. https://doi.org/10.1016/j.corsci.2019.01.002.

12. Kimstach, T. V., Uzlov, K. I., Repiakh, S. I., & Solonenko, L. I. (2021). Analysis of different environments influence on copper alloys corrosion resistance. *Physical Metallurgy and Heat Treatment of Metals*, (3), 36–45. https://doi.org/10.30838/j.pmhtm.2413.010721.36.780

13. Kimstach, T. V., Uzlov, K. I., Usenko, R. V., & Solonenko, L. I. (2021). Corrosion resistance of bronze products. *Quality strategy in industry and education:*

materials. XVI International Conference, (June 2–5, 2021, Varna, Bulgaria). Varna: TU–Varna, 2021. pp. 78–83. URL: https://nmetau.edu.ua/file/--sbornik-varna-2021-full.pdf

14. Schüssler, A., & Exner, H. E. (1993). The corrosion of nickel-aluminium bronzes in seawater – II. The corrosion mechanism in the presence of sulphide pollution. *Corrosion Science*, *34*(11), 1803–1815. https://doi.org/10.1016/0010-938x(93)90018-c

15. Wharton, J. A., & Stokes, K. R. (2008). The influence of nickel-aluminium bronze microstructure and crevice solution on the initiation of crevice corrosion. *Electrochimica Acta*, *53*(5), 2463 – 2473. https://doi.org/10.1016/j.electacta.2007.10.047

16. Kear, G., Barker, B. D., Stokes, K., & Walsh, F. C. (2004). Flow influenced electrochemical corrosion of nickel aluminium bronze. Part I. Cathodic polarisation. *Journal of Applied Electrochemistry*, *34*(12), 1235–1240. https://doi.org/10.1007/s10800-004-1758-1

17. Wharton, J. A., Barik, R. C., Kear, G., Wood, R. J. K., Stokes, K. R., & Walsh, F. C. (2005). The corrosion of nickel–aluminium bronze in seawater. *Corrosion Science*, *47*(12), 3336– 3367. https://doi.org/10.1016/j.corsci.2005.05.053

18. Kear, G., Barker, B. D., & Walsh, F. C. (2004). Electrochemical corrosion of unalloyed copper in chloride media – a critical review. *Corrosion Science*, *46*(1), 109–135. https://doi.org/10.1016/s0010-938x(02)00257-3

19. Ferrara R. J., Caton T. E. (1982). Review of dealloying of cast aluminum bronze and nickel-aluminum bronze alloys in sea water service. *Materials Performance*. *21*(2), 30–34

20. Chen, Y., Qi, D. M., Wang, H. P., Xu, Z., Yi, C. X., & Zhang, Z. (2015). Corrosion Behavior of Aluminum Bronze under Thin Electrolyte Layers Containing Artificial Seawater. *International Journal of Electrochemical Science*, *10*(11), 9056–9072. https://doi.org/10.1016/s1452-3981(23)11160-6

21. Shanghai Jiao Tong University Press. (2018b). *Materials Corrosion and Protection* (ed. by Y. Huang & J. Zhang). De Gruyter. https://doi.org/10.1515/9783110310054

22. Salvadori, B., Cagnini, A., Galeotti, M., Porcinai, S., Goidanich, S., Vicenzo, A., Celi, C., Frediani, P., Rosi, L., Frediani, M., Giuntoli, G., Brambilla, L., Beltrami, R., & Trasatti, S. (2017). Traditional and innovative protective coatings for outdoor bronze: Application and performance comparison. *Journal of Applied Polymer Science*, *135*(12), 46011. https://doi.org/10.1002/app.46011

23. Wu, W., Zhang, X., Chen, Y., Ji, J., Zhang, F., Guo, J., Zhao, T., Zhu, J., & Luo, H. (2024). Multifunctional organic-inorganic hybrid coating for enhanced bronze corrosion protection. *Journal of Cultural Heritage*, *69*, 113–125. https://doi.org/10.1016/j.culher.2024.08.003

24. Kumar, V., & Dwivedi, S. K. (2021). Toxicity potential of electroplating wastewater and its bioremediation approaches: a review. *Environmental Technology Reviews*, *10*(1), 238–254. https://doi.org/10.1080/21622515.2021.1983030

25. Kimstach, T. V., & Uzlov, K. I. (2025). Chemical composition influence on mechanical properties of Cu-Al-Si-Sn-Mn system bronze during its solidification in die mold. *System technologies*, *2*(157), 135–145. https://doi.org/10.34185/1562-9945-2-157-2025-14

T. V. Kimstach[1,*], Ph. D. (Tech.), Assoc. Prof., ORCID 0000-0002-8993-201X
S. I. Repyakh[1], D. Sc. (Tech.), Professor, ORCID 0000-0003-0203-4135

[1] *Ukrainian State University of Science and Technologies*

[*] *Corresponding author: t.v.kimstach@ust.edu.ua*

CORROSION OF BRONZES IN HUMID AIR AND SALT FOG

Abstract. *Introduction.* Corrosion is a widespread issue that is particularly critical for metal products. The consequences of corrosion may include social and environmental problems, accidents, and man-made disasters, among others. One of the approaches to addressing this problem is the use of structural bronze for manufacturing cast products, as it is resistant, particularly in natural gaseous environments. *Problem.* A promising bronze in this regard is the new structural non-magnetic bronze BrA7K2O1,5Mts0,3, whose corrosion resistance has not yet been studied. *Purpose.* To determine the kinetics and rate of unrelated corrosion in humid air and salt fog at 40 °C for bronzes of grades BrA10Zh4N4, BrA9Zh3L, BrO6Ts6S3, as well as BrA7K2O1,5Mts0,3 bronze before and after heat treatment. *Materials and Methods.* The study used cast samples of Ø40×10 mm made of BrA10Zh4N4, BrA9Zh3L, BrO6Ts6S3 bronzes, as well as BrA7K2O1,5Mts0,3 bronze before and after heat treatment. Corrosion kinetics were determined by measuring the change in sample mass over a period of 28 days. The mass of the samples was measured using analytical scales. The corrosion rate was calculated taking into account the density of the bronze in the samples, which was determined based on the results of hydrostatic weighing in water. *Results.* In humid air at 40 °C (according to accepted research methodology), all the bronzes used in this study are completely resistant. In salt fog at 40 °C, among the investigated bronzes, according to the ten-point corrosion resistance rating scale, BrA10Zh4N4 bronze has a resistance rating of 1, BrA7K2O1,5Mts0,3 bronze has a rating of 1–2, BrO6Ts6S3 bronze has a rating of 4, and BrA9Zh3L bronze has a rating of 5. A characteristic feature of the corrosion kinetics of all bronzes in humid air, as well as some bronzes in salt fog (except for BrA9Zh3L and BrO6Ts6S3), is the passivation of their surface after a certain period of exposure under the established conditions and environments in the study. *Conclusions.* The obtained data make it possible to assess the potential and feasibility of using cast products made of corrosion-resistant non-magnetic bronze BrA7K2O1,5Mts0,3 as a substitute for aluminum-based magnetic and non-magnetic tin-based bronzes. The use of cast parts made from this bronze will expand technical and operational capabilities, improve the reliability and durability of existing or newly developed equipment, devices, and other applications.

Key words: bronze, humid air, salt fog, corrosion, kinetics, corrosion rate, cast products.

For citation: Kimstach, T. V., & Repyakh, S. I. (2026). Corrosion of bronzes in humid air and salt fog. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 40, 195-212. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-012

Рукопис надійшов до редакції / Received 13.03.2026
Рекомендовано до друку / Accepted 28.05.2026
Опубліковано / Published 30.05.2026

ISSN 2522-9117 (print), ISSN 2786-6149 (online)
"Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії". 2026. Випуск 40
"Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy". 2026. Issue 40

https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-013

УДК 669.162.231

З. В. Сазанішвілі[1], к.т.н., доцент, ORCID 0000-0003-4138-9238
Н О. Ротт[2], к.т.н., доцент, ORCID 0000-0002-3839-6405

[1] *Національний технічний університет «Дніпровська політехніка»*

[*] *Автор для листування: sazanishvili.z.v@nmu.one*

ПРОГНОЗУВАННЯ МЕЖІ ПЛИННОСТІ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ СИСТЕМИ AL–MG–SC–ZR З УРАХУВАННЯМ ЗЕРНОВОГО ТА ДИСПЕРСІЙНОГО ЗМІЦНЕННЯ

Анотація. Сучасний розвиток машинобудування, транспортної та авіакосмічної техніки зумовлює зростання попиту на легкі конструкційні матеріали з високими механічними властивостями та корозійною стійкістю. У цьому контексті алюмінієві сплави системи Al–Mg є перспективними завдяки поєднанню низької густини, високим міцносним характеристикам та технологічності. Водночас під час лиття заготовок алюмінієвих сплавів спостерігається їх схильність до формування грубозернистої структури, ліквації та пористості, що негативно впливає на рівень межі плинності. Тому актуальним є розроблення підходів до керування мікроструктурою та прогнозування механічних властивостей литих сплавів. Метою роботи є дослідження закономірностей формування механічних властивостей сплавів системи Al–Mg, мікролегованих Sc і Zr та модифікованих наночастинками SiC, а також розроблення комбінованого підходу до прогнозування межі плинності з урахуванням основних механізмів зміцнення. Об'єктом дослідження є прогнозування межі плинності сплавів Al–6Mg у різних структурних станах, а саме після лиття, термічної та термо-механічної обробок. Експериментальні дослідження включали металографічний аналіз, сканувальну електронну мікроскопію з EDS та випробування на розтяг. Показано, що вихідний литий сплав має грубозернисту структуру (400…500 мкм) і межу плинності 150…200 МПа. Мікролегування Sc і Zr забезпечує формування частинок $Al_3(Sc,Zr)$, подрібнення зерна до 250…300 мкм і підвищення $\sigma_т$ до 270…310 МПа. Додаткове введення наночастинок SiC у поєднанні з термічною та термо-механічною обробкою дозволяє зменшити розмір зерна до 100…150 мкм і підвищити межу плинності до 350…400 МПа. Для прогнозування $\sigma_т$ використано комбінований підхід із урахуванням зернового, твердорозчинного, дисперсійного та деформаційного зміцнення. Розрахункові значення межі плинності добре узгоджуються з експериментальними (відхилення не перевищує 5…7%). Отримані результати підтверджують можливість використання мікроструктурних параметрів для прогнозування

© З. В. Сазанішвілі, Н. О. Ротт, 2026

Це стаття відкритого доступу за ліцензією CC BY-NC-ND 4.0
https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/legalcode.uk

механічних властивостей литих алюмінієвих сплавів і можуть бути застосовані на стадії проєктування нових матеріалів та технологічних режимів.

Ключові слова: алюмінієві сплави, мікроструктура, подрібнення зерна, межа плинності, механізми зміцнення, зернове зміцнення, дисперсійне зміцнення.

Посилання для цитування: Сазанішвілі З. В., Ротт Н. О. Вплив вібраційної обробки на структуроутворення та властивості заевтектичного силуміну. *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії.* 2026. Вип. 40. С. 213-225. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-013

Вступ

Алюмінієві сплави відіграють ключову роль у сучасній промисловості завдяки поєднанню низької щільності, високої міцності, стійкості до корозії та гарної оброблюваності. Вони активно використовуються в авіаційній, автомобільній, суднобудівній галузях та інших секторах [1]. Механічні властивості, зокрема межа плинності, міцність на розтяг і пластичність, значною мірою визначаються мікроструктурою [2, 3], яка формується під час лиття заготовок, термічної обробки та легування. Метод лиття для отримання заготовок, такий як лиття в кокіль, під тиском або в пісочні форми, дає змогу створювати складні форми з мінімальною подальшою механічною обробкою, проте часто призводить до формування грубої мікроструктури з великими зернами, пористістю та ліквацією [4].

Прогнозування властивостей на основі структурних особливостей дозволяє оптимізувати склад сплаву, параметри лиття та режими термічної обробки, зменшуючи потребу в дорогих експериментах. Водночас існуючі підходи до оцінювання міцносних властивостей литих алюмінієвих сплавів часто базуються або на узагальнених емпіричних залежностях, або на дорогих серіях експериментів, що ускладнює оперативну оптимізацію складу і технологічних параметрів. У цьому контексті актуальним є поєднання класичних моделей зміцнення з урахуванням специфіки литих структур і сучасних методів мікролегування.

Класичні методи прогнозування міцносних властивостей матеріалів базуються на фізико-математичних моделях, які враховують мікроструктурні параметри та механізми деформації. Одним з фундаментальних є закон Холла-Петча [5], який описує залежність межі плинності від розміру зерна через накопичення дислокацій на зернових границях, що призводить до загального зміцнення. Інші моделі включають оцінку внеску твердого розчину, де атоми домішок спотворюють кристалічну ґратку, підвищуючи опір деформації; дисперсійне зміцнення, засноване на блокуванні дислокацій дрібними частинками за механізмом Орована; та деформаційне зміцнення,

пов'язане з накопиченням дислокацій під час пластичної деформації [6]. Ці методи часто комбінуються для загальної оцінки міцності, дозволяючи прогнозувати властивості на основі емпіричних констант і структурних даних, без прив'язки до конкретних матеріалів, але з урахуванням загальних принципів металургії.

Методика дослідження

Алюмінієві сплави системи Al-Mg характеризуються високою корозійною стійкістю та пластичністю завдяки розчиненню магнію в алюмінієвій матриці, що посилює твердий розчин і сприяє формуванню стабільної структури. Сучасна тенденція мікролегування перехідними металами, такими як скандій і цирконій, спрямована на подрібнення зерна під час кристалізації, зменшення дефектів лиття та підвищення термічної стабільності за рахунок утворення нанорозмірних осадів типу $Al_3(Sc,Zr)$ [7]. Додатково, модифікація нанодисперсними тугоплавкими частинками, наприклад SiC або TiCN, вводиться безпосередньо в розплав для посилення дисперсійного ефекту, рівномірного розподілу та подальшого рафінування структури, що особливо актуально для литих заготовок.

Дослідження мікроструктури сплаву Al–6Mg та його модифікованих станів проводили методом оптичної металографії. Зразки для аналізу вирізали з литих і термо-механічно оброблених заготовок у площинах, перпендикулярних до напрямку основної деформації. Підготовка металографічних шліфів здійснювалася за стандартною методикою.

Для визначення елементного складу використовувався метод енергодисперсійної рентгенівської спектроскопії (EDS), інтегрований у сканувальний електронний мікроскоп (SEM). Метод EDS дозволяє здійснювати локальний хімічний аналіз із просторовою прив’язкою до мікроструктурних особливостей зразка. Дослідження проводилися за різних збільшень (×1500, 2000, 3000), що дало змогу аналізувати як окремі мікроділянки, так і більш протяжні області поверхні.

Механічні випробування охоплюють тести на розтяг для вимірювання межі плинності та пластичності.

Прогнозування межі плинності $\sigma_{0.2}$ здійснюється на основі послідовного урахування структурних параметрів і основних механізмів зміцнення. На першому етапі за результатами металографічного аналізу визначається середній розмір зерна d_{cep}, який використовується для оцінки внеску зернового зміцнення відповідно до залежності Холла–Петча. Далі розраховується додатковий внесок твердорозчинного зміцнення $\Delta\sigma_{ss}$, обумовлений концентрацією магнію в алюмінієвій матриці, а також внесок дисперсійного зміцнення $\Delta\sigma_{disp}$, пов’язаний з наявністю вторинних частинок типу $Al_3(Sc,Zr)$ і введених нанодисперсних модифікаторів. За наявності деформаційної обробки

додатково враховується внесок деформаційного зміцнення $\Delta\sigma_{def}$, зумовлений накопиченням дислокацій. Отримане значення межі плинності коригується з урахуванням дефектів лиття, таких як пористість і хімічна неоднорідність, що дозволяє узгодити розрахункові дані з експериментально виміряними значеннями $\sigma_т$.

Вихідні данні та результати дослідження

Вихідні дані для дослідження базуються на експериментальних зразках литих алюмінієвих сплавів системи Al-Mg з добавками Sc, Zr та нанодисперсним модифікатором SiC, отриманих методами кокільного лиття. Дослідження проводилися для трьох структурних станів матеріалу: у литому стані після кристалізації; після термічної обробки, що включала гомогенізацію та старіння; а також після деформаційної обробки, яка забезпечувала додаткове подрібнення зерна та накопичення дислокацій.

Після лиття мікроструктура сплаву Al-6Mg характеризується великими зернами розміром 400…500 мкм через повільне охолодження, що призводить до пористості, ліквації та знижених міцносних показників, з типовими значеннями $\sigma_т$ близько 150…200 МПа. Мікролегування сплаву скандієм і цирконієм сприяє рафінуванню структури вже на стадії кристалізації за рахунок утворення первинних частинок $Al_3(Sc,Zr)$, що зменшує середній розмір зерна до 250…300 мкм і забезпечує підвищення межі плинності до 270…310 МПа. Додаткове введення нанодисперсного модифікатора SiC, термо-механічна обробка, включаючи гомогенізацію, старіння та деформацію, подрібнює зерно до 100…150 мкм, усуває дефекти та формує вторинні фази, підвищуючи $\sigma_т$ до 350…400 МПа зі збереженням пластичності 10…15%.

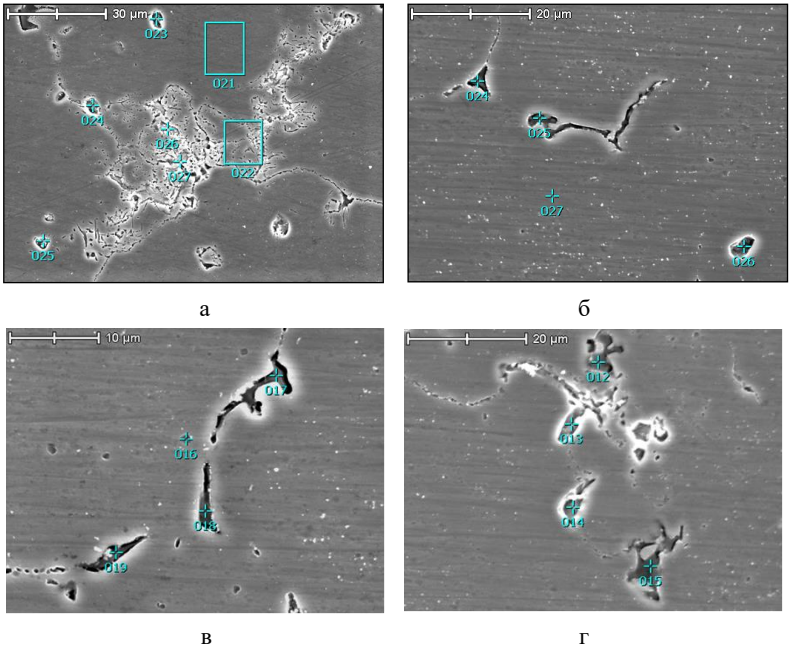


а б в

Рисунок 1 – Мікроструктура сплавів системи Al–6Mg–0,3Sc–0,1Zr:
а – литий, б – модифікований SiC, в – модифікований SiC після термомеханічної обробки

На основі аналізу мікроструктур (рис. 2) і локального хімічного складу (табл. 1), отриманих методом скануючої електронної мікроскопії з енергодисперсійною спектроскопією, встановлено характерні структурні складові литих сплавів системи Al–Mg, модифікованих Sc,

Zr та нанодисперсними частинками SiC.



а б

в г

Рисунок 2 – Аналіз мікроструктур системи Al–6Mg–0,3Sc–0,1Zr методом скануючої електронної мікроскопії: а – без модифікатора, б, в, г – з модифікатором

Таблиця 1 – Локальний хімічний склад сплавів системи Al–6Mg–0,3Sc–0,1Zr відповідно до рис. 1

№ точки	O	Mg	Al	Si	Sc	Mn	Ni	Cu
012	14.18	3.97	32.35	49.49	–	–	–	–
015	12.11	4.30	39.67	43.92	–	–	–	–
017	14.73	3.90	31.41	49.97	–	–	–	–
027	–	4.40	95.49	–	0.11	–	–	–
016	–	6.01	93.04	–	0.31	0.64	–	–
002	–	13.41	78.32	–	–	–	–	8.27
004	–	33.14	62.18	–	–	–	–	4.68
021	–	4.49	94.56	–	0.29	0.67	–	–
022	–	8.75	90.27	–	0.31	0.67	–	–

У матричних областях α-Al (точки 021, 022, 027, 016) спостерігається високий вміст алюмінію (понад 90%) з рівномірно розчиненим магнієм (4…6%) та наявність скандію (≈0,3%). Навіть за таких низьких концентрацій скандій істотно впливає на структуру,

оскільки під час подальшої термічної обробки він утворює нанорозмірні когерентні частинки $Al_3(Sc,Zr)$, які стабілізують дрібнозернисту структуру та забезпечують довготривалу термостійкість сплаву.

Така хімічна однорідність свідчить про ефективне твердорозчинне зміцнення, де атоми Mg викликають спотворення кристалічної ґратки алюмінію, підвищуючи опір руху дислокацій і формуючи базовий рівень міцності та пластичності сплаву.

У міждендритних областях та локальних включеннях (точки 012, 015, 017) виявлено підвищений вміст кремнію (до 40…50%) та кисню. Ці ділянки відповідають фазам типу Al–Si або окисненим частинкам SiC, введеним у розплав. Присутність таких твердих частинок виконує подвійну функцію: з одного боку, вони слугують ефективними центрами кристалізації під час твердіння, сприяючи подрібненню зерна, а з іншого – беруть участь у дисперсійному зміцненні, блокуючи рух дислокацій за механізмом Орована.

Окрему роль відіграють інтерметалідні включення, збагачені Mg та Cu (точки 002, 004), де вміст магнію досягає 13…33%, а міді – до 8%. Такі фази, сформовані внаслідок ліквації під час лиття, локально підвищують твердість, але водночас можуть виступати концентраторами напружень, знижуючи в'язкість руйнування. Це підкреслює необхідність подальшої гомогенізації для вирівнювання хімічного складу.

Таким чином, експериментально ідентифіковані структурні складові: твердий розчин Al–Mg, нанодисперсні частинки SiC, а також інтерметалідні та скандійвмісні фази, які формують багаторівневу систему зміцнення.

Методи прогнозування інтегруються в концепцію формування властивостей цих сплавів через комбінацію класичних моделей [5]. Спочатку застосовується закон Холла-Петча для оцінки внеску зернового зміцнення:

$$\sigma_т = \sigma_0 + \frac{k}{\sqrt{d}}, \quad (1)$$

де σ_0 – базове напружння; k – постійна, для сплавів Al-Mg становить 0,15…0,26 МПа·м$^{1/2}$; d – розмір зерна.

Після лиття алюмінієвих сплавів системи Al-Mg спостерігається формування великих зерен з середнім розміром d = 500…600 мкм через повільне охолодження розплаву, що призводить до зниженої прогнозованої $\sigma_{0,2}$ на рівні 150…200 МПа. Магній посилює взаємодію дислокацій з границями зерен, що підвищує опір ковзанню та, відповідно, константу k. Це підтверджується дослідженнями в сплавах системи Al-Mg-Sc сплавах, де k лінійно зростає з вмістом Mg [8].

Основною причиною цього є те, що Mg впливає на механізми деформації біля границь зерен, роблячи матеріал «жорсткішим» до зернового зміцнення.

Додавання перехідних металів, таких як Sc і Zr, сприяє рафінуванню зерна під час кристалізації завдяки утворенню первинних частинок $Al_3(Sc,Zr)$, які слугують ефективними центрами кристалізації. Це зменшує середній розмір зерна до 300…400 мкм, що, відповідно до моделі, підвищує прогнозовану міцність на 50…100 МПа, наприклад, $\sigma_{0,2}$ сягає 250 МПа для сплаву Al-6Mg-0,3Sc-0,1Zr.

Гомогенізація забезпечує вирівнювання хімічного складу сплаву шляхом усунення сегрегації елементів, що виникла під час лиття, тоді як старіння сприяє утворенню додаткових дрібних з'єднань, таких як частинки $Al_3(Sc,Zr)$, які блокують рух дислокацій і посилюють дисперсійне зміцнення. Після термічної обробки спостерігається підвищення дисперсності зерен (до 250…300 мкм), і внесок коефіцієнта k стає помітнішим, особливо за вищого вмісту Mg.

Модель коригується на основі експериментальних даних, демонструючи чітку лінійну залежність між $1/\sqrt{d}$ та $\sigma_т$, з подальшим підвищенням $\sigma_т$ до 400 МПа. Слід зазначити, що застосування залежності Холла–Петча для литих алюмінієвих сплавів є коректним у діапазоні розмірів зерна понад 5…10 мкм, де не проявляються зворотні або насичені ефекти зернового зміцнення.

Інші технологічні параметри також впливають на розмір зерна та прогнозовану міцність: наприклад, модифікація нанодисперсними тугоплавкими частинками SiC або TiCN, введеними в розплав у концентраціях 0,5…2% додатково рафінує зерно на 50…80% (зменшення d до 100 мкм), що за моделлю підвищує $\sigma_т$ на 10…20% (до 300…350 МПа) завдяки комбінованому ефекту зернового та дисперсійного зміцнення. Деформаційна обробка (наприклад, нагартування після лиття) накопичує дислокації, зменшуючи d ще на 20…30% і додаючи 100…150 МПа до прогнозованої міцності, з урахуванням початкових дефектів лиття.

Далі, враховується зміцнення твердим розчином [9]:

$$\Delta\sigma_{ss} = c^{2/3} \cdot k_{ss}, \qquad (2)$$

де c – концентрація Mg; k_{ss} – константа зміцнення твердим розчином.

Після лиття внесок зміцнення твердим розчином становить 50…80 МПа, але ліквація знижує ефективність. Після термічної обробки, з рівномірним розподілом легуючих елементів, $\Delta\sigma_{ss}$ зростає до 100…120 МПа, особливо у випадку з додаванням Sc та Zr, які посилюють збіг ґратки.

Дисперсійне зміцнення оцінюється за спрощеною формою моделі

Орована:

$$\Delta\sigma_{disp} = \frac{Gb}{2\pi\lambda} \cdot \ln\left(\frac{r}{b}\right), \quad (3)$$

де G – модуль зсуву, ГПа, для алюмінію $G \approx 25…26$ ГПа; b – вектор Бюргерса дислокацій, м (зазвичай ~0,25…0,29 нм); λ – середня відстань між частинками в площині ковзання, м; r – ефективний радіус дисперсних частинок, м; $\ln(r/b)$ – логарифмічний фактор, який враховує, що сила взаємодії дислокації з частинкою залежить від того, наскільки сильно дислокація «вигнута» навколо частинки безрозмірний.

Слід зазначити, що наведена формула відповідає класичному наближенню Орована для некогерентних або напівкогерентних частинок і використовується як порівняльна оцінка внеску дисперсійного зміцнення, а не як точний розрахунок напруження текучості.

У сплавах системи Al-Mg-Sc-Zr магній виконує роль основного елемента твердорозчинного зміцнення, тоді як скандій і цирконій відповідають за дисперсійний механізм. Вторинні фази $Al_3(Sc,Zr)$ утворюються під час термічної обробки, зокрема, старіння за температур 300…350°C після попередньої гомогенізації або деформаційної обробки. У цей час скандій і цирконій виділяються з пересиченого твердого розчину. Цирконій частково заміщує скандій у структурі фази $Al_3(Sc_{1-x}Zr_x)$, де x зазвичай становить 0,2…0,4, що суттєво уповільнює ріст частинок і значно підвищує їх термостійкість.

Модифікація нанодисперсними частинками SiC/TiCN, введеними в розплав, посилює всі механізми, зменшуючи зерно на 50…80% і підвищуючи прогнозовану $\sigma_{0,2}$ на 10…20%. Загальна прогнозована міцність – сума внесків, скоригована на дефекти лиття.

Внесок окремих механізмів зміцнення (твердорозчинного, зернового, дисперсійного та деформаційного) може бути формалізований через структурні параметри ($d_{сер}$, наявність дисперсних фаз $Al_3(Sc,Zr)$, рівень деформації). Зокрема, зменшення розміру зерна з ~500 до ~100 мкм супроводжується майже лінійним зростанням $\sigma_{0,2}$, що узгоджується з залежністю типу Холла–Петча та дозволяє використовувати $d_{сер}$ як ключову прогностичну змінну. Додаткове легування Sc і Zr, а також введення дисперсних частинок SiC, зумовлює систематичний зсув рівня міцності вгору за фіксованого розміру зерна, що вказує на необхідність урахування багатофакторних ефектів у прогнозних моделях.

Для перевірки працездатності запропонованого підходу до прогнозування механічних властивостей проведено порівняння експериментально виміряних значень межі плинності $\sigma_{0.2}$ з результатами розрахунків, отриманими на основі комбінованої моделі

зміцнення. Узагальнені дані наведено в табл. 2.

Таблиця 2 – Межа плинності для сплавів Al–6Mg–0,3Sc–0,1Zr у різних структурних станах

Структурний стан матеріалу	$d_{сер}$, мкм	$1/\sqrt{d}$, $м^{-1/2}$	$\sigma_т$, МПа	
			експеримент	прогноз
Литий стан	500	44,7	180	190
Литий + Sc, Zr	300	57,7	279	270
Литий + Sc, Zr + SiC	150	81,6	347	330
Литий + Sc, Zr + SiC + ТО	120	91,3	383	360
Литий + Sc, Zr + SiC + ТМО	100	100,0	405	390

Аналіз результатів показує, що зі зменшенням розміру зерна від ~500 до ~100 мкм спостерігається майже лінійне зростання межі плинності як у експерименті, так і в прогнозних розрахунках (рис. 3).

Це підтверджує домінуючу роль зернового зміцнення відповідно до залежності Холла–Петча у розглянутому діапазоні розмірів зерна. Побудова залежності σт від $1/\sqrt{d}$ демонструє добру узгодженість між експериментальними даними та модельними оцінками, у цьому випадку відхилення не перевищує 5–7%, що є прийнятним для інженерних розрахунків литих алюмінієвих сплавів.

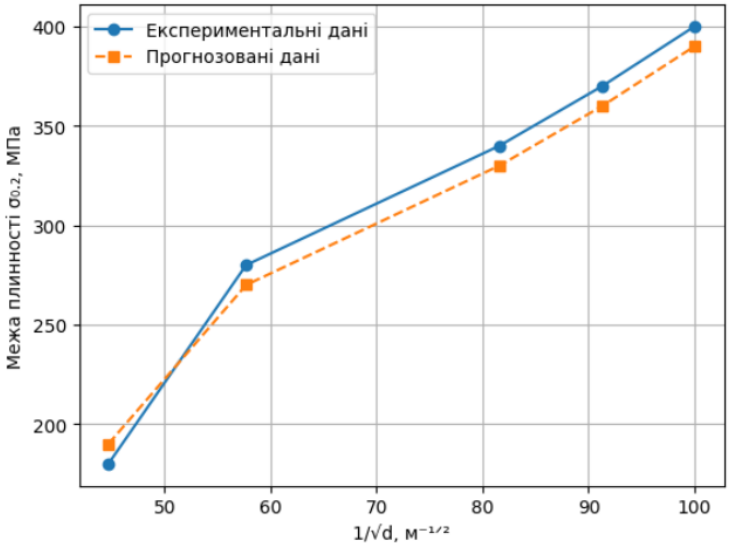


Рисунок 3 – Залежність межі плинності від параметра $1/\sqrt{d}$ для сплавів Al–6Mg–0,3Sc–0,1Zr

Систематичне зміщення рівня σт у бік вищих значень для модифікованих і термо-механічно оброблених зразків за фіксованого

розміру зерна свідчить про додатковий внесок твердорозчинного та дисперсійного зміцнення, зумовленого присутністю Mg у матриці та нанодисперсних частинок $Al_3(Sc,Zr)$ і SiC. Таким чином, отримані результати підтверджують, що використання середнього розміру зерна як ключової прогностичної змінної у поєднанні з урахуванням інших механізмів зміцнення дозволяє адекватно описувати зміну межі плинності $\sigma_{0.2}$ залежно від структурного стану сплаву.

Отримана відповідність між експериментальними і прогнозованими значеннями підтверджує можливість застосування запропонованого підходу для попередньої оцінки механічних властивостей литих алюмінієвих сплавів системи Al–Mg–Sc–Zr без необхідності проведення повного комплексу механічних випробувань.

Висновки

У роботі показано, що вихідний литий сплав системи Al–6Mg формується з грубозернистою мікроструктурою з розміром зерна 400–500 мкм, наявністю ліквації та пористості, що зумовлює порівняно низькі значення межі плинності на рівні 150–200 МПа. Мікролегування скандієм і цирконієм сприяє утворенню дисперсних частинок $Al_3(Sc,Zr)$, які інтенсифікують процес кристалізації, забезпечують подрібнення зерна до 250–300 мкм і підвищують межу плинності до 270–310 МПа. Подальше введення нанодисперсних частинок SiC у поєднанні з термічною та термо-механічною обробкою забезпечує додаткове рафінування структури до 100–150 мкм, стабілізацію мікроструктури та зростання межі плинності до 350–400 МПа при збереженні задовільних показників пластичності.

Встановлено, що формування механічних властивостей сплавів системи Al–Mg–Sc–Zr має комплексний характер і визначається сумарною дією зернового, твердорозчинного, дисперсійного та деформаційного механізмів зміцнення. Запропонований комбінований підхід до прогнозування межі плинності, який базується на використанні закону Холла–Петча з урахуванням внесків твердорозчинного й дисперсійного зміцнення, демонструє добру узгодженість між розрахунковими та експериментальними значеннями $\sigma_{0.2}$, при цьому відхилення не перевищує 5–7 %. Показано, що середній розмір зерна може бути використаний як ключовий прогностичний параметр для оцінювання міцносних властивостей литих алюмінієвих сплавів за умови коректного урахування структурних факторів та технологічних особливостей обробки.

Отримані результати підтверджують можливість практичного застосування розробленого підходу для попереднього прогнозування механічних властивостей і оптимізації складу та режимів обробки алюмінієвих сплавів системи Al–Mg–Sc–Zr на стадії проєктування

нових матеріалів і технологічних процесів.

Перелік посилань

1. Hirsch J. Aluminium in Innovative Light-Weight Car Design. MATERIALS TRANSACTIONS. 2011. Vol. 52, no. 5. P. 818–824. https://doi.org/10.2320/matertrans.l-mz201132

2. The Light Metals / I. Polmear et al. Light Alloys. 2017. P. 1–29. https://doi.org/10.1016/b978-0-08-099431-4.00001-4

3. Physical Metallurgy of Aluminum Alloys. Aluminum Science and Technology. 2018. P. 44–79. https://doi.org/10.31399/asm.hb.v02a.a0006503

4. Advances in the Science and Engineering of Casting Solidification / ed. by L. Nastac et al. Cham: Springer International Publishing, 2016. https://doi.org/10.1007/978-3-319-48117-3

5. Naik S. N., Walley S. M. The Hall–Petch and inverse Hall–Petch relations and the hardness of nanocrystalline metals. Journal of Materials Science. 2019. Vol. 55, no. 7. P. 2661–2681. https://doi.org/10.1007/s10853-019-04160-w

6. Design and Synthesis of C-O Grain Boundary Strengthening of Al Composites / J. Hu et al. Nanomaterials. 2020. Vol. 10, no. 3. P. 438. https://doi.org/10.3390/nano10030438

7. Røyset J., Ryum N. Scandium in aluminium alloys. International Materials Reviews. 2005. Vol. 50, no. 1. P. 19–44. https://doi.org/10.1179/174328005x14311

8. Bu Y., Zhang X., Zhou D. Unraveling the strain-dependent Hall-Petch slope in low-to-high Mg content Al-Mg alloys. *Journal of Alloys and Compounds*. 2023. Vol. 963. P. 171238. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2023.171238

9. Розрахунок твердорозчинного зміцнення багатокомпонентних жароміцних сплавів / М. Луговий та ін. Електронна мікроскопія та міцність матеріалів. 2017. № 23. С. 3–9.

References

1. Hirsch, J. (2011). Aluminium in Innovative Light-Weight Car Design. *Materials Transactions*, 52(5), 818–824. https://doi.org/10.2320/matertrans.l-mz201132

2. Polmear, I., StJohn, D., Nie, J.-F., & Qian, M. (2017). The Light Metals. In: *Light Alloys* (с. 1–29). Elsevier. https://doi.org/10.1016/b978-0-08-099431-4.00001-4

3. Physical Metallurgy of Aluminum Alloys. (2018). In: *Aluminum Science and Technology*, 44–79. ASM International. https://doi.org/10.31399/asm.hb.v02a.a0006503

4. Nastac, L., Liu, B., Fredriksson, H., Lacaze, J., Hong, C.-P., Catalina, A. V., Buhrig-Polaczek, A., Monroe, C., Sabau, A. S., Ruxanda, R. E. L., Luo, A., Sen, S., & Diószegi, A. (Eds.). (2016). *Advances in the Science and Engineering of Casting Solidification*. Springer International Publishing. https://doi.org/10.1007/978-3-319-48117-3

5. Naik, S. N., & Walley, S. M. (2019). The Hall–Petch and inverse Hall–Petch relations and the hardness of nanocrystalline metals. Jour*nal of Materials Science*, 55(7), 2661–2681. https://doi.org/10.1007/s10853-019-04160-w

6. Hu, J., Zhang, J., Luo, G., Sun, Y., Shen, Q., & Zhang, L. (2020). Design and Synthesis of C-O Grain Boundary Strengthening of Al Composites. *Nanomaterials*,

10(3), 438. https://doi.org/10.3390/nano10030438

7. Røyset, J., & Ryum, N. (2005). Scandium in aluminium alloys. International Materials Reviews, 50(1), 19–44. https://doi.org/10.1179/174328005x14311

8. Bu, Y., Zhang, X., & Zhou, D. (2023). Unraveling the strain-dependent Hall-Petch slope in low-to-high Mg content Al-Mg alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, *963*, 171238. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2023.171238

9. Luhovyi, M., Sliuniaiev, V., Brodnikovskyi, M., & Firstov, S. (2017). Rozrakhunok tverdorozchynnoho zmitsnennia bahatokomponentnykh zharomitsnykh splaviv. *Elektronna mikroskopiia ta mitsnist materialiv*, (23), 3–9.

Z. V. Sazanishvili[1,*], Ph. D. (Tech.), Assoc. Prof., ORCID 0000-0003-4138-9238
N. O. Rott[1], Ph. D. (Tech.), Assoc. Prof., ORCID 0000-0002-3839-6405

[1] *Dnipro University of Technology*

[*] *Corresponding author: sazanishvili.z.v@nmu.one*

PREDICTING THE YIELD STRENGTH OF ALUMINUM ALLOYS OF THE AL–MG–SC–ZR SYSTEM, TAKING INTO ACCOUNT GRAIN AND DISPERSE STRENGTHENING

Abstract. The modern development of mechanical engineering, transport, and aerospace technology is driving demand for lightweight structural materials with high mechanical properties and corrosion resistance. In this context, Al–Mg aluminum alloys are promising due to their combination of low density, high strength characteristics, and manufacturability. At the same time, during the casting of aluminum alloy billets, there is a tendency for them to form a coarse-grained structure, segregation, and porosity, which negatively affects the yield strength. Therefore, it is important to develop approaches to controlling the microstructure and predicting the mechanical properties of cast alloys. The aim of this work is to study the patterns of formation of the mechanical properties of Al–Mg alloys, microalloyed with Sc and Zr and modified with SiC nanoparticles, as well as to develop a combined approach to predicting the yield strength, taking into account the main strengthening mechanisms. The object of the study is to predict the yield strength of Al–6Mg alloys in different structural states, namely after casting, thermal and thermo-mechanical treatment. Experimental studies included metallographic analysis, scanning electron microscopy with EDS, and tensile testing. It was shown that the initial cast alloy has a coarse-grained structure (400…500 μm) and a yield strength of 150…200 MPa. Microalloying with Sc and Zr ensures the formation of $Al_3(Sc,Zr)$ particles, grain refinement to 250…300 μm, and an increase in σ_t to 270…310 MPa. The additional introduction of SiC nanoparticles in combination with thermal and thermo-mechanical treatment allows the grain size to be reduced to 100…150 μm and the yield strength to be increased to 350…400 MPa. A combined approach was used to predict σ_t, taking into account grain, solid solution, dispersion, and deformation strengthening. The calculated values of the yield strength are in good agreement with the experimental ones (the deviation does not exceed 5…7%). The results obtained confirm the possibility of using microstructural parameters to predict the mechanical properties of cast

aluminum alloys and can be applied at the stage of designing new materials and technological modes.

Key words: aluminum alloys, microstructure, grain refinement, yield strength, strengthening mechanisms, grain boundary strengthening, dispersion strengthening.

For citation: Sazanishvili, Z. V. & Rott, N. O. (2026). Predicting the yield strength of aluminum alloys of the Al–Mg–Sc–Zr system, taking into account grain and disperse strengthening. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 40, 213-225. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-013

Рукопис надійшов до редакції / Received 21.01.2026
Рекомендовано до друку / Accepted 28.05.2026
Опубліковано / Published 30.05.2026

ISSN 2522-9117 (print), ISSN 2786-6149 (online)
"Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії". 2026. Випуск 40
"Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy". 2026. Issue 40

https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-014

УДК 539.42:620.191.3:004.942

Y. D. Piliuhin[1,*], Ph. D. Student, ORCID 0000-0002-3639-0085

[1] *Dnipro University of Technology*

[*] *Corresponding author: piliuhyn.y.d@nmu.one*

COMPREHENSIVE MODELING OF THE PROPERTIES OF GLASS FIBER REINFORCED POLYMER REINFORCEMENT IN CONCRETE ELEMENTS UNDER THERMAL AND CYCLIC LOADING

Abstract. The paper addresses the problem of improving the durability and thermal resistance of glass fiber reinforced polymer reinforcement in concrete structures subjected to thermo-mechanical and cyclic loading. The relevance of the study is determined by the need to replace traditional steel reinforcement with corrosion-resistant materials possessing enhanced performance under elevated temperatures and fatigue conditions. The aim of the research is to develop a mathematical and materials-science-based methodology that integrates mathematical modeling, microstructural design, and structural formation processes for predicting the properties of composite reinforcement. The research methodology is based on a two-stage numerical approach, including transient thermal analysis using a standard fire temperature curve and subsequent mechanical modeling of the stress-strain state of the "concrete–reinforcement" system. The behavior of materials is described using the concrete damaged plasticity model, elastoplastic steel, and orthotropic glass fiber reinforced polymer material with temperature-dependent degradation. Micromechanical relations based on the rule of mixtures and efficiency factors were applied to quantify the influence of fiber composition, polymer matrix properties, and interfacial interaction on strength and fatigue behavior. The results demonstrate that structural formation processes and microstructural design play a decisive role in determining the effective performance of composite reinforcement. It is shown that the use of fibers with enhanced mechanical strength and improved resistance to alkaline environments, high glass transition temperature matrices, and nanomodifiers significantly improves thermal stability and fatigue resistance. For the first time, an integrated mathematical model has been proposed that simultaneously accounts for thermal, mechanical, and microstructural factors affecting material performance. The practical significance of the study lies in the possibility of applying the obtained results for engineering design of concrete structures operating under aggressive environmental conditions, elevated temperatures, and cyclic loading, ensuring increased service life and structural reliability.

© Y. D. Piliuhin, 2026



Це стаття відкритого доступу за ліцензією CC BY-NC-ND 4.0
https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/legalcode.uk

Key words: glass fiber reinforced polymer, mathematical modeling, microstructural design, structural formation, fatigue behavior, thermo-mechanical loading, composite materials.

For citation: Piliuhin, Y. D. (2026). Comprehensive modeling of the properties of glass fiber reinforced polymer reinforcement in concrete elements under thermal and cyclic loading. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 40, 226-236. https://doi.org/ 10.52150/2522-9117-2026-40-014

Introduction. Reinforced concrete remains the fundamental material of modern civil infrastructure due to its advantageous combination of compressive strength, durability, and technological versatility. For decades, steel reinforcement has been widely used as a standard solution, ensuring high tensile strength, ductility, and compatibility with cementitious matrices. However, despite its well-established performance, steel is highly susceptible to corrosion in aggressive environments, including chloride exposure, humidity, and chemically active media. This limitation leads to significant maintenance costs, reduction in service life, and structural degradation, thereby necessitating the search for alternative reinforcement materials [1, 2].

In recent years, fiber reinforced polymer (FRP) composites have emerged as a promising replacement for steel reinforcement due to their high strength-to-weight ratio, corrosion resistance, and favorable durability characteristics. Among them, glass fiber reinforced polymer (GFRP) has gained particular attention because of its relatively low cost and acceptable mechanical performance [3, 1]. Nevertheless, unlike steel, which is an isotropic and ductile material, GFRP is a heterogeneous anisotropic composite whose behavior is governed by a complex interaction of chemical composition, microstructure, and interfacial phenomena. This fundamentally different nature requires the development of advanced approaches for predicting its mechanical response and long-term performance [4, 5].

A critical aspect of GFRP behavior is associated with its microstructural organization, which directly affects stiffness, strength, and durability. The properties of the composite are determined by the type of glass fibers (E-, S-, or AR-glass), their volume fraction, and the characteristics of the polymer matrix. At the same time, the processes of structural formation and microstructural design define the efficiency of stress transfer between components and the resistance of the material to environmental and mechanical effects. In particular, the degradation of the fiber–matrix interface under cyclic loading and elevated temperatures significantly reduces the load-bearing capacity of the material [3-5]. Therefore, understanding and controlling microstructural formation mechanisms is a

key factor in improving the performance of GFRP reinforcement.

Another important factor influencing the behavior of GFRP reinforcement is thermal exposure. Compared to steel, GFRP has significantly lower thermal conductivity, which leads to different heat transfer mechanisms in reinforced concrete elements. While this property can delay heat penetration, the polymer matrix exhibits a sharp reduction in mechanical properties when the glass transition temperature is exceeded. As a result, thermo-mechanical loading conditions create complex stress states and accelerate degradation processes. These phenomena are well described in studies of thermal behavior and heat transfer in composite materials [6,7]. In addition, cyclic loading leads to fatigue damage accumulation associated with matrix microcracking, fiber breakage, and interfacial debonding, which significantly affects long-term performance [3, 5].

Despite numerous studies devoted to FRP materials, existing approaches are often limited to either mechanical or thermal aspects and rarely consider the combined influence of chemical composition, microstructural design, and structural formation processes within a unified framework. In particular, the role of microstructural engineering and mathematical modeling in linking material-level characteristics with structural performance remains insufficiently explored [3-5]. This gap restricts the development of scientifically grounded design methodologies for composite reinforcement in concrete structures.

Therefore, the present study aims to develop a comprehensive mathematical modeling approach that integrates microstructural design, structural formation processes, and thermo-mechanical behavior of GFRP reinforcement in concrete under cyclic loading conditions. The proposed methodology establishes a direct relationship between fiber composition, matrix properties, interfacial behavior, and the resulting mechanical performance of the composite material. Such an approach enables not only accurate prediction of material degradation but also provides a basis for optimizing the composition and structure of GFRP reinforcement for enhanced durability and reliability [1, 3, 5].

Materials and Methods of Research. The research methodology is based on a comprehensive mathematical modeling approach that integrates thermal, mechanical, and microstructural aspects of glass fiber reinforced polymer (GFRP) reinforcement behavior in concrete structures under combined thermo-mechanical and cyclic loading. The proposed framework combines macroscopic finite element modeling with micromechanical relations describing structural formation and microstructural design of composite materials.

Numerical modeling strategy. A two-stage numerical procedure was

implemented. At the first stage, a transient heat transfer problem was solved to determine the temperature distribution within the concrete element and reinforcement under fire exposure conditions. The thermal loading was defined according to the standard ISO 834 fire curve. The governing heat conduction equation is expressed as:

$$c\frac{\partial t}{\partial T}=\nabla\cdot\left(k\nabla T\right) \tag{1}$$

where ρ is the density (kg/m³), c is the specific heat capacity (J/(kg·K)), k is the thermal conductivity (W/(m·K)), and T is the temperature (°C).

Material parameters were assigned based on literature data: thermal conductivity of concrete k = 1.7 W/(m·K), steel $k \approx 50$ W/(m·K), and GFRP k = 0.3 – 0.5 W/(m·K) [7]. These differences result in fundamentally different heat transfer mechanisms, with steel acting as a heat conductor and GFRP as a thermal insulator.

At the second stage, the obtained temperature fields were used as input data for mechanical analysis, enabling simulation of the stress–strain state of the system under compressive and cyclic loading. This sequential coupling reflects realistic operational conditions, where thermal impact precedes mechanical degradation.

Constitutive material models. The behavior of concrete was described using the Concrete Damaged Plasticity (CDP) model, which accounts for stiffness degradation, cracking, and irreversible deformations. Steel reinforcement was modeled as an elastoplastic material with yielding and strain hardening behavior.

GFRP reinforcement was modeled as an orthotropic linear-elastic material with temperature-dependent degradation of stiffness and strength. The elastic modulus of the composite in the longitudinal direction was determined using the rule of mixtures:

$$E_1=V_f E_f+\left(1-V_f\right)E_m \tag{2}$$

where V_f - fiber volume fraction, wt%; E_f - fiber modulus, GPa; E_m - matrix modulus, GPa.

The tensile strength of the composite was evaluated using efficiency factors:

$$\sigma_{1u}=\eta_L\eta_0 V_f\sigma_{f,u} \tag{3}$$

where η_L - length efficiency factor; η_0 - orientation factor; $\sigma_{f,u}$ - ultimate fiber strength, MPa.

Temperature-dependent degradation. The influence of temperature on

material properties was described using an exponential degradation law:

$$E(T) = E_0 \cdot exp\left(-\alpha\left(T - T_0\right)\right) \tag{4}$$

where E_0 - initial modulus, MPa; α - thermal softening coefficient (°C⁻¹); T - current temperature, °C; T_0 - reference temperature (20 °C).

This formulation reflects the sharp reduction in mechanical properties of polymer matrices near the glass transition temperature, which is a critical factor in composite performance under thermal loading [6, 7].

Fatigue behavior modeling. Fatigue degradation was evaluated using the S–N approach, which relates the applied cyclic stress to the number of cycles to failure:

$$\sigma_{max}^{n} = \sigma_u \cdot \left(1 - \beta \cdot logN\right) \tag{5}$$

where σ_{max}^{n} - maximum cyclic stress at N cycles, MPa; σ_u - ultimate tensile stress, MPa; β - fatigue degradation coefficient.

This approach accounts for the accumulation of damage due to matrix cracking, fiber breakage, and interfacial debonding under cyclic loading conditions [3, 5].

Integrated constitutive model. To describe the combined influence of thermal, mechanical, and fatigue effects, an integrated constitutive relation was formulated:

$$\sigma_c(t,T) = \eta_b(T)\left[V_f \sigma_{f,u} + \left(1 - V_f\right)\sigma_{m,u}(T)\right] \cdot \psi\left(N_f, T\right) \tag{6}$$

where $\eta_b(T)$ - bond efficiency at temperature T; V_f - fiber volume fraction, wt%; $\sigma_{f,u}$ - fiber ultimate strength, MPa; $\sigma_{m,u}(T)$ - temperature-dependent matrix strength, MPa; $\psi\left(N_f, T\right)$ - factor, describes fatigue degradation.

This relation reflects the role of microstructural design and structural formation processes in determining the effective performance of GFRP reinforcement.

Material composition and microstructural design. The material model explicitly accounts for the influence of fiber chemical composition and matrix properties. E-glass fibers (≈72 GPa) provide cost-effective reinforcement but exhibit limited chemical resistance, while S-glass fibers (≈88 GPa) offer improved stiffness and strength due to higher alumina content. AR-glass fibers, containing zirconia, are designed for enhanced durability in alkaline environments typical of concrete structures [5, 6].

The polymer matrix type (epoxy, vinyl ester, benzoxazine, or thermoplastics such as PEEK) significantly affects thermal stability and

fatigue resistance. The use of high glass transition temperature matrices and nanoscale modifiers (e.g., silica, graphene) improves interfacial adhesion and fracture toughness, thereby enhancing the durability of the composite system [6,7].

Thus, the proposed methodology integrates mathematical modeling with microstructural design principles, enabling the prediction and optimization of GFRP reinforcement performance under complex service conditions.

Results and Discussion. The conducted numerical simulations made it possible to establish the relationship between thermal exposure, cyclic loading, and microstructural parameters of glass fiber reinforced polymer (GFRP) reinforcement, providing a comprehensive understanding of the material behavior under combined service conditions.

Influence of thermal loading on material properties. The results of transient thermal analysis demonstrated significant differences in heat transfer behavior between steel and GFRP reinforcement. Due to its low thermal conductivity, GFRP exhibited delayed heat penetration compared to steel, which acts as a heat conductor. However, once the temperature in the composite reached the glass transition temperature of the polymer matrix, a rapid degradation of mechanical properties was observed.

According to the applied degradation model, the elastic modulus of GFRP decreased exponentially with increasing temperature, which is consistent with experimental observations reported in the literature [6,7]. The most critical temperature range was identified between 120 and 250 °C, depending on the type of polymer matrix. In this region, the matrix softening led to a significant reduction in load transfer efficiency between fibers, resulting in a sharp decline in overall stiffness and strength.

At higher temperatures, although glass fibers retained their stiffness, the loss of interfacial adhesion caused a redistribution of stresses and initiated premature failure mechanisms. This confirms that thermal resistance of GFRP is primarily governed by matrix stability and fiber–matrix interaction rather than fiber strength alone.

Effect of microstructural design on mechanical performance. The analysis of micromechanical models showed that the effective stiffness and strength of GFRP reinforcement are strongly dependent on fiber volume fraction and chemical composition. Increasing the fiber content resulted in a proportional increase in elastic modulus according to the rule of mixtures, while the ultimate strength was influenced by efficiency factors related to fiber orientation and length.

A comparison between different fiber types revealed that S-glass fibers provided the highest stiffness and tensile strength, while AR-glass fibers ensured superior durability in alkaline environments. E-glass fibers, although cost-effective, demonstrated reduced resistance to environmental

degradation. These findings are consistent with reported experimental data on composite materials [1, 3].

From the standpoint of microstructural design, it was established that optimization of fiber type, matrix composition, and interfacial properties enables significant improvement in the overall performance of GFRP reinforcement. In particular, the use of high glass transition temperature matrices and nanoscale modifiers enhances stress transfer and delays the onset of damage.

Fatigue behavior under cyclic loading. The fatigue analysis based on the S–N approach revealed a gradual degradation of strength with increasing number of loading cycles. The rate of degradation was strongly influenced by microstructural parameters, particularly fiber–matrix adhesion and matrix toughness.

The obtained results showed that fatigue damage is primarily associated with matrix microcracking, progressive fiber breakage, and interfacial debonding. These mechanisms lead to stiffness reduction and eventual failure under repeated loading conditions. The predicted fatigue trends are in agreement with experimental studies on GFRP materials [3,5].

It was also found that the incorporation of nanomodifiers and improved matrix formulations significantly reduces the fatigue degradation coefficient, thereby extending the service life of the material.

Combined thermo-mechanical-fatigue behavior. The integration of thermal, mechanical, and fatigue effects within a unified constitutive model made it possible to evaluate the effective stress capacity of GFRP reinforcement under realistic service conditions.

The results indicate that the combined influence of temperature and cyclic loading leads to accelerated degradation compared to individual effects. In particular, elevated temperatures intensify fatigue damage by reducing matrix stiffness and weakening interfacial bonding.

The proposed model demonstrated that the effective strength of GFRP reinforcement is governed by a complex interaction of factors, including fiber composition, matrix stability, and bond efficiency. This confirms that structural formation processes and microstructural design play a decisive role in determining material performance.

Engineering implications and validation. The obtained results have important implications for the design of reinforced concrete structures using GFRP reinforcement. The developed modeling framework provides a quantitative basis for selecting optimal material configurations depending on service conditions.

For example:

- in aggressive environments, AR-glass fibers with high-performance

matrices should be used;

- for fatigue-critical structures, S-glass combined with improved interfacial properties ensures higher durability;
- under fire exposure conditions, hybrid or thermally stable matrices are required to maintain structural integrity.

The validity of the proposed approach is supported by consistency with published experimental data, including fatigue behavior, thermal degradation, and bond performance of GFRP reinforcement [3, 7]. Although the present study is primarily numerical, the agreement with experimental trends confirms the reliability of the developed methodology.

Conclusion

This study presents a comprehensive mathematical modeling framework for predicting the behavior of concrete elements reinforced with glass fiber reinforced polymer (GFRP) under combined thermal and cyclic loading. The proposed approach integrates thermal analysis, mechanical modeling, and micromechanical relations, enabling a multiscale description of material performance based on structural formation processes and microstructural design.

The results demonstrate that the effective mechanical properties of GFRP reinforcement are governed by a combination of fiber chemical composition, polymer matrix stability, and fiber–matrix interfacial behavior. It was established that fiber type (E-, S-, and AR-glass), volume fraction, and matrix characteristics significantly influence stiffness, strength, and durability of the composite material. In particular, S-glass fibers provide superior mechanical performance, while AR-glass fibers ensure enhanced resistance in alkaline environments typical for concrete structures.

Thermal analysis confirmed that the critical factor limiting GFRP performance is the degradation of the polymer matrix near and above the glass transition temperature. Despite the relatively stable behavior of glass fibers at elevated temperatures, the loss of interfacial adhesion leads to a rapid decrease in load-bearing capacity. This finding highlights the dominant role of matrix properties and interfacial interactions in determining thermal resistance of composite reinforcement.

Fatigue analysis based on the S–N approach revealed that cyclic loading leads to progressive degradation of material properties due to matrix microcracking, fiber damage, and interfacial debonding. The rate of degradation is strongly dependent on microstructural parameters, including matrix toughness and interfacial strength. The incorporation of high-performance matrices and nanoscale modifiers was shown to significantly improve fatigue resistance and extend service life.

The integrated constitutive model developed in this study demonstrates that the combined influence of thermal and cyclic loading leads to

accelerated material degradation compared to individual loading effects. This confirms the necessity of considering coupled thermo-mechanical-fatigue processes when designing composite reinforcement systems.

The key scientific contribution of this work lies in establishing a direct relationship between material composition, microstructural design, structural formation processes, and the resulting mechanical performance of GFRP reinforcement. The proposed mathematical modeling approach provides a predictive tool for evaluating material behavior under complex service conditions.

From a practical perspective, the obtained results can be applied in the engineering design of reinforced concrete structures exposed to aggressive environments, elevated temperatures, and cyclic loading. The methodology enables rational selection of fiber type, matrix composition, and interfacial characteristics to optimize durability and structural reliability. Ultimately, the proposed approach contributes to the development of advanced composite reinforcement systems as a viable and scientifically grounded alternative to traditional steel reinforcement.

References

1. Piliuhin, Ye. D., & Rott, N. O. (2024). Prospects for the application of composite reinforcement in the construction industry. *Bulletin of Kharkiv National Automobile and Highway University*, 107, 62–68. https://doi.org/10.30977/BUL.2219-5548.2024.107.0.62

2. Hremliak, I. P., Tymoshenko, O. V., & Kulak, V. V. (2020). Comparison of properties of steel and glass fiber reinforcement for road construction. *Collection of scientific works of the V.M. Shymanovskyi Ukrainian Institute of Steel Structures*, 25–26.

3. Lei, Z., Luo, J., Zhang, S., Wang, E., & Huang, H. (2024). Mechanical properties of GFRP bars exposed to natural erosion environment: A case study. *Case Studies in Construction Materials*, 21, e03734. https://doi.org/10.1016/j.cscm.2024.e03734

4. Porter, M. L., & Barnes, B. A. (1998). Accelerated aging degradation of glass fiber composites. In *Proceedings of the Second International Conference on Composites in Infrastructure (ICCI'98)* (Vol. 2, pp. 446–459).

5. Colombo, C., Libonati, F., & Vergani, L. (2012). Fatigue damage in GFRP: Experiments and modeling. *International Journal of Structural Integrity*, 3(2), 127–143. https://doi.org/10.1108/17579861211242795

6. Yang, F., & Pitchumani, R. (2003). Nonisothermal healing and interlaminar bond strength evolution during thermoplastic matrix composites processing. *Polymer Composites*, 24(2), 263–278. https://doi.org/10.1002/pc.10023

7. Cao, Z., Dong, M., Liu, K., & Fu, H. (2020). Temperature field in the heat transfer process of PEEK thermoplastic composite fiber placement. *Materials*, 13(19), 4417. https://doi.org/10.3390/ma13194417

Є. Д. Пілюгін[1,*], аспірант, ORCID 0000-0002-3639-0085

[1] *Національний технічний університет «Дніпровська політехніка»*

[*] *Автор для листування: piliuhyn.y.d@nmu.one*

КОМПЛЕКСНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ СКЛОВОЛОКОННОЇ ПОЛІМЕРНОЇ АРМАТУРИ В БЕТОННИХ ЕЛЕМЕНТАХ ПРИ ТЕПЛОВОМУ ТА ЦИКЛІЧНОМУ НАВАНТАЖЕННІ

Анотація. У роботі розглянуто проблему підвищення довговічності та термостійкості скловолоконної полімерної арматури у бетонних конструкціях, що працюють в умовах термомеханічного та циклічного навантаження. Актуальність дослідження зумовлена необхідністю заміни традиційної сталевої арматури корозійностійкими матеріалами з підвищеними експлуатаційними характеристиками за умов підвищених температур і втомного навантаження. Метою роботи є розробка математико-матеріалознавчої методики, що поєднує підходи математичного моделювання, мікроструктурного конструювання та аналізу процесів структуроутворення для прогнозування властивостей композитної арматури. Методика дослідження базується на дворівневому чисельному підході, який включає нестаціонарний тепловий аналіз із використанням стандартної кривої пожежі та подальше механічне моделювання напружено-деформованого стану системи «бетон–арматура». Поведінку матеріалів описано з використанням моделі пошкоджуваної пластичності бетону, пружно-пластичної моделі сталі та ортотропної моделі скловолоконної полімерної арматури з урахуванням температурної деградації. Для оцінки впливу складу волокон, властивостей полімерної матриці та міжфазної взаємодії на міцність і втомну поведінку застосовано мікромеханічні залежності, засновані на правилі сумішей і коефіцієнтах ефективності. Результати показали, що процеси структуроутворення та мікроструктурного конструювання відіграють визначальну роль у формуванні ефективних характеристик композитної арматури. Встановлено, що використання волокон із підвищеними міцнісними характеристиками та волокон з підвищеною лужною стійкістю, матриць із підвищеною температурою склування та наномодифікаторів суттєво підвищує термостійкість і втомну довговічність матеріалу. Запропоновано інтегровану математичну модель, яка одночасно враховує термічні, механічні та мікроструктурні фактори, що впливають на поведінку матеріалу. Практична значущість дослідження полягає у можливості застосування отриманих результатів при інженерному проєктуванні бетонних конструкцій, що експлуатуються в агресивних середовищах, за підвищених температур та циклічних навантажень, забезпечуючи підвищення довговічності та надійності конструкцій.

Ключові слова: скловолоконна полімерна арматура, математичне моделювання, мікроструктурне конструювання, структуроутворення, втомна поведінка, термомеханічне навантаження, композитні матеріали.

Посилання для цитування: Пілюгін Є. Д. Комплексне моделювання властивостей скловолоконної полімерної арматури в бетонних елементах при тепловому та циклічному навантаженні. *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії*. 2026. Вип. 40. С. 226-236. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-014

Рукопис надійшов до редакції / Received 07.03.2026
Рекомендовано до друку / Accepted 28.05.2026
Опубліковано / Published 30.05.2026

ISSN 2522-9117 (print), ISSN 2786-6149 (online)
"Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії". 2026. Випуск 40
"Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy". 2026. Issue 40

https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-015

УДК 69.059.2:004.92

М. В. Пімахов[1,*], аспірант, ORCID 0009-0004-1984-5676

[1] *Національний технічний університет «Дніпровська політехніка»*

[*] *Автор для листування: Pimakhov.M.V@nmu.one*

ЦИФРОВА РЕКОНСТРУКЦІЯ ТА ПРОГНОЗУВАННЯ ФІЗИКО-МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ПОШКОДЖЕНИХ БУДІВЕЛЬ НА ОСНОВІ ДАНИХ 3D-СКАНУВАННЯ: КОНЦЕПЦІЯ «ГЕОМЕТРІЯ + ВЛАСТИВОСТІ»

Анотація. *Актуальність.* Масштабні руйнування інфраструктури в Україні та необхідність оцінки залишкового ресурсу будівель вимагають нових підходів до діагностики, що поєднують швидкість 3D-сканування з глибиною матеріалознавчого аналізу. Класичні методи обстеження не забезпечують суцільної картини розподілу деградації матеріалів у конструкції. *Мета.* Розробити концептуальні засади методики цифрової реконструкції, що базується на інтеграції геометричних даних 3D-сканування з алгоритмами прогнозування локальних фізико-механічних властивостей матеріалів (міцності, модуля пружності) для створення достовірних розрахункових моделей. *Методика.* Застосовано методи системного аналізу дефектів будівельних матеріалів, аналітичний огляд методів неруйнівного контролю та комп'ютерного моделювання. Запропоновано підхід до кореляції візуальних та геометричних ознак пошкоджень, отриманих із хмар точок, зі змінами мікроструктури та макромеханічних характеристик бетону та арматури. *Результати.* Визначено чотири ключові групи дефектів, що ідентифікуються методами 3D-сканування, та встановлено їх зв'язок із деградацією властивостей матеріалів. Обґрунтовано концепцію «Геометрія + Властивості», яка передбачає картування полів пошкоджень (тріщин, термічної деструкції) безпосередньо на скінченно-елементну сітку. Проаналізовано можливості інтеграції програмних комплексів для обробки геометрії (CloudCompare, Revit) із системами інженерного аналізу (ANSYS, LIRA-SAPR) через вокселізацію та параметричне моделювання. *Висновки.* Запропонована методика дозволяє перейти від візуальної фіксації руйнувань до автоматизованого прогнозування залишкової несучої здатності, враховуючи неоднорідність властивостей матеріалів у пошкоджених зонах.

Ключові слова: цифрова реконструкція, 3D-сканування, фізико-механічні властивості, деградація бетону, корозія, FEM-моделювання, матеріал.

Посилання для цитування: Пімахов М. В. Цифрова реконструкція та прогнозування фізико-механічних властивостей пошкоджених будівель на

© М. В. Пімахов, 2026

Це стаття відкритого доступу за ліцензією CC BY-NC-ND 4.0
https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/legalcode.uk

основі даних 3D-сканування: концепція «геометрія + властивості». *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії*. 2026. Вип. 40. С. 237-245. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-015

Вступ

Відновлення інфраструктури України в умовах післявоєнного періоду вимагає вирішення складних інженерних задач, пов'язаних з оцінкою залишкового ресурсу конструкцій, що зазнали впливу екстремальних навантажень: ударних хвиль, високотемпературного нагріву (пожеж), вібрацій та корозійного середовища. Ключовою проблемою є те, що матеріал конструкцій (бетон, сталь, цегла) у пошкоджених будівлях стає неоднорідним. Наприклад, в одній частині колони бетон може зберігати проєктну міцність, а в іншій – втратити її на 50–70% через мікротріщини або дегідратацію цементного каменю [1].

Сучасні методи 3D-сканування (лазерне сканування, фотограмметрія) дозволяють отримати високоточну геометричну копію об'єкта. Однак для матеріалознавця та конструктора інформація про геометрію сама по собі є недостатньою. Необхідно знати, як змінилися фізико-механічні властивості матеріалу в кожній точці цієї конструкції або будівлі. Існуючий розрив між геометричним моделюванням (CAD/BIM) та фізичним моделюванням матеріалів (CAE) ускладнює точний розрахунок надійності.

У цій статті пропонується концепція поєднання аналізу геометрії з прогнозуванням змінених властивостей матеріалів, що дозволить створити цифрові моделі нового рівня достовірності.

Мета роботи

Розробити концептуальні засади методики цифрової реконструкції, що базується на інтеграції геометричних даних 3D-сканування з алгоритмами прогнозування локальних фізико-механічних властивостей матеріалів (міцності, модуля пружності) для створення достовірних розрахункових моделей.

Методика досліджень

Застосовано методи системного аналізу дефектів будівельних матеріалів, аналітичний огляд методів неруйнівного контролю та комп'ютерного моделювання. Запропоновано підхід до кореляції візуальних та геометричних ознак пошкоджень, отриманих із хмар точок, зі змінами мікроструктури та макромеханічних характеристик бетону та арматури.

Результати дослідження

Взаємозв'язок дефектів, що фіксуються скануванням, зі зміною властивостей матеріалів ґрунтується на гіпотезі про існування кореляції

між зовнішніми геометричними та візуальними ознаками, зафіксованими у цифровій «хмарі точок», та внутрішніми структурними змінами та властивостями матеріалу. Для вивчення цього зв'язку виділяються чотири групи дефектів, де така кореляція є найбільш вираженою.

Першою з таких груп є геометричні деформації та напружено-деформований стан. Лазерне сканування дозволяє фіксувати прогини балок, плит перекриття та відхилення колон від вертикалі з точністю до міліметрів. З точки зору механіки матеріалів, наявність залишкових пластичних деформацій є надійним свідченням того, що матеріал у відповідній зоні конструкції перейшов межу пружності. У матеріалознавчому аспекті це означає, що в зонах формування пластичних шарнірів залізобетону відбувається незворотне розкриття мікротріщин та деструкція стиснутої зони бетону. Ці процеси призводять до локального зниження модуля пружності (E) та зміни характеру діаграми деформування «σ-ε». На основі цих даних формується прогноз: використовуючи точні дані про кривизну зігнутого елемента, отримані з 3D-скану, можна зворотним шляхом розрахувати діючі напруження та оцінити ступінь деградації жорсткості перерізу [2].

Другою критично важливою групою дефектів є тріщиноутворення та деградація суцільності. Тріщини, як фізичні розриви суцільності матеріалу, ефективно фіксуються сучасними сканерами та методами фотограмметрії, здатними виявляти їх за шириною розкриття всього від 0,1 – 0,3 мм. У матеріалознавчому аспекті ширина та густота тріщин прямо корелюють зі зниженням ефективної площі робочого перерізу та міцності матеріалу на розтяг (R_{bt}). Крім безпосереднього механічного послаблення (рис. 1), наявність тріщин створює шляхи для проникнення вологи та агресивних середовищ, що прискорює карбонізацію бетону та забезпечує доступ кисню до арматури, ініціюючи корозійні процеси. На основі цих спостережень створюється прогноз: детальне картування сітки тріщин на поверхні дозволяє застосувати принципи механіки руйнування (Fracture Mechanics) для корекції тензора жорсткості матеріалу в скінченно-елементній моделі, що значно підвищує адекватність чисельного аналізу несучої здатності пошкодженої конструкції.

Третя група дефектів – це локальні руйнування конструкцій, такі як відколи захисного шару бетону або вибоїни (каверни), мають чітку маніфестацію у даних 3D-сканування, де вони детектуються як характерні порожнечі в об'ємній хмарі точок. З матеріалознавчої точки зору, крім прямого геометричного зменшення ефективної площі робочого перерізу, такі пошкодження зазвичай супроводжуються утворенням розширеної «зони впливу», що проникає вглиб матеріалу.

У цій зоні, часто викликаної ударними динамічними навантаженнями (наприклад, від уламків снарядів або вибухової хвилі), формуються скупчення мікротріщин, що додатково послаблюють структуру. На основі таких спостережень формується прогноз: автоматизований аналіз сканування, що дозволяє точно розрахувати обсяг втраченого матеріалу, може бути використаний для прямого коригування ключових геометричних характеристик перерізу, таких як площа (A) та момент інерції (I), у відповідній розрахунковій схемі конструкції, що забезпечує більш реалістичну оцінку її несучої здатності.

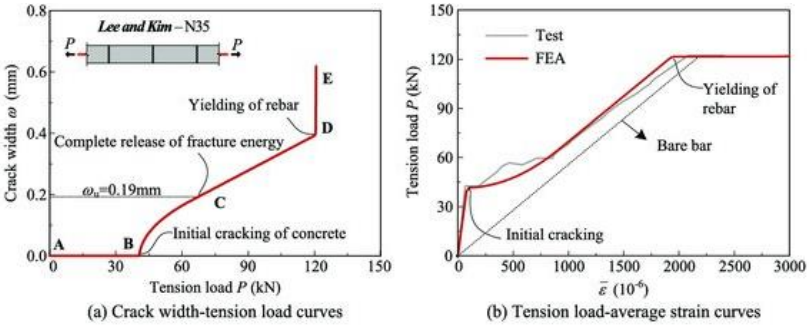


Рисунок 1 – Приклад прогнозування ширини тріщини для залізобетонних конструкцій [3]

Окремою, найбільш складною для діагностики групою дефектів є зміни структури матеріалу, викликані інтенсивним термічним впливом, зокрема під час пожежі. Під дією високих температур бетон зазнає видимих змін кольору – від рожевого відтінку через сірий до білуватого, що відображає глибокі хімічні перетворення, такі як зневоднення гідроксиду кальцію та розклад мінеральних заповнювачів. У матеріалознавчому аспекті існує чітка емпірична кореляція між температурою нагріву, характерною зміною кольору поверхні бетону та різким зниженням його залишкової міцності на стиск (R_b). Наприклад, нагрівання понад 500°C може призвести до втрати понад 50% початкової міцності. На основі цього зв'язку формується практичний прогноз: із застосуванням комбінованого аналізу даних хмари точок, а саме інформації про колір (значення RGB) та інтенсивність відбиття лазерного променю (параметр Intensity), можна провести об'єктивне зонування конструкції за ступенем термічного пошкодження. Кожній визначеній зоні можна програмно призначити індивідуально знижені розрахункові характеристики міцності та модуля пружності, що є критично важливим для точної оцінки залишкового ресурсу будівлі після пожежі.

Концепція інтеграції програмних засобів «Геометрія + Властивості» орієнтована на створення наскрізного ланцюжка передачі даних між програмними комплексами, які працюють з геометричним представленням об'єкта, та системами, що займаються розрахунком його інженерних властивостей.

Реалізація цього підходу починається з етапу аналізу геометрії та дефектів, який також відомий як Scan-to-Mesh. На цьому етапі використовуються спеціалізовані програми для обробки хмар точок, такі як CloudCompare, Leica Cyclone або RealityCapture. Основні завдання цього етапу включають очищення даних від шумів, класифікацію поверхонь та найважливіше – сегментацію дефектів. Для цього можуть застосовуватися алгоритми машинного навчання (ML), здатні автоматично ідентифікувати та виділяти на хмарі точок зони з аномальною геометричною шорсткістю, що свідчить про механічні пошкодження, або зони зі специфічним спектральним відгуком (кольором), який є ознакою термічного впливу (пожежі) чи корозії [4]. Результатом успішної обробки стає полігональна сіткова модель (Mesh), у якій кожному елементарному полігону присвоєно специфічний атрибут, що класифікує тип виявленого дефекту (наприклад, «Тріщина», «Відкол», «Пошкодження від пожежі 2 рівня»).

Наступним та ключовим етапом концепції є матеріалознавче картування (Property Mapping), мета якого – перетворити описові атрибути дефектів на кількісні фізико-механічні характеристики матеріалу. Основним інструментом тут є використання воксельної моделі (Voxel Grid). Суть підходу полягає в перетворенні детальної хмари точок або полігональної сітки в об'ємну регулярну сітку, що складається з елементарних кубічних осередків – вокселів (рис. 2). Ключова ідея полягає в тому, що властивості матеріалу P, такі як міцність на стиск або модуль пружності, у кожному конкретному вокселі визначаються як функція від набору параметрів, зафіксованих при скануванні S. Ці параметри включають геометричні відхилення (S_geometry), спектральні характеристики кольору (S_color) та інтенсивність відбиття лазерного променя (S_intensity). Таким чином, формується залежність: P_i = f (S_geometry, S_color, S_intensity). Наприклад, для зони, пошкодженої вогнем, розрахункова залишкова міцність бетону (R_b,residual) може бути визначена як добуток початкової міцності (R_b,initial) на коефіцієнт k_temp, який, у свою чергу, виводиться на основі колориметричного аналізу даних хмари точок для даної області. Цей підхід дозволяє створювати просторово-неоднорідну цифрову модель матеріалу, де кожна її точка має власні, обґрунтовані експериментальними кореляціями, механічні властивості.

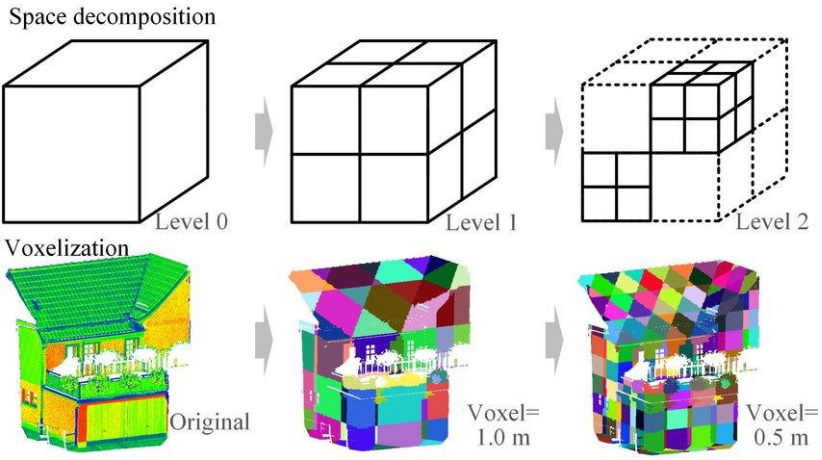


Рисунок 2 – Узагальнена схема реконструкції будівель та інфраструктури з хмар точок (огляд підходів) [5]

Третім етапом реалізації концепції є експорт сформованої моделі з просторово розподіленими властивостями матеріалу у професійне середовище для скінченно-елементного аналізу (CAE/FEM), таке як ANSYS, ABAQUS, LIRA-SAPR або SCAD. Однак на цьому шляху виникає технічна проблема, пов'язана з тим, що стандартні формати обміну будівельною інформацією (наприклад, IFC) погано пристосовані для передачі даних про неоднорідність властивостей матеріалів всередині конструкції, оскільки традиційно розрахункові моделі оперують однорідними об'єктами. Для подолання цього обмеження пропонується рішення у вигляді використання спеціальних скриптів, які створюються на базі візуальних середовищ програмування, таких як Dynamo для платформи Revit або Grasshopper для Rhino. Ці скрипти працюють як посередники, здатні транслювати точні геометричні координати вокселів разом із прив'язаними до них фізико-механічними параметрами безпосередньо у відповідні вузли скінченно-елементної сітки в розрахунковому комплексі. Такий підхід принципово змінює логіку аналізу, дозволяючи виконувати розрахунок несучої здатності конструкції не як однорідного ізотропного тіла, а як гетерогенної системи, що враховує локальне ослаблення матеріалу в зонах виявлених дефектів, що забезпечує значно вищу адекватність результатів моделювання [6].

Перспективи подальшого розвитку та застосування запропонованої методики безпосередньо пов'язані з інтеграцією штучного інтелекту (ШІ). Поєднання матеріалознавчих фізичних моделей з потужними

інструментами машинного навчання відкриває шлях до повної автоматизації всього процесу оцінки. Особливо перспективним вважається навчання глибоких нейронних мереж на великих масивах парних даних, що складаються з лабораторних результатів механічних випробувань кернів, відібраних безпосередньо з пошкоджених конструкцій, та відповідних цим зонам тривимірних сканів. Такий набір даних дозволить створити комплексну модель типу «End-to-End» (від початку до кінця), де на вхід системи буде подаватися «сира» хмара точок, отримана з лазерного сканера, а на виході буде автоматично генеруватися детальна карта розподілу залишкової міцності або інших властивостей по всій конструкції. Це дозволить повністю усунути етап ручного налаштування емпіричних залежностей та інтерпретації дефектів, зробивши процес оцінки технічного стану швидшим, об'єктивнішим і масштабованим.

Висновки

1. Розроблена концепція «Геометрія + Властивості», яка поєднує аналіз геометрії з прогнозуванням змінених властивостей матеріалів. Це дозволить створити цифрові моделі нового рівня достовірності, що є критично необхідним для коректної оцінки пошкоджених будівель.

2. Встановлено, що дані лазерного сканування (геометрія, інтенсивність, колір) містять непряму інформацію про фізико-механічний стан матеріалів. Аналіз кольору дозволяє оцінити ступінь температурної деструкції бетону, а аналіз мікрогеометрії поверхні – виявити корозію та тріщиноутворення.

3. Застосування воксельних моделей дозволяє трансформувати ці дані в просторово-розподілену карту механічних властивостей (міцність, модуль пружності). Це забезпечує перехід від усереднених розрахунків до моделювання реальної гетерогенної структури пошкодженого матеріалу, що підвищує точність оцінки залишкового ресурсу конструкцій.

Перелік посилань

1. Кліменко В.З., Бєлов І.Д. Випробування конструкцій, обстеження та моніторинг будівель і споруд: підручник. Київ: Кондор, 2015. URL: https://pdf.lib.vntu.edu.ua/books/2022/Klimenko_2015_572.pdf

2. Mengiste E., Garcia de Soto B., Hartmann T. Automated integration of as-is point cloud information with as-planned BIM for interior construction. International Journal of Construction Management, 2023. https://doi.org/10.1080/15623599.2023.2211487

3. Yu X., Shi C., Wei J., Duan L. Whole-process crack width prediction of reinforced concrete structures considering bonding deterioration. Engineering Structures, 2017. https://doi.org/10.1016/j.engstruct.2017.03.060.

4. Zonouz S.M., Badarne D., Yu H. 3D vision-based structural masonry damage

detection. arXiv:2308.16380, 2023. https://doi.org/10.48550/arXiv.2308.16380

5. Xu Y., Stilla U. Toward Building and Civil Infrastructure Reconstruction From Point Clouds: A Review on Data and Key Techniques. IEEE Journal of Selected Topics in Applied Earth Observations and Remote Sensing (JSTARS), 2021. https://doi.org/10.1109/JSTARS.2021.3060568.

6. Jia J., Gao J., Wang W., Ma L., Li J., Zhang Z. An Automatic Generation Method of Finite Element Model Based on BIM and Ontology. Buildings, 2022, 12(11), 1949. https://doi.org/10.3390/buildings12111949

References

1. Klimenko, V. Z., & Bielov, I. D. (2015). *Vyprobuvannia konstruktsii, obstezhennia ta monitorynh budivel i sporud.* Kondor. Available from: https://pdf.lib.vntu.edu.ua/books/2022/Klimenko_2015_572.pdf

2. Mengiste, E., Garcia de Soto, B., & Hartmann, T. (2023). Automated integration of as-is point cloud information with as-planned BIM for interior construction. *International Journal of Construction Management*, https://doi.org/10.1080/15623599.2023.2211487

3. Yu, X., Shi, C., Wei, J., & Duan, L. (2017). Whole-process crack width prediction of reinforced concrete structures considering bonding deterioration. *Engineering Structures*. https://doi.org/10.1016/j.engstruct.2017.03.060.

4. Zonouz, S. M., Badarne, D., & Yu, H. (2023). 3D vision-based structural masonry damage detection. arXiv:2308.16380. https://doi.org/10.48550/ arXiv.2308.16380

5. Xu, Y., & Stilla, U. (2021). Toward Building and Civil Infrastructure Reconstruction From Point Clouds: A Review on Data and Key Techniques. *IEEE Journal of Selected Topics in Applied Earth Observations and Remote Sensing (JSTARS)*. https://doi.org/10.1109/JSTARS.2021.3060568.

6. Jia, J., Gao, J., Wang, W., Ma, L., Li, J., & Zhang, Z. (2022) An Automatic Generation Method of Finite Element Model Based on BIM and Ontology. *Buildings*, 12(11), 1949. https://doi.org/10.3390/buildings12111949

M. V. Pimakhov[1,*], Ph. D. Student, ORCID 0009-0004-1984-5676

[1] *Dnipro University of Technology*

[*] *Corresponding author: Pimakhov.M.V@nmu.one*

DIGITAL RECONSTRUCTION AND PREDICTION OF PHYSICAL AND MECHANICAL PROPERTIES OF DAMAGED BUILDINGS BASED ON 3D SCANNING DATA: THE "GEOMETRY + PROPERTIES" CONCEPT

Abstract. *Relevance.* Large-scale destruction of infrastructure in Ukraine and the need to assess the residual resource of buildings require new approaches to diagnostics that combine the speed of 3D scanning with the depth of material science analysis. Classical examination methods do not provide a complete picture of the distribution of material degradation in the structure. *Purpose.* To develop conceptual principles of a digital reconstruction methodology based on the integration of geometric data of 3D

scanning with algorithms for predicting local physical and mechanical properties of materials (strength, elastic modulus) to create reliable computational models. *Methodology.* Methods of systemic analysis of defects in building materials, analytical review of non-destructive testing methods and computer modeling were applied. An approach to the correlation of visual and geometric signs of damage obtained from point clouds with changes in the microstructure and macromechanical characteristics of concrete and reinforcement was proposed. *Results.* Four key groups of defects identified by 3D scanning methods were determined, and their relationship with the degradation of material properties was established. The concept of "Geometry + Properties" was substantiated, which involves mapping damage fields (cracks, thermal destruction) directly onto a finite element mesh. The possibilities of integrating software packages for geometry processing (CloudCompare, Revit) with engineering analysis systems (ANSYS, LIRA-SAPR) through voxelization and parametric modeling are analyzed. *Conclusions.* The proposed method allows moving from visual fixation of damage to automated prediction of residual bearing capacity, taking into account the heterogeneity of material properties in damaged areas.

Key words: digital reconstruction, 3D scanning, physical and mechanical properties, concrete degradation, corrosion, FEM modeling, material.

For citation: Pimakhov, M. V. (2026). Digital reconstruction and prediction of physical and mechanical properties of damaged buildings based on 3D scanning data: the "geometry + properties" concept. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 40. 237-245. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-015

Рукопис надійшов до редакції / Received 18.02.2026
Рекомендовано до друку / Accepted 28.05.2026
Опубліковано / Published 30.05.2026

ISSN 2522-9117 (print), ISSN 2786-6149 (online)
"Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії". 2026. Випуск 40
"Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy". 2026. Issue 40

https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-016

УДК 622.24:621.822

С. П. Мінєєв[1], д.т.н., проф., ORCID 0000-0002-4594-0915
В. Є. Антончик[1,*], головн. констр пр., ORCID 0000-0002-4161-9112
В. Ф. Ганкевич[2], к.т.н., доц., ORCID 0000-0002-8535-6318
Н. О. Калугіна[2], д.т.н., с.н.с. ORCID 0000-0003-2994-5449
Т. М. Уколова[1], пров. інж.
В. Я. Кіба[3], к.т.н., доц., ORCID 0000-0003-3033-6106

[1] *Національний технічний університет «Дніпровська політехніка»*
[2] *Інститут геотехнічної механіки ім. М.С. Полякова НАН України*
[3] *Відділення фізики гірничих процесів Інституту геотехнічної механіки ім. М.С. Полякова НАН України*

[*] *Автор для листування: vladimirantonchik1958@gmail.com*

ПНЕВМОАМОРТИЗАТОР БУРОВИХ СТАНКІВ

Анотація. У статті розглянуті проблеми зносу бурового обладнання при бурінні міцних та особливо міцних гірських порід, зокрема, зворотна дія з боку масиву гірських порід на буровий інструмент, бурові штанги та бурові станки. У розділі огляд літератури розглянуті різні види амортизаторів бурового ставу для гасіння повздовжніх, крутильних та одночасного гасіння обох видів коливань. Вказані особливості їх роботи та недоліки. Показано, що проблема передачі коливань бурового ставу під час буріння міцних гірських порід не може бути вирішена свердловинними амортизаторами. Запропонований спосіб пневматичного гасіння механічних коливань. Приведена його фізична та математична модель, розрахунки ступеню гасіння максимальної амплітуди повздовжніх коливань на прикладі серійного бурового станка. Запропоноване нове технічне рішення у вигляді пристрою для гасіння пневмоамортизаторами одночасно повздовжніх та крутильних коливань бурового ставу з одночасною передачею цим пристроєм осьового зусилля та обертального моменту. Розроблений ескізний проект пневмоамортизатора бурового ставу. Приведений його загальний вигляд у розрізі та поперечне січення. Описаний склад пристрою та його робота. Показані переваги даного пневмоамортизатора бурового станка та його ефективність, як в захисті бурового станка, так і бурових штанг та бурового інструменту. У розділі висновки відмічене вирішення проблеми захисту бурового станка від основних видів коливань бурового ставу та економічний ефект по зменшенню собівартості видобутку корисних копалин.

Ключові слова: пневмоамортизатор, буровий став, повздовжні коливання, гасіння коливань, свердловинні амортизатори, пружний елемент, стиснуте

© С. П. Мінєєв, В. Є. Антончик, В. Ф. Ганкевич, Н. О. Калугіна, Т. М. Уколова, В. Я. Кіба, 2026

Це стаття відкритого доступу за ліцензією CC BY-NC-ND 4.0
https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/legalcode.uk

повітря, пневмоциліндр, буровий станок.

Посилання для цитування: Пневмоамортизатор бурового станка / С. П. Мінєєв, В. Є. Антончик, В. Ф. Ганкевич, Т. М. Уколова, В. Я. Кіба / *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії.* 2026. Вип. 40. С. 246-260. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-016

Вступ. Відомо що при бурінні свердловин з боку поверхні вибою на буровий інструмент, бурові штанги та буровий станок діє сила зворотної реакції на зусилля, що прикладене буровим станком до бурового інструменту для руйнування гірських порід. Це призводить до коливань та вібрації бурового інструменту бурових штанг і бурового станка, особливо, при бурінні міцних та надміцних гірських порід. Негативні наслідки вібрації бурового інструменту в загальних рисах зводяться до передчасного зносу озброєння шарошкових долот і їх опор з підшипниками, а при бурінні алмазними долотами до відколів алмазних зерен. При вібраціях швидше спрацьовуються деталі турбобуру, спостерігаються поломки бурильних штанг та вузлів подачі бурових станків.

Всі види коливань бурильної колони умовно поділяються на повздовжні, поперечні і крутильні. Під час буріння міцних та надміцних гірських порід долончатими або шарошковими долотами особливо значними є повздовжні коливання, що обумовлено зворотною дією гірських порід на заглиблення в них бурового інструменту, поперечні і крутильні коливання виникають під час буріння різанням.

Відомі способи боротьби з цим явищем зводяться до використання різного виду свердловинних амортизаторів, які встановлюють в буровий став одразу за буровим долотом.

Мета роботи полягає в розробці пневмоамортизатора бурового станка, який гасить коливання, що передаються на привід бурового станка від бурового ставу.

Огляд літератури. Проблема гасіння коливань бурового ставу вирішується переважно шляхом використання свердловинних амортизаторів, які встановлюють одразу за буровим долотом. Відомі різні конструкції таких амортизаторів, які в різній ступені гасять осьові та тангенціальні коливання бурового ставу. Так, наприклад, відомий «Пластинчатий амортизатор» [1], який складається з корпусу, верхньої і нижньої муфт, штока і рифлених пластин, простір між якими заповнений рідиною високої в'язкості, який працює наступним чином: на буровий став подають осьове зусилля та обертальний момент. Осьовим зусиллям стискають рифлені пластини з в'язкою

рідиною між ними у замкненому просторі між корпусом та штоком і нижньою муфтою. При стиснені в тонкому шарі рідини виникають величезні гідродинамічні опори, що перешкоджають розтіканню рідини, яка працює як пружна подушка.

Недоліком даного «Пластинчатого амортизатора» [1] э складність передачі обертального моменту, яка полягає в тому, що рифлені пластини можуть ковзати по поверхні одна одної, особливо, в результаті повздовжніх коливань зчеплення між ними зменшується, а при значному обертальному моменті, гофри ковзають між собою, що призводить до нагріву рідини між ними і зменшення її густини та властивостей як гідродинамічного опору, а також, зносу рифлення пластин і зменшення величини обертального моменту.

Найбільше розповсюдження отримали пружинні амортизатори, які використовують як для гасіння осьових, так і тангенціальних коливань бурового ставу, так, наприклад, відомий «Свердловинний амортизатор» [2], який складається з валу з шліцьовою втулкою, на валу розміщений трубчастий пружний елемент, в якому виконано прорізи що чергуються між собою і поршень, на якому розміщені ущільнювальні кільця. Свердловинний амортизатор [2], [3] працює наступним чином: до амортизатора приєднують шарошкове бурове долото, зубці якого під час буріння наносять удари та заглиблюються в гірську породу. При цьому виникає вібрація, яка залежить від кількості зубців на шарошці та частоти обертання долота. Пружина під дією навантаження то стискається, то випростовується, переводячи жорсткий характер зусилля в м'який.

Недоліком цих «Свердловинних амортизаторів» [2], [3] є передача осьового зусилля та обертального моменту через пружний елемент, яким є циліндрична втулка з поперечними прорізями, яка з одного боку повинна мати жорсткість достатню для заглиблення зубців шарошкового бурового долота в породу, а з іншого боку повинна бути досить м'якою, щоб загасити коливання. Виконати ці вимоги одночасно одним і тим же пружним елементом неможливо, тому даний амортизатор буде або погіршувати процес буріння, або недостатньо гасити повздовжні коливання долота і бурового ставу.

Відома також «Бурильна труба» [4], яка складається з перехідних втулок, з'єднаних двома трубами зовнішньою та внутрішньою у вигляді гвинтових стрічок з протилежним напрямком гвинтових ліній та зазором між стрічками та трубами, а також, центрального ущільненого шлангу, закріпленого жорстко у перехідних втулках.

Недоліком даної «Бурильна труба» [4] є передача осьового зусилля та обертального моменту через пружні елементи, якими є дві циліндричні труби, зовнішня та внутрішня, у вигляді гвинтових

стрічок з протилежним напрямком гвинтових ліній та зазором між стрічками та трубами, що зумовить розкручування однієї з пружин під час буріння, а також погіршить процес буріння через недостатню жорсткість такої «Бурильної труби» [4], зробленої з циліндричних пружин.

Відомий «Амортизатор бурильної колони» [5], що складається з корпусу, перехідників, пружного елемента (який передає осьове зусилля), патрубка, втулки, канату, який з'єднує корпус з нижнім перехідником, вплетений в вікнах і ребрах каркаса з напрямком гвинтових ліній, протилежним напрямку обертання амортизатора при бурінні свердловин і з'єднує корпус з нижнім перехідником і передає обертальній момент.

Недоліком цього «Амортизатор бурильної колони» [5] є те, що осьове зусилля передається через пружний елемент, який також передає коливання від зворотної дії бурового інструменту на буровий став, а передача обертального моменту через канат, закручений в протилежному напрямку до обертання амортизатора означає, що обертальний момент передається штовханням канату, тобто працює тільки незначна частина канату, яка застрягне між ребрами каркасу і працює, як пружина, недоліки якої показані у попередніх винаходах.

Слід зазначити, що окрім перерахованих недоліків всі амортизатори пружинного типу мають один суттєвий недолік, який полягає в тому, що всі вони «розтягують» коливання у часі, тобто зростання до максимального значення та зменшення до мінімального за довший проміжок часу, але не зменшують абсолютного значення величини амплітуди коливань. Це означає, що буровий станок хоч і за довший проміжок часу все ж сприймає коливання бурового ставу, які призводять до значних перевантажень окремих деталей та механізмів.

Найбільш близьким до вирішення цієї проблеми є «Універсальний гідропневмоамортизатор» [6], який складається з корпуса у вигляді пустотілого циліндра, циліндричної камери високого тиску, де створюють тиск і зусилля необхідне для подачі бурового ставу, яка постійно з'єднана з газом або рідиною, які знаходяться під тиском у буровому ставі та має декілька аналогічних камер високого тиску, які з'єднуються з магістраллю подачі газу або рідини (що знаходяться під тиском у буровому ставі), камери атмосферного тиску, які постійно зв'язані з атмосферою каналами і знаходяться поруч з камерами високого тиску та герметично відділені від них циліндричними виступами-поршнями, втулки з радіальними розточками і отворами до них, один з яких постійно з'єднаний камерою високого тиску для подачі бурового інструменту, а інші з'єднуються з гальмівними камерами високого тиску, гвинта для регулювання вихідного отвору з

штоку і регулювання величини тиску рідини або газу в магістралі та камерах високого тиску, корпус циліндра має циліндричні розточки, в яких поступально рухаються циліндричні виступи-поршні розташовані на штоку і розділяють ці розточки на камери високого тику та атмосферного тиску, корпус циліндра має канали, через які гальмівні камери високого тиску періодично сполучаються з магістраллю подачі газу або рідини, турбомуфти, в якій обертальний момент від бурового ставу до бурового долота передається динамічним тиском густої рідини в герметичному об'ємі від ведучих лопаток на корпусі турбомуфти до відомих лопаток на корпусі циліндру.

Даний [6] амортизатор зменшує осьові коливання на 25 відсотків, а недоліком амортизації тангенціальних коливань турбомуфтою є те, що коефіцієнт корисної дії турбомуфти залежить від кутової швидкості ведучого та відомого коліс, і величина обертального моменту може зменшуватись від номінального, що погіршить процес буріння гірських порід.

Опис методики досліджень. Як видно з розглянутих відомих способів та пристроїв гасіння коливань бурового ставу, обумовлених реакцією забою при бурінні свердловин, всі вони не дають потрібного результату. Причина в тому, що коливання намагаються гасити за допомогою твердих пружних тіл, що з одного боку вимагає, щоб пружні елементи були достатньо жорсткими, щоб передати буровому інструменту значні осьові зусилля та обертальні моменти, а з іншого боку, ці пружні елементи не повинні мати значну жорсткість для того, щоб поглинати та гасити ці коливання. Виконати одночасно ці взаємно протилежні вимоги практично неможливо в твердих тілах.

Як видно з вищевказаного, свердловинні амортизатори не вирішують повністю проблеми коливань бурового ставу та його впливу на буровий станок, тому для захисту механізмів бурового станка необхідні амортизатори безпосередньо на буровому станку, які б гасили до допустимих значень навантаження на механізми станка, як від осьових, так і від тангенціальних коливань бурового ставу. В цьому сенсі пружинні механічні амортизатори не підходять через передачу більшої частини коливань на станок. Використання гідравлічного приводу та подачі бурового ставу також не вирішує даної проблеми. Так, наприклад, осьові коливання з бурового ставу передаються на поршні подаючих гідроциліндрів і в подальшому через незначну властивість рідини до стискання ці коливання передаються на механізм насоса, корпус гідроциліндрів, і в подальшому, на корпус бурового станка. Аналогічно передаються і тангенціальні коливання на механізм приводу станка.

Вирішенням даної проблеми може бути використання в амортизаторі у якості робочого тіла газ, а саме повітря. Відомо, що в твердих тілах, які мають достатню жорсткість, навіть незначні деформації спричиняють значні напруження на елементи конструкції. В той же час в газовому середовищі коливання того ж рівня завдяки розсіюванні їх енергії у всьому об'ємі газу спричиняють дію на елементи конструкції в десятки разів меншу. Це пояснюється тим, що молекули газу не утримують одна одну електромагнітними силами, а рухаються у просторі хаотично, що і призводить до швидкого рівномірного розподілення енергії коливань на весь об'єм газу в амортизаторі. Виходячи з цього для захисту механізмів бурових станків необхідне створення пневматичних амортизаторів бурового станка, як на подачі, так і на приводі бурового ставу.

Розглянемо вирішення даної проблеми на прикладі фізичної і математичної моделі стиснення газу (повітря) в пневмоциліндрі [7], [8], [9]. Враховуючи те, що як повздовжні, так і окружні коливання відбуваються за короткий проміжок часу, близько 0,001-0,002 с, тому процес стискання повітря вважаємо адіабатним, показник адіабати для повітря вважаємо 1,4.

На рис. 1 схематично зображені пневмоциліндр з поршнем у вихідному положенні.

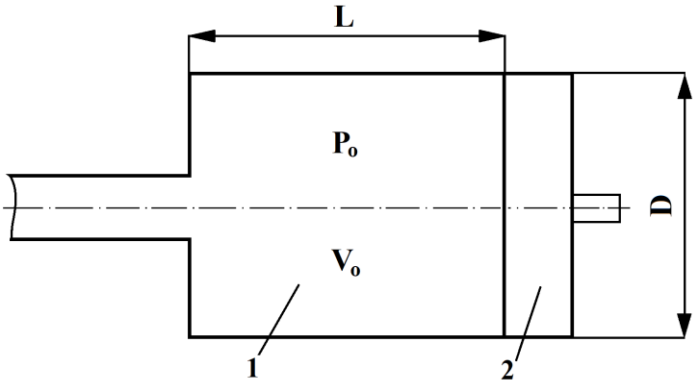


Рисунок 1 – Пневмоциліндр з поршнем у вихідному положенні:
1 – пневмоциліндр; 2 – поршень; P_0 – тиск повітря в пневмоциліндрі та магістралі стиснутого повітря; V_0 – об'єм повітря в пневмоциліндрі до повздовжнього коливання бурового ставу

На рисунку 2 схематично зображені пневмоциліндр з поршнем у положенні максимальної амплітуди повздовжнього коливання бурового ставу.

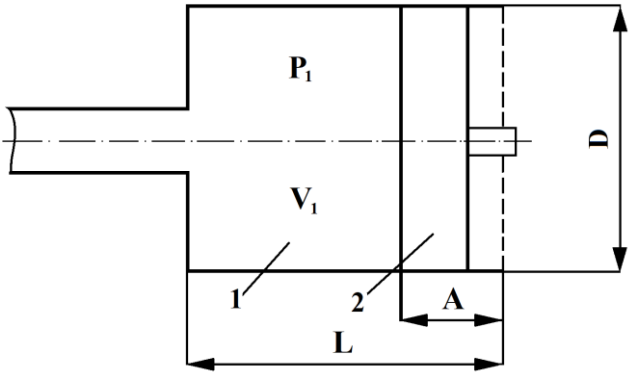


Рисунок 2 – Пневмоциліндр з поршнем у положенні максимальної амплітуди повздовжнього коливання бурового ставу: 1 – пневмоциліндр; 2 – поршень; P_1 – тиск повітря в пневмоциліндрі та магістралі стиснутого повітря під час максимальної амплітуди повздовжнього коливання; V_1 – об'єм пневмоциліндра під час максимальної амплітуди повздовжнього коливання; A – максимальна амплітуда повздовжнього коливання

Рівняння адіабатного процесу стискання повітря в пневмоциліндрі під час повздовжнього коливання бурового става.

$$\frac{P_0}{P_1} = \left(\frac{V_1}{V_0}\right)^{\kappa} \tag{1}$$

звідкіля отримаємо

$$P_1 = \frac{P_0}{\left(\frac{V_1}{V_0}\right)^{\kappa}} \tag{2}$$

де P_0 – тиск повітря в пневмоциліндрі та магістралі стиснутого повітря до повздовжнього коливання бурового ставу; V_0 – об'єм повітря в пневмоциліндрі до повздовжнього коливання бурового ставу; P_1 – тиск в пневмоциліндрі при максимальній амплітуді коливання бурового ставу; V_1 – об'єм повітря в пневмоциліндрі при максимальній амплітуді коливання бурового ставу.

$$V_0 = \frac{\pi D^2}{4} \cdot L \tag{3}$$

$$V_1 = \frac{\pi D^2}{4} \cdot (L - A) \tag{4}$$

де L – довжина робочої частини пневмоциліндру; $Д$ – діаметр пневмоциліндру; A – максимальна амплітуда повздовжнього коливання.

Підставляючи (3) і (4) в (2), отримаємо

$$P_1 = \frac{P_0}{\left[\frac{\frac{\pi D^2}{4} \cdot L}{\frac{\pi D^2}{4} \cdot (L - A)}\right]^{\kappa}} = \frac{P_0}{\left(\frac{L}{L - A}\right)^{\kappa}} \tag{5}$$

Отримана формула дозволяє визначити тиск в пневмоциліндрі під час максимальної амплітуди повздовжнього коливання і навантаження на механізми бурового станка.

Результати досліджень. Розглянемо навантаження на механізми бурового станка на прикладі роботи пневмоциліндра на станку ударно обертального буріння НКР 100М для буріння в умовах шахт глибоких свердловин діаметром 105 мм в гірських породах міцністю f 3…14.

Технічна характеристика станка

- робочий тиск стиснутого повітря P_0 = 0,5 МПа;
- робоче зусилля подачі на буровий інструмент 1500 Н;
- максимальне зусилля подачі на буровий інструмент 6000 Н;
- хід податчика 0,365 м.

Визначаємо площу поперечного перерізу пневмоциліндру, виходячи з максимального зусилля подачі на буровий інструмент.

$$F = P_0 \cdot S \tag{6}$$

де F – максимальне зусилля подачі на буровий інструмент; S – площа поперечного перерізу пневмоциліндра; P_0 – робочий тиск стиснутого повітря.

$$S = \frac{F}{P_0} = \frac{6000}{500000} = 0{,}012 \text{ м}^2$$

Визначаємо тиск в пневмоциліндрі при максимальній амплітуді коливання бурового ставу по формулі (5).

$$P_1 = \frac{P_0}{\left(\frac{L}{L - A}\right)^{\kappa}} = \frac{500000}{\left(\frac{0{,}365}{0{,}365 - 0{,}05}\right)^{k}} = \frac{500000}{0{,}8136} = 614552$$

Знаходимо співвідношення тисків повітря в пневмоциліндрі до і після коливання бурового ставу.

$$\frac{P_1}{P_0} = \frac{614552}{500000} = 1{,}23$$

Таким чином, максимально можливе зусилля з боку пневмоциліндра на буровий станок при максимальному зусиллі подачі на буровий інструмент в 1,23 рази перевищує розрахункове навантаження. Враховуючи те, що в загальному машинобудуванні запас міцності складає 1,4-1,6 розрахункового, то дане навантаження витримується буровим станком без додаткового підсилення його конструкції. В дійсності підвищення тиску повітря відбувається не тільки в пневмоциліндрі, а і в магістралі подачі стиснутого повітря, і в ресівері компресора. Цей процес відбувається за короткий проміжок часу близько 0,01 с, враховуючи швидкість звуку в стиснутому повітрі, тому об'єм повітря що стискається в декілька разів більший за об'єм пневмоциліндра. Таким чином, якщо наш розрахунковий об'єм пневмоциліндра складає

$$V_0 = S \cdot L = 0{,}012 \cdot 0{,}365 = 0{,}00438$$

То в дійсності він буде що найменш втричі більшим і складатиме V_0=0,013 м^3, а об'єм повітря після стискання його від коливання буде складати

$$V_1 = S \cdot (L - A) + 2 \cdot V_0 = 0{,}012 \cdot 0{,}315 + 0{,}00876 = 0{,}01254$$

Підставляючи ці значення в формулу (2) отримаємо:

$$P_1 = \frac{P_0}{\left(\frac{V_1}{V_0}\right)^{\kappa}} = \frac{P_0}{\left(\frac{0{,}01254}{0{,}013}\right)^{1{,}4}} = \frac{500000}{0{,}95} = 526315$$

Співвідношення тисків складає

$$\frac{P_1}{P_0} = \frac{526315}{500000} = 1{,}05,$$

що перевищує номінальний тиск і зусилля від нього на буровий станок лише на 5% і залишає майже не вичерпаний запас міцності при звичайних розрахунках в машинобудуванні.

Враховуючи переваги пневматичного амортизатора авторами був розроблений універсальний пневмоамортизатор бурового станка, який повністю заснований на пневматичному гасінні, як повздовжніх, так і крутильних коливань бурового ставу. Загальний вигляд у розрізі та поперечне січення цього амортизатора зображене на рис. 3, та рис. 4.

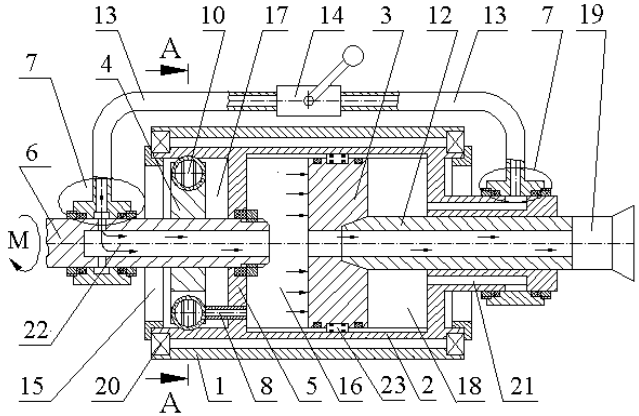


Рисунок 3 – Загальний вигляд пневмоамортизатора у розрізі

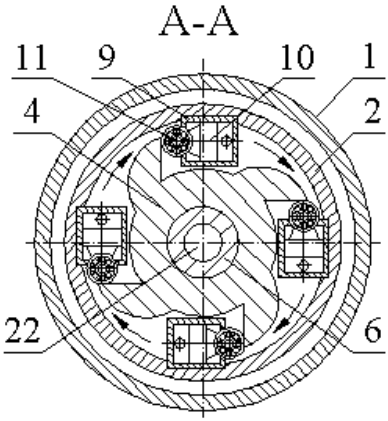


Рисунок 4 – Січення А-А пневмоамортизатора

Універсальний пневмоамортизатор бурового станка складається з: 1 – корпус; 2 – циліндр приводу; 3 – поршень подачі бурового ставу; 4 – зубці ведучого колеса; 5 – перегородка; 6 – вал ведучого колеса; 7 – вузол ущільнення; 8 – трубка; 9 – пневмоциліндр тангенціальний; 10 –поршень; 11 – підшипник; 12 – буровий став; 13 – повітропровід; 14 – перемикач; 15 – кришка; 16 – камера високого тиску; 17 – камера атмосферного тиску; 18 –камера зворотного ходу; 19 – бурове долото; 20 – підшипник циліндру приводу; 21 – канал зворотного ходу; 22 – канал подачі стиснутого повітря; 23 – циліндрична шпонка.

Пневмоамортизатор бурового станка працює наступним чином. Корпус 1 разом з буровим ставом 12, буровим долотом 19,

перемикачем 14 і повітропроводами 13 жорстко з'єднують з буровим станком. В середині корпусу 1 на підшипниках циліндра приводу 20 встановлений циліндр приводу 2, закріплений кришкою 15, що дозволяє йому вільно обертатись в середині корпусу 1. До бурового ставу жорстко та герметично прикріплюють бурове долото 19, яким може бути шарошкове долото або занурювальний пневмоударник з долотчатою коронкою.

Поворотом перемикача 14 стиснуте повітря через лівий повітропровід 13, вузол ущільнення 7 і канал подачі стиснутого повітря 22 подають у камеру високого тиску 16. Під дією тиску повітря поршень подачі бурового ставу 3 рухається вправо до поверхні забою і в подальшому зупиняється на поверхні забою, при цьому стиснуте повітря створює тиск на поршень подачі бурового ставу 3 буровий став 12 и бурове долото 19 і зусилля, яке дорівнює необхідному зусиллю подачі бурового долота 19 для буріння гірської породи. В подальшому тиск повітря в камері високого тиску 16 на поршень подачі бурового ставу 3 забезпечує осьову подачу бурового долота 19 в напрямку буріння свердловини. Стиснуте повітря через крізний канал в поршні подачі бурового ставу 3 і буровий став 12 потрапляє в буровий інструмент, де використовується для роботи пневмоударника або охолодження підшипників шарошкового долота та для видалення продуктів руйнування із свердловини.

В подальшому вмикають привід бурового станка, який подає обертальний момент на вал ведучого колеса 6, зубці ведучого колеса 4, які обертаючись тиснуть на підшипники 11 і поршні 10. Стиснуте повітря з камери високого тиску 16 через трубки 8 потрапляє в пневмоциліндри тангенціальні 9 і створює тиск на поршнях 10. Під дією зубців ведучого колеса 4 поршні 10 рухаються у напрямку обертання зубців ведучого колеса 4 і створюють тиск стиснутого повітря на дно пневмоциліндрів тангенціальних 9, які будучи жорстко прикріпленими до циліндр приводу 2 починають його обертати. Обертальний момент циліндра приводу 2 через циліндричну шпонку 23 передається на поршень подачі бурового ставу 3 і далі на буровий став 12 і бурове долото 19, після чого починається буріння гірських порід і продовжується при переміщенні циліндричних шпонок 23 у пазах циліндра приводу 2. Камера високого тиску 16 відокремлена від камери атмосферного тиску 17 ізолюючою перегородкою 5. Вузол ущільнення 7 запобігає витоку повітря в атмосферу між нерухомими та рухомими деталями. Повздовжні коливання бурового ставу 12 від зворотної дії породи забою на буровий інструмент затухають в камері високого тиску 16, а крутильні коливання, які виникають від зворотної дії породи на сколювання породи від обертання бурового інструменту,

затухають в камерах пневмоциліндрів тангенціальних 9.

Після завершення буріння вимикають привід бурового станка і перемикачем 14 стиснуте повітря спрямовують через правий повітропровід 13, вузол ущільнення 7, канал зворотного ходу 21 у камеру зворотного ходу 18. Під тиском повітря на поршень подачі бурового ставу 3 буровий став 12 з буровим долотом 19 повертаються у вихідне положення.

Аналіз результатів. Розгляд роботи відомих амортизаторів бурового ставу показав, що більшість з них зокрема амортизатори пружинного типу гасять коливання бурового ставу лише в незначній мірі на величину теплових втрат енергії при стисканні пружного елемента. Найбільш досконалий «Універсальний гідропневмо-амортизатор» хоч і зменшує амплітуду повздовжних коливань на 25%, все ж залишає перевантаження механізмів бурового станка досить значними. Так, наприклад, повздовжні коливання бурового ставу від зворотної дії породи забою на буровий інструмент можуть в 3-4 рази перевищувати робоче зусилля подачі бурового долота. Це зусилля (яке навіть для «Універсального гідропневмоамортизатора» може в 3 рази перевищувати зусилля подачі) через буровий став передається на механізми бурового станка і призводить до їх руйнування або виконання деталей і вузлів станка з 3-х разовим запасом міцності, що призведе до значного збільшення його маси і вартості. Зважаючи на це виникає необхідність створення універсального пневматичного амортизатора бурового станка, який гасить усі види коливань до і зусилля від них до допустимих значень запасу міцності, які в загальному машинобудуванні складають 1,4-1,6 рази. По результатам розрахунків конструкції універсального превмоамортизатора розробленого авторами даний амортизатор дозволяє гасити всі види коливань до значень, які не перевищують навіть 1,1 рази. Даний універсальний пневматичний амортизатор є новим технічним рішення підтвердженим патентами [10- 12].

Висновки

Розроблений універсального пневматичного амортизатора бурового станка дозволяє вирішити проблему руйнівної дії коливань бурового ставу на механізми бурового станка. Так зворотна дія від забою найбільш значних повздовжних коливань зменшується в десятки і сотні разів і не складає суттєвої загрози руйнування деталей і механізмів бурового станка через перевищення запасу міцності. Це зменшує металоємність та вартість бурових станків та збільшує їх термін використання, що в цілому зменшує собівартість видобутку корисних копалин.

Крім цього, даний універсального пневматичного амортизатора бурового станка суттєво зменшує навантаження на бурове долото та буровий став через те, що на останній з боку бурового станка діє менш жорстка реакція за короткий проміжок часу, що і створює значні питомі навантаження на окремі поверхні (наприклад різьбові з'єднання) деталей бурового долота та бурового ставу, що також зменшує собівартість видобутку корисних копалин.

Перелік посилань

1. Пластинчатий амортизатор, «Нівелювання негативного впливу вібрацій у бурінні»/ Ганкевич В. Ф., Пащенко О. А., Диоба Е. М. // Науковий вісник НГУ, 2015. - С. 81-85.

2. Островський І. Р., Лісниченко В. А., Сірик В. Ф., Луцик О. С., Безсонов І. Ю., Ярош Д. І. Свердловинний амортизатор. Патент UA 18404 E21B 17/04. Опубл. 15.11.2006. Бюл. № 11.

3. Островський І. Р., Лісниченко В. А., Сірик В. Ф., Луцик О. С., Безсонов І. Ю., Ярош Д. І. Свердловинний амортизатор. Патент UA 20646 E21B 17/04. Опубл. 15.02.2007. Бюл. № 2.

4. Островський І. Р., Лісниченко В. А., Сірик В. Ф., Симоненко С. Г., Луцик О. С. Бурильна труба. Патент UA 82997 E21B 17/20. Опубл. 10.06.2008. Бюл. № 11.

5. Островський І. Р., Лісниченко В. А., Сірик В. Ф., Луцик О. С., Безсонов І. Ю., Огороднiков П. І. Амортизатор бурильної колони. Патент UA 32853 E21B 17/00. Опубл. 10.06.2008. Бюл. № 11.

6. Антончик В. Є., Мінєєв С. П., Ганкевич В. Ф., Кіба В. Я. Універсальний гідропневмоамортизатор. Патент UA 158304 E21B 17/04. Опубл. 22.01.2025 Бюл. № 4.

7. Термодинамика / М. Н. Беляев, Киев, Головное издательство издательского объединения «Вища школа», 1987. 76 с.

8. Мінєєв С., Янжула О., Чорний А. Теплофізичні процеси в гірничих виробках при пожежах. Дніпро: Бела К.О, 2024. 152 с.

9. Minieiev, S., Dychkovskyi, R., Prostariski, D., Ryskykh V. Fire risk management and emergency response in mining operations (95 pp.; ISBN 978-83-65593-50-4). KOMAG Institute of Mainig Technology. https://doi.org/10.32056/KOMAG/Monograph2025.8

10. Пошук методів підвищення продуктивності буріння свердловин у міцних гірських породах / С. П. Мінєєв, В. Є. Антончик, В. Ф. Ганкевич, О. В. Лівак, В. Я. Кіба, О. В. Кущ, Д. Р. Захарова // Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії. Випуск 36. 2022 р. 499-506 с. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2022-36-499-506

11. Універсальний пневмогідроамортизатор бурового ставу / Антончик В. Є., Ганкевич В. Ф., Мальцева В. Є., Пащенко О. А., Мінєєв С. П., Кіба В. Я. // Геотехнічна механіка 2024. № 168. С. 5-16. https://doi.org/10.15407/ geotm2024.168.005

12. Дослідження енергетичних характеристик процесу руйнування гірських порід різної міцності при бурінні / Пащенко О. А., Мінєєв С. П., Молчанов О. М., Ганкевич В. Ф. // Фізико-технічні проблеми гірничого

виробництва. 2025. Вип. 27, 35-47. https://doi.org/10.37101/ftpgp27.01.004

References

1. Hankevych, V. F., Pashchenko, O. A. & Dyoba, E. M. (2015) Plastynchatyi amortyzator, "Niveliuvannia nehatyvnoho vplyvu vibratsii u burinni". Naukovyi visnyk NHU, 81-85

2. Ostrovskyi, I. R., Lisnychenko, V. A., Siryk, V. F., Lutsyk, O. S., Bezsonov, I. Yu. & Yarosh, D. I. (2006) Sverdlovynnyi amortyzator. Patent UA 18404 E21B 17/04. Published 15.11.2006. Bul. No 11

3. Ostrovskyi, I. R., Lisnychenko, V. A., Siryk, V. F., Lutsyk, O. S., Bezsonov, I. Yu. & Yarosh, D. I. (2007) Sverdlovynnyi amortyzator. Patent UA 20646 E21B 17/04. Published 15.02.2007. Bul. No 2

4. Ostrovskyi, I. R., Lisnychenko, V. A., Siryk, V. F., Symonenko, S. H. & Lutsyk, O. S. (2008) Burylna truba. Patent UA 82997 E21B 17/20. Published 10.06.2008. Bul. No 11

5. Ostrovskyi, I. R., Lisnychenko, V. A., Siryk, V. F., Lutsyk, O. S., Bezsonov, I. Yu. & Ohorodnikov, P. I. (2008) Amortyzator burylnoi kolony. Patent UA 32853 E21B 17/00. Published 10.06.2008. Bul. No 11.

6. Antonchyk, V. Ye., Minieiev, S. P., Hankevych, V. F. & Kiba, V. Ya. (2025) Universalnyi hidropnevmoamortyzator. Patent UA 158304 E21B 17/04. Published 22.01.2025. Bul. No 4.

7. Beliaev, M. N. (1987) Termodynamyka. Kyev: Holovnoe yzdatelstvo yzdatelskoho obedynenyia "Vyshcha shkola"

8. Minieiev, S., Yanzhula, O. & Chornyi, A. (2024) Teplofizychni protsesy v hirnychykh vyrobkakh pry pozhezhakh. Dnipro: Bela K.O.

9. Minieiev, S., Dychkovskyi, R., Prostariski, D. & Ryskykh, V. (2025) *Fire risk management and emergency response in mining operations*. KOMAG Institute of Mining Technology. https://doi.org/10.32056/KOMAG/Monograph2025.8

10. Mineev, S. P., Antonchik, V. E., Hankevych, V. F., Livak, O. V., Kiba, V. Y., Kuts, O. V., & Zakharova, D. R. (2022). Finding ways to improve productivity drilling wells in strong rocks *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*. 2022. Collection 36. P. 499-506. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2022-36-499-506

11. Antonchyk, V. Ye., Hankevych, V. F., Maltseva, V. Ye., Pashchenko, O. A., Minieiev, S. P., & Kiba, V. Ya. (2024). Universal hydropneumatic shock absorber for drill column. Geo-Technical Mechanics, (168), 5–16. https://doi.org/10.15407/geotm2024.168.005

12. Pashchenko, O. A., Molchanov, O. M., Minieiev, S. P., & Hankevych, V. F. (2025). Investigation of energy characteristics in the process of rock destruction with varying strengths during drilling. *Physical and technical problems of mining production*, (27), 35-47. https://doi.org/10.37101/ftpgp27.01.004

S. P. Minieiev[1], D. Sc. (Tech.), Professor, ORCID 0000-0002-4594-0915
V. Ye. Antonchyk[1,*], Chief Designer, ORCID 0000-0002-4161-9112
V. F. Hankevych[2], Ph. D. (Tech.), Assoc. Prof., ORCID 0000-0002-8535-6318
N. O. Kaluhina[2], D. Sc. (Tech.), Sr. Res., ORCID 0000-0003-2994-5449

T. M. Ukolova[1], Leading Engineer
V. Ya. Kiba[3], Ph. D. (Tech.), Assoc. Prof., ORCID 0000-0003-3033-6106

[1] *Dnipro University of Technology*
[2] *M.S. Poliakov Institute of Geotechnical Mechanics of the National Academy of Sciences of Ukraine*
[3] *Branch for Physics of Mining Processes of the M.S. Poliakov Institute of Geotechnical Mechanics of the National Academy of Sciences of Ukraine*

[*] *Corresponding author: vladimirantonchik1958@gmail.com*

PNEUMATIC SHOCK ABSORBER FOR DRILLING MACHINES

Abstract. This paper investigates the wear of drilling equipment during drilling in hard and ultra-hard rock formations. Special attention is given to the reactive forces exerted by the rock mass on the drilling tool, drill rods, and the drilling machine. The literature review analyzes existing types of drill string shock absorbers intended for damping longitudinal, torsional, and combined vibration modes, and identifies their operational features and inherent limitations. It is demonstrated that vibration transmission along the drill string during hard rock drilling cannot be effectively mitigated by downhole shock absorbers. A pneumatic approach to mechanical vibration damping is proposed. The physical and mathematical models of the damping process are presented, together with calculations of the reduction in the maximum amplitude of longitudinal vibrations, illustrated using a standard drilling machine as a case study. A novel technical solution is introduced in the form of a pneumatic shock absorber capable of simultaneously attenuating longitudinal and torsional drill string vibrations while transmitting axial load and torque. A conceptual design of the pneumatic drill string shock absorber is developed, including sectional and cross-sectional views, and its structure and operating principle are described. The results demonstrate that the proposed pneumatic shock absorber provides effective protection for the drilling machine, drill rods, and drilling tool. The conclusions highlight that the developed solution significantly reduces the impact of drill string vibrations on drilling equipment and offers a measurable economic benefit by lowering the overall cost of mineral extraction.

Key words: pneumatic shock absorber, drill string, longitudinal vibrations, vibration damping, downhole shock absorbers, elastic element, compressed air, pneumatic cylinder, drilling machine.

For citation: Minieiev, S. P., Antonchyk, V. Ye., Hankevych, V. F., Kaluhina, N. O., Ukolova, T. M., & Kiba, V. Ya. (2026). Pneumatic shock absorber for drilling machines. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 40. 246-260. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-016

Рукопис надійшов до редакції / Received 12.12.2025
Рекомендовано до друку / Accepted 28.05.2026
Опубліковано / Published 30.05.2026

ISSN 2522-9117 (print), ISSN 2786-6149 (online)
"Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії". 2026. Випуск 40
"Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy". 2026. Issue 40

https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-017

УДК 621.926.22.001:622.732

С. С. Гавриленко[1,*], аспірант, ORCID 0000-0003-0432-9623

[1] *Національний технічний університет «Дніпровська політехніка»*

[*] *Автор для листування: Havrylenko.St.S@nmu.one*

МОДЕЛЮВАННЯ ПЕРЕХІДНОГО ПРОЦЕСУ ВРІВНОВАЖЕНОГО КОЛОСНИКОВОГО ГРОХОТА-ПЕРЕВАНТАЖУВАЧА ПІД ДІЄЮ УДАРНОГО НАВАНТАЖЕННЯ

Анотація. У роботі досліджено динамічну поведінку врівноваженого колосникового грохота-перевантажувача у нестаціонарному режимі, що виникає під час падіння крупного шматка матеріалу на робочу поверхню. Актуальність дослідження зумовлена тим, що у перевантажувальних пунктах конвеєрних ліній ударні дії від гірничої маси накладаються на вимушені коливання робочих органів і можуть спричиняти зростання амплітуд, появу кутових коливань та збільшення навантажень на опорну систему. Метою роботи є моделювання перехідного процесу врівноваженого грохота-перевантажувача під дією ударного навантаження та оцінювання здатності системи повертатися до сталого режиму вимушених коливань після імпульсного збурення. Математична модель побудована на основі рівнянь Лагранжа другого роду з урахуванням масово-інерційних характеристик колосників, жорсткісно-демпфувальних параметрів пружних опор і гармонічного збудження від ексцентрикового привода. Удар падаючого шматка матеріалу подано як короткочасну абсолютно непружну взаємодію, що задається через зміну початкових швидкостей системи. Чисельний аналіз виконано для шматка масою 500 кг, який падає з висоти 5 м і має поздовжню складову швидкості 5 м/с. Встановлено, що у поздовжньому напрямку початкова швидкість системи після удару становить приблизно 0,654 м/с. У вертикальній площині швидкість падіння матеріалу дорівнює 9,90 м/с, а початкова швидкість середнього колосника становить близько 2,29 м/с. Показано, що після удару в системі формується затухаючий перехідний процес з накладанням власних і вимушених коливань. Початкова сумарна амплітуда переміщень центрів тяжіння колосників становить 44-46 мм, а після згасання вільної складової зменшується до усталених коливань з амплітудою близько 5 мм. Максимальна початкова амплітуда поворотних коливань не перевищує 0,022 рад і з часом знижується до рівня вимушених коливань. Отримані результати підтверджують обмежений характер одиничного ударного збурення та можуть бути використані для оцінювання допустимих ударних

© Гавриленко С. С., 2026

Це стаття відкритого доступу за ліцензією CC BY-NC-ND 4.0
https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/legalcode.uk

навантажень, вибору параметрів пружних опор і перевірки динамічної стійкості грохотів-перевантажувачів.

Ключові слова: грохот-перевантажувач, ударне навантаження, перехідний процес, падаючий шматок матеріалу, ексцентриковий привод, динамічна стійкість.

Посилання для цитування: Гавриленко С. С. Моделювання перехідного процесу врівноваженого колосникового грохота-перевантажувача під дією ударного навантаження. *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії.* 2026. Вип. 40. С. 261-271. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-017

Вступ

Грохоти-перевантажувачі у технологічних лініях відкритих гірничих робіт працюють в умовах нерівномірного надходження матеріалу. Особливо небезпечними є режими падіння одиничних крупних шматків гірничої маси, коли на робочу поверхню передається короткочасний імпульс великої інтенсивності. Такий режим не є стаціонарним: він накладається на вимушені коливання, що створюються ексцентриковим приводом, і може викликати зростання амплітуд, кутові коливання робочих органів та збільшення навантажень на опори.

Для врівноважених вібраційних машин важливо не тільки забезпечити необхідну амплітуду у сталому режимі, але й перевірити, чи зберігається стійкість після короткочасного імпульсного збурення. Якщо перехідний процес швидко згасає, а система повертається до робочих вимушених коливань, конструктивна схема може вважатися динамічно стійкою щодо одиничних ударних дій.

Метою роботи є моделювання перехідного процесу врівноваженого колосникового грохота-перевантажувача під дією ударного навантаження від падаючого шматка матеріалу та оцінювання параметрів повернення системи до сталого режиму.

Постановка задачі та основні припущення

Розглядається врівноважений колосниковий грохот-перевантажувач із трьома колосниками, зв’язаними ексцентриковим приводом. Середній колосник рухається у протифазі відносно крайніх, що відповідає раніше запропонованій розрахунковій схемі врівноваженого грохота-перевантажувача [1]. Пружна система утворена передніми та задніми гумометалевими опорами, які враховуються у моделі через еквівалентні жорсткості та дисипативні властивості.

Для аналізу ударної дії прийнято такі припущення:

- коливання елементів конструкції є малими, тому

використовується лінійна модель;

- жорсткісні характеристики опор є лінійними у розрахунковому діапазоні переміщень;
- дисипація енергії описується еквівалентним коефіцієнтом демпфування μ;
- удар падаючого шматка матеріалу у першому наближенні вважається абсолютно непружним;
- час контакту є малим порівняно з періодом власних коливань системи;
- розглядається симетричний випадок падіння шматка матеріалу на середній колосник у районі його центра тяжіння.

Такі припущення дозволяють описати удар не як окремий контактний процес, а як миттєву зміну початкових умов у системі диференціальних рівнянь руху [2, 3].

Математична модель

Динамічна модель грохота-перевантажувача сформована на основі рівнянь Лагранжа II роду, які доцільно застосовувати для опису багатомасових коливальних систем із пружними та дисипативними зв'язками [4, 5]:

$$\frac{d}{dt}\left(\frac{\partial T}{\partial \dot{q}_i}\right)-\frac{\partial T}{\partial q_i}+\frac{\partial \Pi}{\partial q_i}+\frac{\partial D}{\partial \dot{q}_i}=Q_i\,, \tag{1}$$

де T - кінетична енергія системи; Π - потенційна енергія системи; D - дисипативна функція, що описує втрати енергії в системі, наприклад, через тертя або в'язкий опір; i - номер узагальненої координати; q_i - узагальнена координата, що описує конфігурацію системи; $\dot{q}_i$ - узагальнена швидкість, похідна узагальненої координати за часом, описує, як швидко змінюється узагальнена координата; Q_i - узагальнена сила, що діє на систему, відповідна узагальненій координаті.

У вертикально-кутовій площині стан системи описується вектором узагальнених координат

$$\mathrm{q}(t)=\left[\,y_0(t)\quad \varphi_0(t)\quad \varphi_1(t)\quad \varphi_2(t)\quad \varphi_3(t)\,\right]^T, \tag{2}$$

де y_0 - вертикальне переміщення приводного вузла; φ_0 - кутовий поворот привода; φ_1, φ_2, φ_3 - кутові координати відповідно лівого, середнього та правого колосників.

У компактному матричному вигляді система рівнянь руху може

бути подана як

$$\mathrm{M}\ddot{\mathrm{q}} + \mathrm{B}\dot{\mathrm{q}} + \mathrm{Cq} = \mathrm{F}(t), \tag{3}$$

де M - матриця мас і моментів інерції; B - матриця демпфування; C - матриця жорсткості; F(t) - вектор гармонічного збудження від ексцентрикового привода.

Сумарні маси колосників із підшипниковими вузлами визначаються як

$$m_1 = m_{k1} + m_{n1},\ m_2 = m_{k2} + m_{n2},\ m_3 = m_{k3} + m_{n3}. \tag{4}$$

де m_1, m_2, m_3 - сумарні маси відповідно лівого, середнього та правого колосників із підшипниковими вузлами, кг; m_{k1}, m_{k2}, m_{k3} - маси відповідних колосників, кг; m_{n1}, m_{n2}, m_{n3} - маси відповідних підшипникових вузлів, кг.

Формування початкових умов ударного збурення

Базовий розрахунковий випадок відповідає падінню одиничного шматка матеріалу масою $m_0 = 500$ кг з висоти h = 5 м. Поздовжня складова швидкості, пов'язана з рухом стрічки конвеєра, приймається V_{x0} = 5 м/с.

Початкова швидкість поступального руху системи у поздовжньому напрямку після непружного удару визначається законом збереження імпульсу:

$$v_{x0} = \frac{m_0 V_{x0}}{m_0 + m_1 + m_2 + m_3}. \tag{5}$$

Підстановка вихідних даних у (5) дає $v_{x0} = 0{,}654$ м/с.

Вертикальна швидкість падіння шматка матеріалу визначається за співвідношенням

$$V_{0y} = \sqrt{2gh}. \tag{6}$$

Для h = 5 м отримуємо $V_{0y} = 9{,}9$ м/с.

Початкова швидкість середнього колосника в центрі тяжіння за прийнятою схемою непружної взаємодії визначається як

$$v_{k2y} = \frac{m_0 V_{0y}}{m_0 + m_2} \tag{7}$$

і для за заданих параметрів складає $v_{k2y} = 2{,}29$ м/с.

Частину імпульсу у першому наближенні віднесено до вертикального переміщення приводного вузла та повороту середнього колосника:

$$v_{y0} = 0,5 \cdot v_{k2y},\ v_{\varphi 2} = 0,5 \cdot \frac{v_{k2y}}{L_{02}}, \tag{8}$$

де v_{y0} - початкова вертикальна швидкість приводного вузла після удару, м/с; $v_{\varphi 2}$ - початкова кутова швидкість середнього колосника, рад/с; v_{k2y} - початкова вертикальна швидкість середнього колосника, м/с; L_{02} - плече від осі повороту середнього колосника до його центра тяжіння, м.

Відповідно початкові умови для чисельного інтегрування мають вигляд

$$y_0(0) = 0,\quad \dot{y}_0(0) = v_{y0};\quad \varphi_0(0) = 0,\quad \dot{\varphi}_0(0) = 0; \tag{9a}$$

$$\varphi_1(0) = 0,\ \dot{\varphi}_1(0) = 0;\ \varphi_2(0) = 0,$$
$$\dot{\varphi}_2(0) = v_{\varphi 2};\ \varphi_3(0) = 0,\ \dot{\varphi}_3(0) = 0. \tag{9b}$$

Результати чисельного моделювання

У поздовжньому напрямку ударне збурення викликає затухаючий перехідний процес, який накладається на вимушені коливання від привода. Такий характер руху є типовим для вібраційних грохотів, у яких робочий режим формується під дією періодичного збурення від вібропривода, а перехідні та резонансні режими таких систем розглядаються у роботах [6-8]. На початковій стадії домінує вільна складова, а після її згасання рух визначається переважно робочою частотою ексцентрикового привода. Перехідний процес у поздовжньому напрямку після падіння шматка матеріалу масою 500 кг наведено на рис. 1.

Розрахункова осцилограма показує, що у поздовжньому напрямку за прийнятої ідеалізованої імпульсної постановки виникають значні затухаючі переміщення. Це значення слід розглядати як оцінку несприятливого розрахункового випадку, оскільки в реальній машині частина енергії удару поглинається шаром матеріалу, локальними деформаціями, контактними втратами та додатковими опорами.

У вертикально-кутовій площині після падіння матеріалу на середній колосник переміщення привода вздовж осі у спочатку досягають приблизно 40 мм, після чого швидко зменшуються. Кутові

коливання привода практично не розвиваються, оскільки удар прикладається симетрично відносно системи.

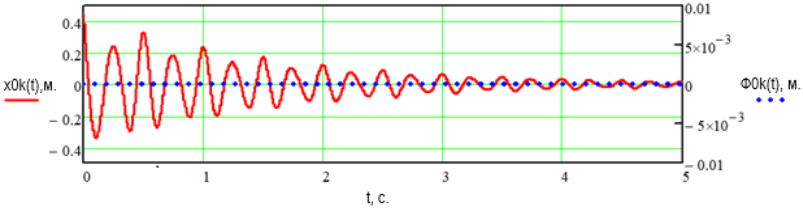


Рисунок 1 - Перехідний процес у поздовжньому напрямку після падіння шматка матеріалу масою 500 кг.
Позначення: x0k(t) - поздовжнє переміщення приводного вузла, м ;
Φ0k(t) - кутовий поворот приводного вузла, рад; t - час, с

Поворотні коливання колосників у початковий момент мають багаточастотний характер. Максимальна початкова амплітуда становить приблизно 0,022 рад, а після згасання вільної складової зменшується до амплітуди вимушених коливань близько 0,0033 рад. Стабілізацію поворотних коливань колосників після ударного збурення показано на рис. 2.

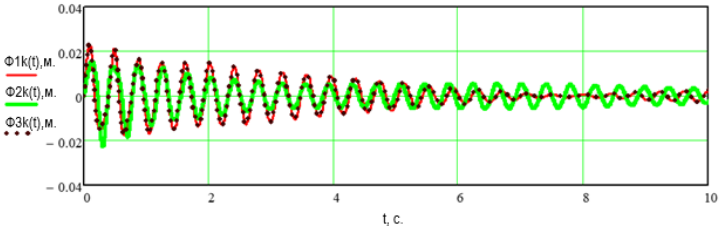


Рисунок 2 - Стабілізація поворотних коливань колосників після ударного збурення.
Позначення: Φ1k(t), Φ2k(t), Φ3k(t) - кутові переміщення відповідно лівого, середнього та правого колосників, рад ; t - час, с

Лінійні переміщення центрів тяжіння колосників визначаються залежностями:

$$y_{01k}(t) = Y_{0k}(t) + b \cdot \varphi_{0k}(t) + r \cdot \cos(\omega t + \pi), \quad (10a)$$

$$y_{02k}(t) = Y_{0k}(t) + r \cdot \cos(\omega t), \quad (10b)$$

$$y_{03k}(t) = Y_{0k}(t) - b \cdot \varphi_{0k}(t) + r \cdot \cos(\omega t + \pi), \quad (10c)$$

де $y_{01k}(t)$, $y_{02k}(t)$, $y_{03k}(t)$ - вертикальні переміщення центрів тяжіння

відповідно лівого, середнього та правого колосників, м; $Y_{0k}(t)$ - вертикальне переміщення приводного вузла, м; $\varphi_{0k}(t)$ - кутовий поворот приводного вузла, рад; b - відстань від осі симетрії до відповідного колосника, м; r - радіус ексцентриситету привода, м; ω - кутова швидкість привода, рад/с; t - час, с.

Осцилограми переміщень центрів тяжіння показують накладання власної та вимушеної частот. Початкова сумарна амплітуда становить 44 - 46 мм, після чого вільна складова поступово згасає. У сталому режимі в центрах тяжіння колосників залишаються вимушені коливання з амплітудою близько 5 мм.

Початкову стадію переміщення центра тяжіння крайнього колосника наведено на рис. 3. Відповідну осцилограму для середнього колосника наведено на рис. 4.

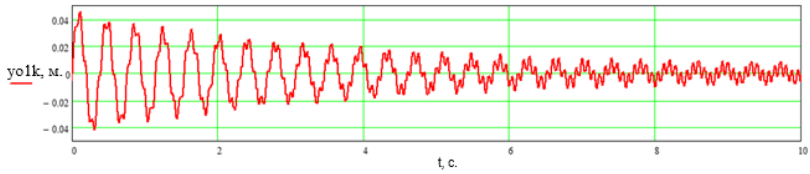


Рисунок 3 - Осцилограма початкової стадії переміщення в центрі тяжіння крайнього колосника

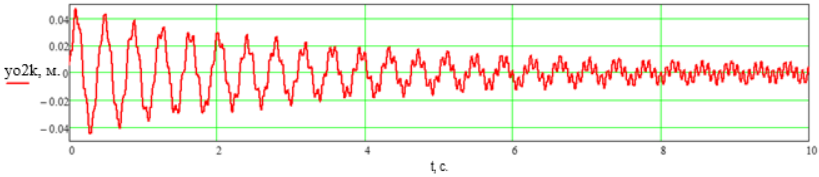


Рисунок 4 - Осцилограма початкової стадії переміщення в центрі тяжіння середнього колосника

Порівняння переміщень центрів тяжіння колосників у початковий період після падіння великого шматка матеріалу показано на рис. 5.

Аналіз часових залежностей показує, що після дії ударного навантаження в системі формується виражений перехідний процес. У початковий момент спостерігається збільшення переміщення привода у вертикальному напрямку до 40 мм, тоді як сумарна амплітуда коливань центрів тяжіння колосників досягає приблизно 44–46 мм. Надалі вільна складова руху поступово згасає під дією демпфування, і система переходить до режиму вимушених коливань, зумовлених роботою ексцентрикового привода.

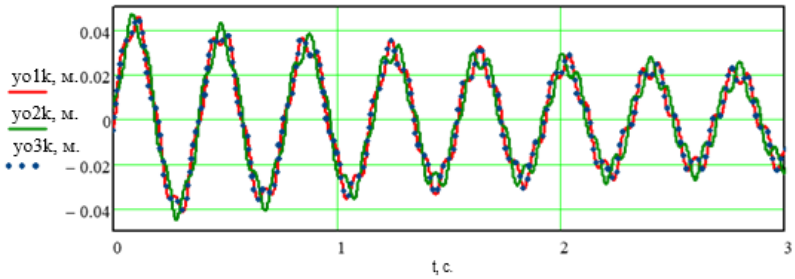


Рисунок 5 - Осцилограма переміщення центру тяжіння колосників у початковий період після падіння великого шматка матеріалу

Обговорення результатів

Отримані результати підтверджують, що падіння великого шматка матеріалу не змінює принципового характеру роботи врівноваженого грохота-перевантажувача, але викликає короткочасний перехідний процес. У початковий момент після удару в системі одночасно присутні вільні коливання, зумовлені імпульсом, і вимушені коливання, зумовлені роботою привода.

Важливим результатом є практична відсутність значних кутових коливань привода. Це означає, що симетрична схема падіння на середній колосник не викликає істотного розбалансування приводного вузла. Основний динамічний відгук реалізується у колосниках, а не в основі машини.

Зменшення початкової амплітуди коливань до рівня вимушеного режиму свідчить про достатню дисипативну здатність пружної системи. Після завершення перехідного процесу рух набуває впорядкованого одночастотного характеру, що відповідає робочій частоті привода. Саме ця ознака є критерієм динамічної стійкості конструкції за одиничної ударної дії.

Разом з тим, розрахункові величини максимальних переміщень у поздовжньому напрямку потребують інтерпретації з урахуванням прийнятих припущень. Абсолютно непружна і миттєва передача імпульсу є спрощенням, яке дає верхню інженерну оцінку збурення. Для остаточної верифікації моделі доцільно зіставити результати з експериментальними даними для масштабної моделі або натурного вузла.

Висновки

1. Запропоновано розрахункову постановку аналізу перехідного процесу врівноваженого колосникового грохота-перевантажувача під

дією ударного навантаження від падаючого шматка матеріалу.

2. Ударну взаємодію у першому наближенні подано як миттєву зміну початкових умов. Для шматка масою 500 кг, що падає з висоти 5 м, вертикальна швидкість падіння становить $V_{0y} \approx 9{,}90$ м/с, а початкова швидкість середнього колосника $v_{k2y} \approx 2{,}29$ м/с.

3. У поздовжньому напрямку початкова швидкість системи після удару становить $v_{x0} \approx 0{,}654$ м/с. Подальший рух має затухаючий характер і визначається взаємодією власних та вимушених коливань.

4. У вертикальній площині початкова сумарна амплітуда переміщень центрів тяжіння колосників становить 44-46 мм, а після згасання вільної складової зменшується до усталених вимушених коливань з амплітудою близько 5 мм.

5. Максимальна початкова амплітуда поворотних коливань колосників не перевищує 0,022 рад і з часом зменшується до рівня вимушених коливань. Це підтверджує, що дія одиничного великого шматка матеріалу має короткочасний характер і не порушує стійкий робочий режим врівноваженого грохота-перевантажувача.

6. Запропонована модель може бути використана для оцінювання допустимих ударних навантажень, вибору параметрів амортизаторів і перевірки стійкості грохотів-перевантажувачів у нестаціонарних режимах.

Перелік посилань

1. Франчук В. П., Анциферов О. В., Гавриленко С. С. Динаміка врівноваженого грохота-перевантажувача з ексцентриковим приводом. Збірник наукових праць НГУ. 2025. № 80. С. 177-189. https://doi.org/10.33271/crpnmu/80.177.

2. Василенко М. В., Алексейчук О. М. Теорія коливань і стійкості руху. Київ: Вища школа, 2004. 525 с.

3. Веселовська Н. Р. Моделювання робочих режимів вібраційних та віброударних машин. Вібрації в техніці та технологіях. 2019. № 1(104). С. 10-17.

4. Дмитрієв В. Т., Берегуляк С. Т., Сьомак М. А. Модель двомасової коливної системи з паралельними пружними і демпфуючими елементами. Автоматизація виробничих процесів у машинобудуванні та приладобудуванні. 2023. № 57. С. 5-12.

5. Стоцько З. А., Топільницький В. Г., Кусий Я. М., Ребот Д. П. Математична модель дослідження динаміки вібраційного сепаратора з послідовним розміщенням сит. Вібрації в техніці та технологіях. 2018. № 2(89). С. 49-57.

6. Яцун В. В., Почужевський О. Д., Тищенко В. Ю. Імітаційне моделювання роботи вібраційного грохота, що працює в резонансному режимі. Вісник КНУ імені Тараса Шевченка. 2021. № 2. С. 50-57.

7. Feliks J., Tomach P., Foszcz D., Gawenda T., Olejnik T. Research on the new drive of a laboratory screen with rectilinear vibrations in transient states. Energies.

2021. Vol. 14, No. 24. Article 8444. https://doi.org/10.3390/en14248444.

8. Franchuk V., Antsiferov O., Shkut A. Dynamics of a vibrating screen with two motor-vibrators. IOP Conference Series: Earth and Environmental Science. 2024. Vol. 1348. Article 012063. https://doi.org/10.1088/1755-1315/1348/1/012063.

References

1. Franchuk, V. P., Antsyferov, O. V., & Havrylenko, S. S. (2025). Dynamika vrivnovazhenoho hrokhota-perevantazhuvacha z ekstsentrykovym pryvodom [Dynamics of a balanced screen-loader with an eccentric drive]. Zbirnyk naukovykh prats Natsionalnoho hirnychoho universytetu, 80, 177-189. https://doi.org/10.33271/crpnmu/80.177

2. Vasylenko, M. V., & Alekseichuk, O. M. (2004). Teoriia kolyvan i stiikosti rukhu [Theory of oscillations and stability of motion]. Kyiv: Vyshcha shkola

3. Veselovska, N. R. (2019). Modeliuvannia robochykh rezhymiv vibratsiinykh ta vibroudarnykh mashyn [Modeling of operating modes of vibration and vibro-impact machines]. Vibratsii v tekhnitsi ta tekhnolohii, 1(104), 10-17

4. Dmytriiev, V. T., Berehuliak, S. T., & Somak, M. A. (2023). Model dvomasovoi kolyvnoi systemy z paralelnymy pruzhnymy i dempfuiuchymy elementamy [Model of a two-mass oscillatory system with parallel elastic and damping elements]. Avtomatyzatsiia vyrobnychykh protsesiv u mashynobuduvanni ta pryladobuduvanni, 57, 5-12

5. Stotsko, Z. A., Topilnytskyi, V. H., Kusyi, Ya. M., & Rebot, D. P. (2018). Matematychna model doslidzhennia dynamiky vibratsiinoho separatora z poslidovnym rozmishchenniam syt [Mathematical model for studying the dynamics of a vibration separator with sequentially arranged sieves]. Vibratsii v tekhnitsi ta tekhnolohii, 2(89), 49-57

6. Yatsun, V. V., Pochuzhevskyi, O. D., & Tyshchenko, V. Yu. (2021). Imitatsiine modeliuvannia roboty vibratsiinoho hrokhota, shcho pratsiuie v rezonansnomu rezhymi [Simulation modeling of a vibrating screen operating in resonance mode]. Visnyk KNU imeni Tarasa Shevchenka, 2, 50-57

7. Feliks, J., Tomach, P., Foszcz, D., Gawenda, T., & Olejnik, T. (2021). Research on the new drive of a laboratory screen with rectilinear vibrations in transient states. Energies, 14(24), 8444. https://doi.org/10.3390/en14248444

8. Franchuk, V., Antsiferov, O., & Shkut, A. (2024). Dynamics of a vibrating screen with two motor-vibrators. IOP Conference Series: Earth and Environmental Science, 1348, 012063. https://doi.org/10.1088/1755-1315/1348/1/012063

S. S. Havrylenko[1,*], Ph. D. Student, ORCID 0000-0003-0432-9623

[1] *Dnipro University of Technology*

[*] *Corresponding author: Havrylenko.St.S@nmu.one*

SIMULATION OF THE TRANSIENT PROCESS OF A BALANCED GRIZZLY SCREEN-RELOADER UNDER IMPACT LOADING

Abstract. The paper investigates the dynamic behavior of a balanced grizzly screen-reloader in a transient operating mode caused by the fall of a large piece of material

onto the working surface. The relevance of the study is determined by the operating conditions of transfer points in conveyor lines, where impact actions from bulk rock mass are superimposed on the forced oscillations of the working members and may lead to increased amplitudes, angular oscillations and higher loads on the support system. The purpose of the study is to simulate the transient process of a balanced screen-reloader under impact loading and to evaluate the ability of the system to return to a steady forced-oscillation mode after an impulsive disturbance. The mathematical model is based on Lagrange equations of the second kind and takes into account the mass-inertia parameters of the grates, the stiffness and damping characteristics of the elastic supports, and the harmonic excitation generated by the eccentric drive. The impact of the falling material piece is represented as a short-term completely inelastic interaction specified through a change in the initial velocities of the system. Numerical analysis is performed for a 500 kg piece falling from a height of 5 m and having a longitudinal velocity component of 5 m/s. It is established that the initial velocity of the system in the longitudinal direction after impact is approximately 0.654 m/s. In the vertical plane, the falling velocity of the material is 9.90 m/s, while the initial velocity of the middle grate is about 2.29 m/s. The results show that after the impact a damped transient process is formed in the system with superposition of free and forced oscillations. The initial total amplitude of the displacements of the centers of gravity of the grates is 44-46 mm, and after decay of the free component it decreases to steady forced oscillations with an amplitude of about 5 mm. The maximum initial amplitude of angular oscillations does not exceed 0.022 rad and decreases with time to the level of forced oscillations. The obtained results confirm the limited character of a single impact disturbance and may be used for estimating allowable impact loads, selecting parameters of elastic supports and checking the dynamic stability of screen-reloaders.

Key words: screen-reloader, impact loading, transient process, falling material piece, eccentric drive, dynamic stability.

For citation: Havrylenko, S. S. (2026). Simulation of the transient process of a balanced grizzly screen-reloader under impact loading. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 40, 261-271. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-017

Рукопис надійшов до редакції / Received 10.03.2026
Рекомендовано до друку / Accepted 28.05.2026
Опубліковано / Published 30.05.2026

ISSN 2522-9117 (print), ISSN 2786-6149 (online)
"Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії". 2026. Випуск 40
"Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy". 2026. Issue 40

https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-018

УДК 669.162

Ю. С. Семенов[1,*], к.т.н., с.н.с., зав. відділу, ORCID 0000-0003-2299-5742
В. В. Горупаха[1], н.с., ORCID 0000-0003-0531-1871
С. В. Ващенко[1], к.т.н., с.н.с., ст. досл., ORCID 0000-0001-8344-961X
Є. І. Шумельчик[1], к.т.н., с.н.с., ст. досл., ORCID 0000-0001-5350-6425
О. Ю. Худяков[1], к.т.н., с.н.с., ст. досл., ORCID 0000-0002-6507-1120
К. В. Баюл[1], д.т.н., пр.н.с., ст. досл., ORCID 0000-0003-1426-7956

[1] *Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України*

[*] *Автор для листування: yuriy.semenov.isi@gmail.com*

РОЗРОБКА СИСТЕМИ ПІДТРИМКИ ПРИЙНЯТТЯ РІШЕНЬ ЩОДО УПРАВЛІННЯ РОЗПОДІЛОМ ПАРАМЕТРІВ ДУТТЯ ПО ФУРМАХ ДОМЕННОЇ ПЕЧІ

Анотація. У статті наведений опис проблеми автоматизованого контролю кількісного розподілу дуття по повітряних фурмах доменної печі (ДП), яка вивчається багато років та досі є повністю не вирішеною та актуальною, оскільки нерівномірність розподілу дуття значно впливає на газорозподіл і тепловий стан у всьому об'ємі ДП. Показані результати ефективності застосування методу управління розподілу параметрів дуття по повітряних фурмах при проведенні ручним способом вимірювань теплових навантажень на фланцях підвішених колін фурмених приладів ДП-1М та ДП-12 ПрАТ «Камет-сталь» у 2018–2020 рр. Представлено методологічні та інформаційні засади системи підтримки прийняття рішень (СППР) щодо управління розподілом параметрів дуття по фурмах ДП, яка розробляється останніми роками в Інституті чорної металургії. Створення СППР складається з наступних етапів: використання інформації сучасних засобів автоматизованого контролю з встановленням статистичних залежностей цієї інформації з показниками доменної плавки; створення представницької бази даних, яка містить різні режими роботи ДП з відповідними техніко-економічними показниками доменної плавки, параметрами режиму завантаження та інформацією засобів контролю; розробка блоку рекомендацій. СППР повинна включати: візуалізацію первинної інформації щодо розподілу по окружності ДП перепадів температур та витрат охолоджувальної води; візуалізацію розрахункової інформації щодо розподілу по окружності ДП фактичної теоретичної температури горіння, витрат та швидкості дуття, геометрії фурмених осередків; блок генерації рекомендацій щодо коригування витрат паливних добавок на окремих фурмах для забезпечення необхідного окружного розподілу

© Ю. С. Семенов, В. В. Горупаха, С. В. Ващенко, Є. І. Шумельчик, О. Ю. Худяков, К. В. Баюл, 2026

Це стаття відкритого доступу за ліцензією CC BY-NC-ND 4.0
https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/legalcode.uk

теоретичної температури горіння; сигналізацію щодо наявності т.зв. «зашлакованості» фурм; рекомендації щодо зміни діаметрів повітряних фурм. СППР щодо управління окружним розподілом параметрів дуття в ДП також повинна передбачувати розробку методів та критеріїв, які дозволяють забезпечити синергетичну взаємодію функціонування різних, встановлених на ДП СППР. В статті вперше показаний вплив нерівномірності окружного розподілу теплового стану нижньої зони ДП, згідно з розподілом теоретичної температури по повітряних фурмах, на розвиток центрального газорозподілу верхньої зони та канального ходу ДП, згідно показань засобів контролю температур газового потоку над поверхнею засипу шихти. Отримані залежності температурних показників газового потоку над поверхнею засипу шихти від середньоквадратичного відхилення теоретичної температури горіння по окружності ДП. В статті зазначено, що важливим етапом розробки СППР є апробація, як окремих її складових, так і комплексу рекомендацій по управлінню доменною плавкою в реальних умовах виробництва.

Ключові слова: доменна піч, системи підтримки прийняття рішень, пиловугільне паливо, окружний розподіл дуття, температури газового потоку.

Посилання для цитування: Розробка системи підтримки прийняття рішень щодо управління розподілом параметрів дуття по фурмах доменної печі / Ю. С. Семенов, В. В. Горупаха, С. В. Ващенко, Є. І. Шумельчик, О. Ю. Худяков, К. В. Баюл // *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії.* 2026. Вип. 40. С. 272-289. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-018

Стан проблеми

Сучасні принципи автоматизації доменних печей (ДП) у світовій практиці спираються на комплексне використання засобів автоматизованого контролю та систем підтримки прийняття рішень (СППР) або експертних (інтелектуальних систем), в залежності від прийнятої термінології. СППР зазвичай функціонують на основі математичних моделей, інформації засобів автоматизованого контролю і накопиченого експертного досвіду, забезпечуючи високу якість інформаційного супроводу технології плавки з формуванням обґрунтованих рекомендацій. Розробка СППР базується на створенні відповідних методів контролю та управління, які забезпечують цільове функціонування СППР, а саме – генерацію своєчасних рекомендацій, необхідних для забезпечення ефективного управління процесом користувачем (оператором-технологом). Інформаційні засади СППР полягають у створенні такої сукупності та структури інформації, яка сприяє найбільш ефективній взаємодії між інтерфейсом програмного забезпечення СППР та користувачем для досягнення ефективного технологічного результату. Аналіз літературних джерел показує певну кількість впроваджених в доменному виробництві математичних

моделей [1–5], модельних систем [6, 7], систем моніторингу [8–11] та СППР [5, 12–17].

Проблема контролю кількісного розподілу дуття по повітряних фурмах ДП вивчається багато років та досі є актуальною, оскільки нерівномірність розподілу дуття значно впливає на газорозподіл і тепловий стан у всьому об'ємі ДП [18–22]. При значному відхиленні параметрів дуття по окремих повітряних фурмах від середнього, створюється нерівномірність теплового стану, розмірів фурмених вогнищ і складу горнового газу. Така робота ДП веде до зміщення зони малорухомих матеріалів щодо осі ДП, викликаючи нерівномірність зносу футерівки ДП, нерівномірності сходу матеріалів по окружності на колошнику та їх перерозподіл, вносячи додаткову нерівномірність розподілу шихти та спотворення газового потоку [18, 21, 22].

Відомі способи контролю кількісного розподілу дуття по повітряних фурмах ДП шляхом встановлення на кожній фурмі автоматичного регулюючого пристрою (керамічні пробки, неохолоджувані укорочені вимірювальні сопла та метеликові клапани з жароміцної сталі, дросель-клапани) та витратоміра (труба Вентурі) з подальшим автоматичним коригуванням положення регулюючого пристрою на основі виміряної витрати дуття через кожну фурму, порівнюючи її із середнім або заданим значенням [23, 24]. Такі способи та системи контролю та регулювання не отримали тривалого практичного застосування. Причинами цього стала схильність імпульсних трас між датчиком і місцем вимірювання тиску до негативного впливу пилу, також траси мають різні відстані від датчиків до місця вимірювання тиску, що не дозволяє зробити коректне тарування показань датчиків тиску на працюючій ДП. Крім цього, величина тиску на окремих ділянках фурменого приладу залежить не тільки від витрати дуття, а й від температури, вмісту кисню в дутті і ряду геометричних параметрів газового тракту, що вносить суттєву похибку при визначенні витрати дуття [25]. Тому в останні роки дослідження розподілу дуття по повітряних фурмах в ДП виконують переважно за допомогою методів математичного або фізичного моделювання [26, 27].

В 2000-х роках протягом певного часу на ДП-9 комбінату «АрселорМіттал Кривий Ріг» при застосуванні в дутті природного газу функціонувала система, яка базувалася на способі, який включає вимір перепаду температури і витрати води охолоджуваного сопла фурменого приладу з подальшим визначенням витрат дуття для кожної фурми пропорційно величинам теплових навантажень на охолоджувані сопла фурмених приладів та розрахунком рекомендованих витрат природного газу для кожної фурми відповідно до заданого окружного розподілу величин температур горіння у фурмених осередках [25, 28]. Брак коштів

для підтримання працездатності цієї системи контролю в умовах кризи 2008 р. та подальша часткова або повна відмова від природного газу на користь пиловугільного палива (ПВП) зумовили нетривале функціонування даної системи контролю.

Таким чином, як у вітчизняній практиці, так і у світовій, відсутні дані про розробку та впровадження СППР, які спрямовані саме на контроль та управління розподілом дуття (параметрами дуття) по окружності ДП. В останні роки в ІЧМ розробляються методологічні та інформаційні засади такої СППР та методи, які дозволяють забезпечити синергетичну взаємодію функціонування цієї СППР з іншими засобами автоматизованого контролю та (або) СППР, спрямованих на управління режимом завантаження та тепловим станом ДП. Окремі модулі розробленої СППР пройшли дослідну апробацію.

Метою роботи є підвищення рівня автоматизації доменної плавки шляхом розробки та впровадження систем підтримки прийняття рішень, основаних на сучасних цифрових технологіях.

Основний матеріал дослідження

Установка з вдування ПВП на металургійному виробництві ПрАТ «Камет-сталь» є єдиною в Україні (починаючи з 2014 р. і на даний час), що дозволяє регулювати витрату ПВП на окремих повітряних фурмах ДП у відсотковому співвідношенні і тим самим забезпечувати окружну рівномірність або задану нерівномірність параметрів дуттєвого режиму [25, 28–31]. Основним показником, що характеризує окружний розподіл дуттєвих параметрів є теоретична температура горіння (у закордонній літературі прийнятий термін RAFT – Raceway adiabatic flame temperature) у фурменому осередку на кожній окремо взятій повітряній фурмі. Теоретична температура горіння відображає ізотермічний температурно-тепловий баланс фурменої зони, де весь кисень і волога дуття, реагуючи з вуглецем палива перетворюються на CO і H_2, а важливими аспектами для досягнення ефективності вдування ПВП є вибір раціональних діапазонів питомої витрати ПВП в залежності від якості коксу при своєчасному коригуванні теоретичної температури горіння. На практиці зазвичай використовують лінійні емпіричні формули для визначення RAFT, розроблені з урахуванням дослідних даних [32, 33].

Управління та контроль розподілу дуття по фурмах в автоматизованому режимі є невирішеним завданням, необхідним як для ефективного вдування паливних добавок з використанням наявної можливості установки по вдуванню ПВП, так і для створення умов для рівномірної роботи ДП по окружності.

Сутність методу контролю розподілу дуття по повітряних фурмах полягає у розрахунковому визначенні витрат дуття по кожній фурмі

пропорційно тепловим навантаженням, які вимірюються на водоохолоджуваних елементах фурмених приладів [13, 25, 28–30]. В останні роки доведено, що в ролі калориметра можуть виступати водоохолоджувані фланці підвішених (рухомих) колін, оскільки сопла фурмених приладів (приклад ДП-9 АМКР 2000-х років [28]), в сучасних умовах не мають охолодження, тому прийнято, що елементами фурмених приладів, які працюють у порівнянних з соплами умовах є водоохолоджувані фланці підвішених (рухомих) колін [25]. Необхідно також відзначити, що в послідовну пов'язку елементів, що охолоджуються, також включені фланці фурмених оглядових вікон. Вони приймають теплове навантаження як від конвективного теплообміну від гарячого дуття, так і променистого – від горіння палива у фурменому приладі і нагрітого до високих температур коксу в фурменій зоні ДП. Однак проведені дослідження нерівномірності розподілу дуття з нерівномірністю розподілу природного газу, коригованою за візуальними спостереженнями «роботи фурм», показали достатній зв'язок для регулювання та вирівнювання теоретичних температур горіння по окружності ДП. На підставі цього, в подальшому у розрахунках променистим теплообміном, що сприймається фланцями фурмених оглядових вікон нехтували [29].

При виконанні попередніх досліджень [29, 30] була доведена ефективність методу управління розподілу параметрів дуття по повітряних фурмах при проведенні ручним способом вимірювань теплових навантажень на фланцях підвішених колін фурмених приладів ДП ПрАТ «Камет-сталь».

Внаслідок промислової реалізації спрямованого зменшення витрат ПВП на окремих групах повітряних фурмах та створення умов щодо зменшення нерівномірності теоретичної температури горіння по окружності двох ДП ПрАТ «Камет-сталь» (ДП-12 та ДП-1М) були отримані наступні показники ефективності [29, 30]:

– на ДП-12 (2018 р., 25 діб) зменшення на 2,2% питомої витрати коксу (порівняння дослідного періоду з попереднім базовим) при зменшенні на 12% середньоквадратичного відхилення вмісту кремнію в чавуні на випусках продуктів плавки. Після дослідного періоду ухвалено рішення про збільшення діаметра повітряних фурм із 140 до 150 мм;

– на ДП-1М (2019–2020 рр., 60 діб) – 2,9% економії питомої витрати коксу при зменшенні температури периферійного газового потоку на 100–120 °С.

СППР щодо управління розподілом дуття по фурмах ДП заснована на інформації про зміну витрат дуття у часі для кожної окремої повітряної фурми ДП. Для автоматизованого контролю розподілу

параметрів дуття по фурмах необхідна установка на кожен фурмений прилад витратоміра води, що надходить на фланці (на рис. 1 показано стрілками) підвішеного коліна фурменого приладу (на рис. 1 показаний чорним кольором) та термопари на ділянці зливного трубопроводу після охолодження. СППР щодо управління розподілом дуття по повітряних фурмах повинна містити як необхідний набір інформації для прийняття рішень щодо здійснення коригуючих дій, так і комплекс рекомендацій, що генерується при функціонуванні СППР.

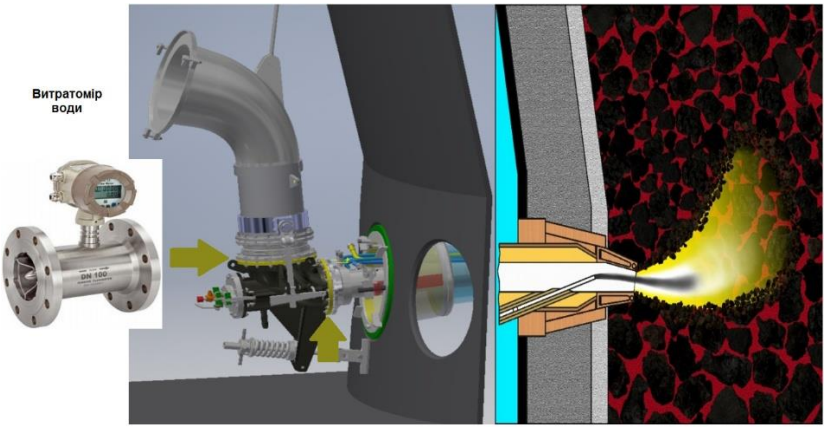


Рисунок 1 – Схема обладнання, необхідного для впровадження системи управління автоматизованого контролю розподілу дуття

СППР щодо управління окружним розподілом параметрів дуття в доменній печі повинна включати: візуалізацію первинної інформації щодо розподілу по окружності ДП перепадів температур та витрат охолоджувальної води; візуалізацію розрахункової інформації щодо розподілу по окружності ДП фактичної теоретичної температури горіння, витрат та швидкості дуття, геометрії фурмених осередків; блок генерації рекомендацій щодо коригування витрат паливних добавок на окремих фурмах для забезпечення необхідного окружного розподілу теоретичної температури горіння; сигналізацію щодо наявності т.зв. «зашлакованості» фурм; рекомендації щодо зміни діаметрів повітряних фурм.

На рис. 2 показано головний відеокадр СППР щодо управління окружним розподілом параметрів дуття в доменній печі. На рис. 3 представлена ілюстрація фурмених осередків (основа допоміжного відеокадру СППР) при ідеальному розподілі дуття (№1), характерному (робочому) на прикладі роботи ДП-1М ПрАТ «Камет-сталь» (№2) та при нерівномірності, що вимагає внесення коригуючих впливів (№3).

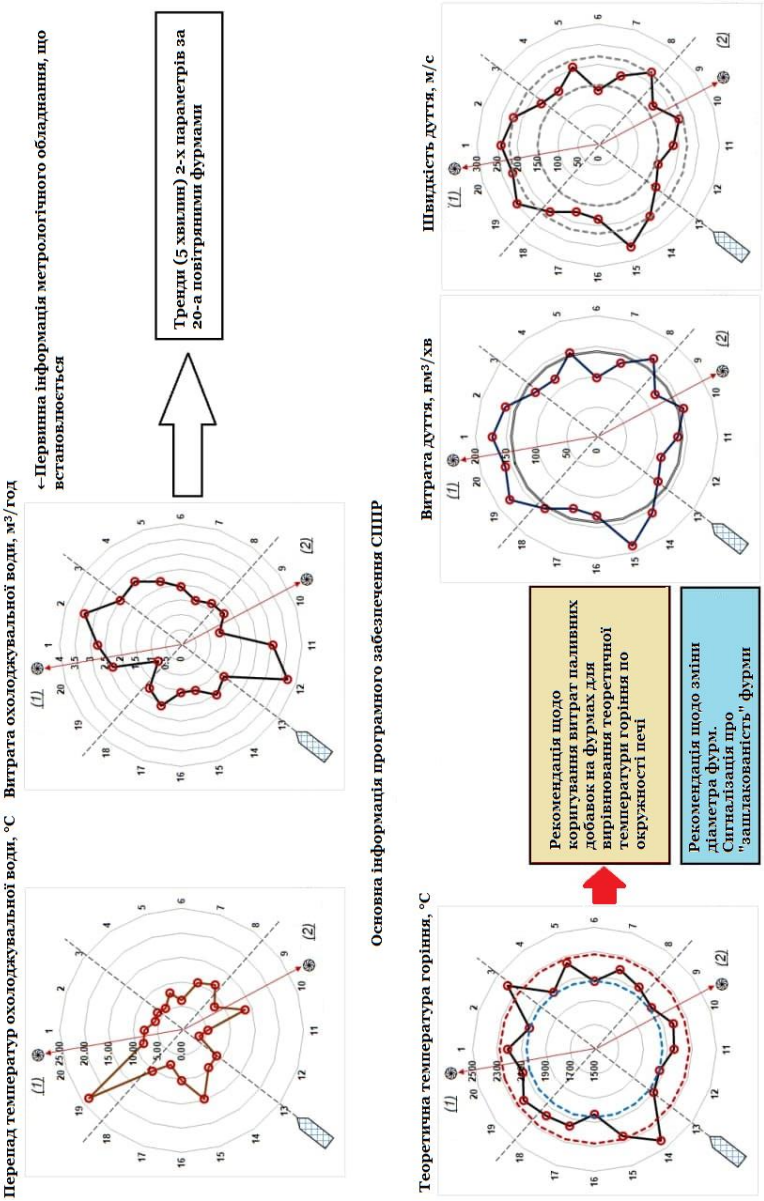
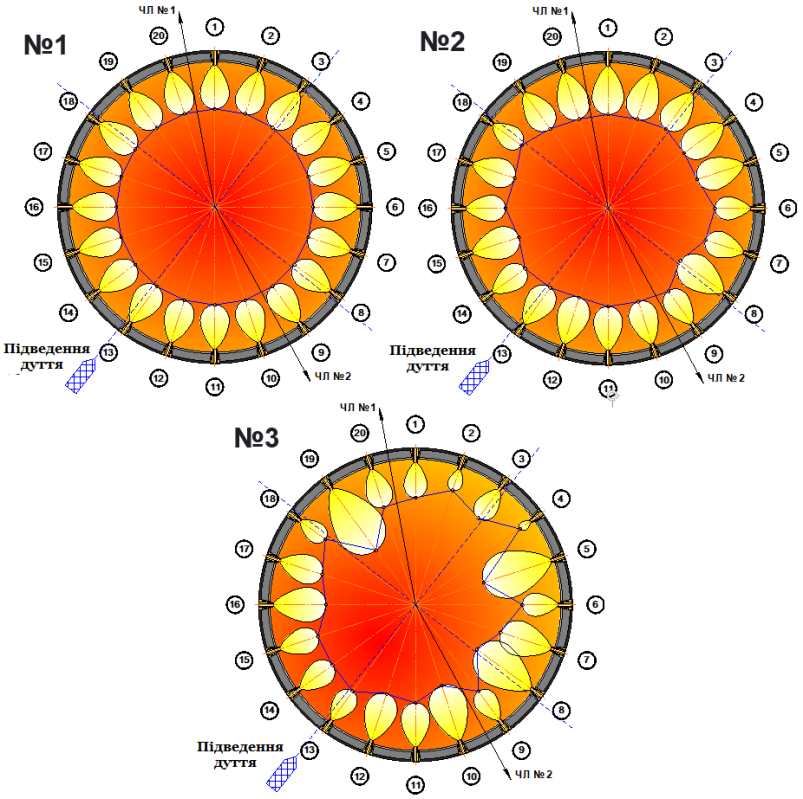


Рисунок 2 – Головний відеокадр СППР щодо управління окружним розподілом дуття в доменній печі (на прикладі ДП-1М ПрАТ «Камет-сталь»)



1…20 – повітряні фурми, ЧЛ №1, №2 – чавунні льотки

Рисунок 3 – Фурмені осередки (фрагмент відеокадру СППР) для трьох варіантів розподілу дуття для умов роботи ДП-1М ПрАТ «Камет-сталь»

Розробка СППР передбачає з використанням технології «Bigdata» [34] створення представницької БД різних режимів розподілу дуття та техніко-економічних показників доменної плавки із встановленням зв'язків окружного розподілу параметрів дуття та технологічних показників, на підставі яких створення критерію оцінки окружного газорозподілу в ДП, який забезпечує алгоритмічне поєднання (синергію) даної СППР з іншою (іншими) СППР з генерацією відповідних комплексних рекомендацій по управлінню доменною плавкою. В якості складової такого критерію має виступати встановленні залежності теоретичної температури горіння та температурних показників розподілу газового потоку, отримані як в попередніх дослідженнях [31], так і розвинуті в даній роботі та

представлені нижче.

Основні рекомендації СППР щодо управління окружним розподілом параметрів дуття в ДП полягають у наступному:

1) при відхиленні теоретичної температури горіння (T_f^n) на повітряній фурмі n на 5% від середнього значення по печі (T_f^{avg}), генерується рекомендація щодо зміни витрати ПВП або природного газу (ПГ) або (ПВП+ПГ) відповідно до формул [25] на цій фурмі для забезпечення дотримання умови:

$$T_f^{min} < T_f^n \leq T_f^{max},$$

де $T_f^{min} = T_f^{avg} \cdot (1 - 5\%)$, $T_f^{max} = T_f^{avg} \cdot (1 + 5\%)$ – мінімально та максимально допустимі межі діапазону зміни теоретичної температури горіння по кожній повітряній фурмі; величина допустимого відхилення 5% – встановлена при виконанні досліджень, що передують розробці СППР [29, 30], і може змінюватись технологом на його розсуд.

2) при одночасному на повітряній фурмі зменшенні кожну добу мінімум на 5% витрати дуття та збільшенні мінімум на 20% перепаду температур води системи охолодження («рильної» частини фурми) генерується текстове повідомлення про «зашлакованість» повітряної фурми.

3) при використанні коксу погіршеної якості за показником CSR, який становить 48% та менше (величина експериментальна та може змінюватися при експлуатації СППР) з одночасним зменшенням кожну добу мінімум на 5% витрати дуття на повітряній фурмі генерується текстове повідомлення про доцільність збільшення діаметру цієї фурми.

Поєднання (синергія) рекомендацій СППР щодо управління окружним розподілом дуття з рекомендаціями СППР щодо управління режимом завантаження, яка використовує інформацію про зміну температур газового потоку над поверхнею засипу шихти по чотирьох радіусах ДП [35], полягає у наступному.

При тривалому (протягом 3-х діб) виконанні умови: $K_3 > K_3^{\text{optimum}}$ має місце зайве завантаження коксом проміжної зони печі або канальний хід у проміжній зоні, у цьому випадку визначаються показники K_3 по кожному з 4-х термозондів (радіусів ДП), встановлюється сектор з максимальним K_3 та відповідний модуль СППР щодо управління режимом завантаження генерує рекомендацію: «Надмірно інтенсивний газовий потік у секторі ДП: *№n … №n+m*. Необхідно визначити розподіл дуття по повітряних фурмах і вжити заходів щодо вирівнювання теоретичної температури горіння по окружності ДП». В даній рекомендації модуля СППР щодо управління режимом завантаження K_3 – це показник газового потоку проміжної зони радіуса ДП, який

визначається співвідношенням середньої температури газового потоку проміжної зони до середньої температури. Але для необхідності визначення розподілу дуття по повітряних фурмах з подальшим вирівнюванням теоретичної температури горіння по окружності ДП необхідно застосовувати аналогічну умову і для показника газового потоку периферійної зони радіуса ДП (K_1 згідно [35]).

Ілюстрація тривалої (протягом 3-х діб) окружної нерівномірності газового потоку (канальний хід ДП), як проміжної зони, так і периферійної в секторі ДП з вимірюванням температур газового потоку термозондом (ТЗ-2) показана на рис. 4 праворуч на прикладі роботи ДП-1М у вересні 2025 р. (09-11.09.2025 р.). На рис. 4 ліворуч показаний розподіл теоретичних температур горіння по повітряних фурмах у порівнянні з середньою теоретичною температурою ДП-1М для даного періоду. Розподіл теоретичних температур горіння по повітряних фурмах ілюструє значне збільшення теоретичних температур горіння у секторі чавунної льотки (ЧЛ-1) та у секторі термозонду (ТЗ-2), що свідчить про канальний хід ДП по висоті стовпа шихти.

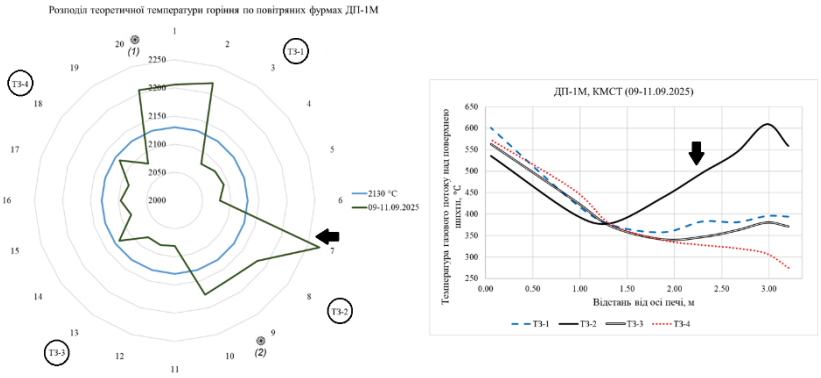


Рисунок 4 – Розподіл теоретичних температур горіння по повітряних фурмах та температури газового потоку над поверхнею засипу шихти по чотирьох радіусах (ТЗ-1…ТЗ-4) ДП-1М ПрАТ «Камет-сталь» у вересні 2025 р.

Інший приклад впливу нерівномірності окружного розподілу теоретичної температури по повітряних фурмах на розвиток газорозподілу верхньої зони ДП, показаний на рис. 5 для умов роботи у серпні 2025 р. На рис. 5 ліворуч показані два періоди тривалістю 3 доби з найбільшою (23-25.08.2025 р.) та найменшою (08-10.08.2025 р.) у другому півріччі 2025 р. роботи ДП-1М окружною нерівномірністю розподілу теоретичних температур горіння по повітряних фурмах. На рис. 5 праворуч показані відповідні розподілам теоретичних температур горіння середні температури газового потоку над поверхнею засипу,

згідно показань чотирьох термозондів.

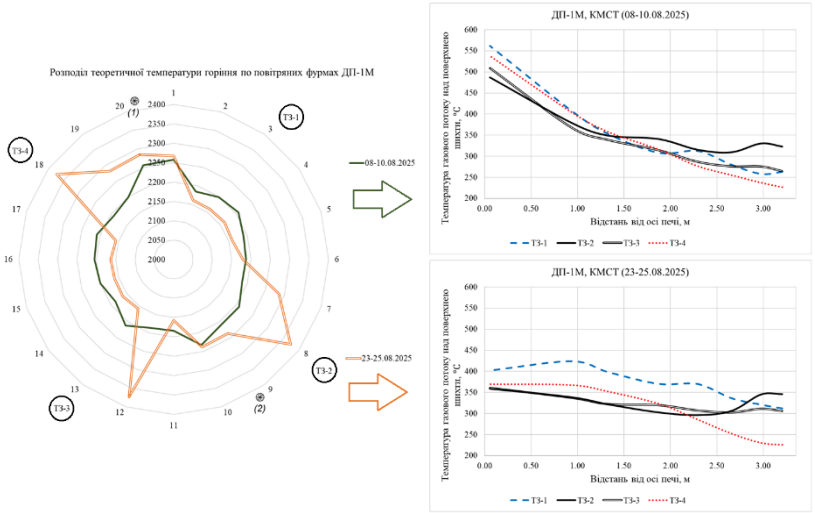


Рисунок 5 – Розподіл теоретичних температур горіння по повітряних фурмах та температури газового потоку над поверхнею засипу шихти по чотирьох радіусах (ТЗ-1…ТЗ-4) ДП-1М ПрАТ «Камет-сталь» у серпні 2025 р.

Як випливає з рис. 5 найбільша окружна нерівномірність розподілу теоретичних температур горіння по повітряних фурмах призводить до суттєвого погіршення центрального газорозподілу в ДП ($T^{середн}_{Ц}$=370 °С) та окружної нерівномірності температур газового потоку, а рівномірний розподіл теоретичних температур горіння сприяє формуванню сталого центрального ходу печі ($T^{середн}_{Ц}$=525 °С) з відносно рівномірним окружним розподілом температур газового потоку.

Слід зазначити, що наведені приклади відносяться до періоду роботи ДП-1М після проведеного в липні 2025 р. планового ремонту печі тривалістю 6 діб з встановленням нових термозондів, отже, наведені періоди роботи ДП-1М передують формуванню по висоті печі стійкого гарнісажу, який міг спотворювати газовий потік.

На підставі встановленого зв’язку розподілу теоретичних температур горіння по повітряних фурмах та температур газового потоку над поверхнею засипу шихти з високими коефіцієнтами лінійної кореляції були отримані залежності температурних показників газового потоку від середньоквадратичного відхилення теоретичної температури горіння по повітряних фурмах за період роботи ДП-1М у серпні-жовтні 2025 р. (рис. 6). У якості температурних показників газового потоку

були обрані раніше запропоновані показники $K_1 \ldots K_4$ [34], де ($K_1=T_{ПФ}/T_{СЕР}$) – відношення температури периферійної зони до середньої температури, ($K_2=T_Ц/T_{СЕР}$) – відношення температури центральної зони до середньої температури, ($K_3=T_{ПР}/T_{СЕР}$) – відношення температури проміжної зони до середньої температури та ($K_4=T_Ц/T_{ПРвісь}$) – відношення температури центральної зони до температури приосьової зони. Також був розглянутий додатковий показник ($K_5=T_Ц/T_{ПФ}$) – відношення температури центральної зони до температури периферійної зони.

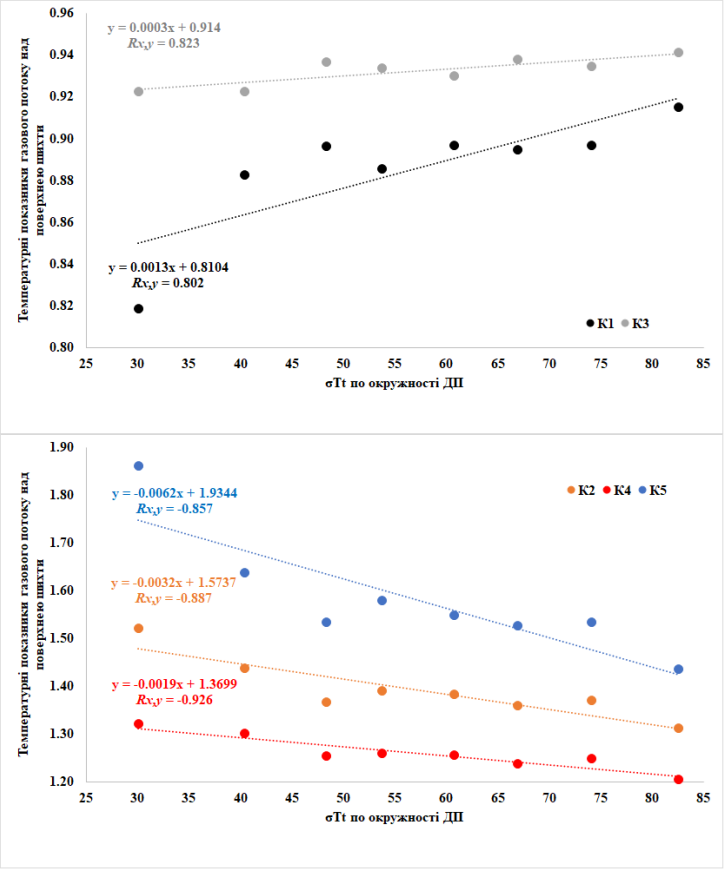


Рисунок 6 – Залежності температурних показників газового потоку над поверхнею засипу шихти ($K_1 \ldots K_5$) від середньоквадратичного відхилення теоретичної температури горіння (σTt) по окружності ДП-1М ПрАТ «Камет-сталь», серпень-жовтень 2025 р.

Кожна точка на графіках, представлених на рис. 6, отримана як середнє за 10 значень, кожне з яких – середнє за 3 доби роботи ДП, отримане ковзним середнім в досліджуваному періоді. Як випливає з рис. 6 чим більше окружна нерівномірність теоретичної температури горіння (σTt) тим більш розвинений периферійний газовий потік (K_1) и більша газопроникність проміжної зони радіусу ДП (K_3) – прямий зв'язок та, відповідно, чим менше σTt тим більш розвинений центральний газовий потік (K_2, K_4, K_5) – зворотній зв'язок. Таким чином, отримані результати дозволяють забезпечити синергетичну взаємодію функціонування СППР щодо управління розподілом параметрів дуття по фурмах доменної печі та СППР щодо управління режимом завантаження шихти.

Висновки

Наведений опис проблеми автоматизованого контролю кількісного розподілу дуття по повітряних фурмах ДП, яка вивчається багато років та досі є повністю не вирішеною та актуальною, оскільки нерівномірність розподілу дуття значно впливає на газорозподіл і тепловий стан у всьому об’ємі доменної печі. Показані результати ефективності застосування методу управління розподілу параметрів дуття по повітряних фурмах при проведенні ручним способом вимірювань теплових навантажень на фланцях підвішених колін фурмених приладів ДП-1М та ДП-12 ПрАТ «Камет-сталь» у 2018–2020 рр. Представлені методологічні та інформаційні засади розробки системи підтримки прийняття рішень щодо управління розподілом дуття по фурмах доменної печі. Показано, що для створення системи підтримки прийняття рішень необхідні: використання інформації сучасних засобів автоматизованого контролю з встановленням статистичних залежностей нових показників, створених на базі цієї інформації, з показниками доменної плавки; створення представницької бази даних різних режимів роботи доменної печі з відповідними техніко-економічними показниками і технологічними параметрами доменної плавки; апробація, як окремих складових системи, так і комплексу рекомендацій по управлінню доменною плавкою в реальних умовах виробництва. В статті вперше показаний вплив нерівномірності окружного розподілу теплового стану нижньої зони доменної печі, згідно з розподілом теоретичної температури по повітряних фурмах, на розвиток центрального газорозподілу верхньої зони та канального ходу доменної печі, згідно показань засобів контролю температур газового потоку над поверхнею засипу шихти. Отримані залежності температурних показників газового потоку над поверхнею засипу шихти від середньоквадратичного відхилення теоретичної температури

горіння по окружності доменної печі. Отримані результати дозволяють забезпечити синергетичну взаємодію функціонування системи підтримки прийняття рішень щодо управління розподілом параметрів дуття по фурмах доменної печі та системи підтримки прийняття рішень щодо управління режимом завантаження шихти.

Перелік посилань / References

1. Vashchenko, S., Semenov, Yu., Khudyakov, O., et al. (2025). Development and implementation of a mathematical model of charging a blast furnace equipped with a bell-type charging device. *Metallurgical Research & Technology*, 122 (6), 624. https://doi.org/10.1051/metal/2025095

2. Chaika, A. L., Lebed, V. V., Kornilov, B. V., et al. (2021). Implementation of a Set of Long-Term and Energy-Saving Cast Iron Production Models in Blast Furnaces in Ukraine. *Steel in Translation*, 51 (3), 201–204. https://doi.org/10.3103/S0967091221030025

3. Yuan, M., Zhou, P., Li, Ml., et al. (2015). Intelligent multivariable modeling of blast furnace molten iron quality based on dynamic AGA-ANN and PCA. *Journal of Iron and Steel Research International*, 22, 487–495. https://doi.org/10.1016/S1006-706X(15)30031-5

4. Zhou, P., Guo, D., Wang, H., Chai, T. (2017). Data-Driven Robust M-LS-SVR-Based NARX Modeling for Estimation and Control of Molten Iron Quality Indices in Blast Furnace Ironmaking. *IEEE Transactions on Neural Networks and Learning Systems*, 29 (9), 4007–4021. https://doi.org/10.1109/TNNLS.2017.2749412

5. Agrawal, A., Kothari, A. K., Kuma,r A., et al. (2019). Advances in thermal level measurement techniques using mathematical models, statistical models and decision support systems in blast furnace. *Metallurgical Research & Technology*, 116, 16. https://doi.org/10.1051/metal/2019019

6. Semenov, Yu. S., Shumelchik, E. I., Vishnyakov, V. I., et al. (2013). Model system for selecting and correcting charging programs for blast furnaces equipped with a bell-less charging apparatus. *Metallurgist*, 56 (9–10), 652–657. https://doi.org/10.1007/s11015-013-9630-3

7. Li, J., Tang, X.-Y., Song, W., et al. (2024). A Blast Furnace Throat Temperature Estimation Method Based on Multi-time Scale Online Fusion. *36th Chinese Control and Decision Conference (CCDC)*, 25-27 May 2024. https://doi.org/10.1109/CCDC62350.2024.10587722

8. Semenov, Yu. S., Shumelchik, E. I., Horupakha, V. V. (2017). Blast Furnace Shaft Thermal State Monitoring System. *Steel in Translation*, 47 (11), 728–731. https://doi.org/10.3103/S0967091217110092

9. Fei, J., Jiang, X., Yang, H., et al. (2024). Research and Development of a Big Data Application Platform for Intelligent Blast Furnace Intensive Management and Control. *ACS Omega*, 9 (23), 24674−24684. https://pubs.acs.org/doi/full/10.1021/acsomega.4c01162

10. Liu, R., Zhang, Zf., Li, X., et al. (2023). Hot metal quality monitoring system based on big data and machine learning. *Journal of Iron and Steel Research International*, 30, 915–925. https://doi.org/10.1007/s42243-023-00934-4

11. Zhang, Z., Tang, J., Chu, Ms., et al. (2025). Online calculation and monitoring system of blast furnace operation profile based on data and mechanism

dual drive. *Journal of Iron and Steel Research International*, 32, 4188–4206. https://doi.org/10.1007/s42243-025-01605-2

12. Warren, P., & Harvey, S. (2001). Development and implementation of a generic blast-furnace expert system. *Mineral Processing and Extractive Metallurgy*, 110 (1), 43–49. https://doi.org/10.1179/mpm.2001.110.1.43

13. Semenov, Y. S., Shumelchyk, Y. I., Horupakha, V. V., et al. (2022). Development and Implementation of Decision Support Systems for Blast Smelting Control in the Conditions of PrJSC "Kamet-steel". *MDPI, Metals*, 12 (6), 985. https://doi.org/10.3390/met12060985

14. Semenov, Yu. S., Podkorytov, A. L., Shumelchik, E. I., et al. (2021). Decision Support System for Controlling Thermal State of Blast Furnace Smelting. *Steel in Translation*, 51 (4), 261–266. https://doi.org/10.3103/S0967091221040094

15. Zhang, R., Lu, J., & Zhang, G. (2011). A knowledge-based multi-role decision support system for ore blending cost optimization of blast furnace. *European Journal of Operational Research*, 215, 194–203. https://doi.org/10.1016/j.ejor.2011.05.037

16. Mu, Y., Yan, B., He, H., et al. (2026). Mining of expert rules for blast furnace air volume regulation. *Results in Engineering*, 29, 108473. https://doi.org/10.1016/j.rineng.2025.108473

17. Wright, B. D., Zulli, P. (2009). Application of decision support system for thermal balance control in the ironmaking blast furnace. BlueScope Steel Research, Old Port Rd Port Kembla, Australia, 1–9. Google

18. Lyalyuk, V. P., Tarakanov, A. K., Kassim, D. A., & Riznitskii, I. G. (2018). Improvement of the Uniformity of Blast Distribution over the Circumference of Blast–Furnace Hearth. *Metallurgist*, 62 (1–2), 119–124. https://doi.org/10.1007/s11015-018-0633-y

19. Druzhkov, V. G., & Shirshov, M. Yu. (2017). Improving the Junction Between the Hot–Blast Main and the Bustle Pipe of a Blast Furnace. *Metallurgist*, 60 (11–12), 1239–1242. https://doi.org/10.1007/s11015-017-0434-8

20. Shi, B., Liu, H., Liu, B. et al. (2022). Influence of Breeches Pipe Structures on Hot Blast Distribution Rule Around the Hearth Circumferentially. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 53, 3613–3623. https://doi.org/10.1007/s11663-022-02624-0

21. Bol'shakov, V. I., Shuliko, S. T., Kanaev, V. V., et al. (1999). Investigation of gas distribution in a large-volume blast furnace. *Steel in Translation*, 29 (12), 1–5. [Scopus]

22. Bol'shakov, V. I., Shuliko, S. T., & Kanaev, V. V., et al. (1997). Study of the charge and gas-flow distributions in a large blast furnace with a bell-less charging apparatus. *Metallurgist*, 41, 389–390. https://doi.org/10.1007/BF02768853

23. Shirshov, M. Yu., & Druzhkov, V. G. (2015). Improving the automatic blast distribution in blast furnaces. *Steel in Translation*, 45 (1), 49–53. https://doi.org/10.3103/S0967091215010131

24. Motta, R. S. N., Bortoni, E. C., & Souza, L. E. (2013). Hot Blast Flow Measurement in Blast Furnace in Straight Pipe. *Modern Instrumentation*, 2, 68–73. http://dx.doi.org/10.4236/mi.2013.24010

25. Semenov, Yu. S., Horupakha, V. V., & Shumel′chyk, Ye. I. (2022). *Sposib upravlinnya okruzhnym rozpodilom duttya v domenniy pechi (Method of controlling*

the circumferential distribution of blast in a blast furnace): patent of Ukraine UA 125879 C2 for the invention. Bulletin No. 26 https://iprop-ua.com/inv/ce25mu8z/

26. Liu, B., Che, Y., & Shi, B. (2022). Influence of blast volume on hot blast distribution rule around the hearth circumferentially. *International Journal of Chemical Reactor Engineering*, 21 (5). https://doi.org/10.1515/ijcre-2022-0135

27. Shi, B., Liu, B., Zhang, Y., et al. (2025). Evaluation and discussion on the circumferential distribution of hot blast in the blast furnace. *Metallurgical Research & Technology*, 122 (1), 108. https://doi.org/10.1051/metal/2024100

28. Mozharenko, N. M., Kanaev, V. V., Paranosenkov, A. A., et al. (2005). Automated system for monitoring the flow rate of blast through the air tuyeres of a blast furnace. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 11, 34–42. https://nasplib.isofts.kiev.ua/handle/123456789/21582

29. Semenov, Yu. S., Horupakha, V. V., Shumelchik, E. I., & Alter, M. A. (2021). Blast Furnace Operation Improvement by Forming Uniform Circular Distribution of Raceway's Thermal Mode. *AISTech 2021 – Proceedings of the Iron & Steel Technology Conference*, 29 June–1 July 2021, Nashville, Tenn., USA, 184–192. https://doi.org/10.33313/382/018

30. Semenov, Yu. S., Podkorytov, A. L., Horupakha, V. V., et al. (2020). New scientific and applied results of studies efficiency use of pulverized coal in the production of cast iron and lime burning. *Metal and Casting of Ukraine*, 2, 15–26. https://metalsandcasting.com/index.php/mcu/article/view/102

31. Horupakha, V. V., Semenov, Yu. S., Khudyakov, O. Yu., et al. (2025). Research of circular gas distribution in a blast furnace using information on blow distribution and modern control measures. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 39, 34–60. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2025-39-03

32. Geerdes, M., Chaigneau, R., & Lingiardi, O. (2020). Modern blast furnace ironmaking: an introduction. IOS Press BV. ISBN 978-1-64368-123-8. Google

33. Semenov, Yu., Horupakha, V., Khudyakov, O., et al. (2026). Features of blast furnace smelting technology with pulverized coal injection from different coal mixtures under conditions of variable coke quality. *Metallurgical Research & Technology*, article in press. https://doi.org/10.1051/metal/2026028

34. Sagiroglu, S, & Sinanc, D. (2013). Big data: A review. *International Conference on Collaboration Technologies and Systems (CTS)*, 42-47. https://doi.org/10.1109/CTS.2013.6567202

35. Semenov, Yu., Shumelchyk, Ie., Vashchenko, S., et al. (2025). Optimization of blast furnace charging modes based on changes in gas flow temperatures. *Discover Mechanical Engineering*, 4, 60. https://doi.org/10.1007/s44245-025-00157-9

Yu. S. Semenov[1,*], Cand. Sc. (Engin.), Senior Research Scientist, Head of the Department, ORCID 0000-0003-2299-5742
V. V. Horupakha[1], Researcher, ORCID 0000-0003-0531-1871
S. V. Vashchenko[1], Cand. Sc. (Engin.), Senior Research Scientist, Senior Researcher, ORCID 0000-0001-8344-961X
Ye. I. Shumelchyk[1], Ph. D., Senior Research Scientist, Senior Researcher, ORCID 0000-0001-5350-6425

O. Yu. Khudyakov[1], Cand. Sc. (Engin.), Senior Research Scientist, Senior Researcher, ORCID 0000-0002-6507-1120
K. V. Baiul[1], D. Sc. (Tech.), Senior Research Scientist, Leading Researcher, ORCID 0000-0003-1426-7956

[1] *Iron and steel institute of Z.I. Nekrasov of National academy of science of Ukraine*

[*] *Corresponding author: yuriy.semenov.isi@gmail.com*

DEVELOPMENT OF A DECISION SUPPORT SYSTEM FOR CONTROLLING THE DISTRIBUTION OF BLAST PARAMETERS OVER BLAST FURNACE TUYERES

Abstract. The article describes the problem of automated control of the quantitative distribution of the blast on the air tuyeres of a blast furnace (BF), which has been studied for many years and is still not fully resolved and relevant, since the uneven distribution of the blast significantly affects the gas distribution and thermal state throughout the volume of the BF. The results of the effectiveness of the application of the method of controlling the distribution of the blast parameters on the air tuyeres when manually measuring the thermal loads on the flanges of the suspended knees of the tuyere devices BF-1M and BF-12 of PrJSC "Kamet-steel" in 2018-2020 are shown. The methodological and information principles of the decision support system (DSS) for controlling the distribution of the blast parameters on the tuyeres of the BF, which has been developed in recent years at the Iron and Steel Institute, are presented. The creation of the DSS consists of the following stages: using information from modern automated control tools with the establishment of statistical dependencies of this information with blast smelting indicators; creation of a representative database containing various BF operating modes with corresponding technical and economic indicators of BF smelting, charging mode parameters and information on control means; development of a block of recommendations. DSS should include: visualization of primary information on the distribution of temperature differences and cooling water consumption around the circumference of the BF; visualization of calculated information on the distribution of the actual RAFT (raceway adiabatic flame temperature), consumption and blast speed, and the geometry of the raceway zone around the circumference of the BF; a block for generating recommendations on adjusting the consumption of fuel additives on individual tuyeres to ensure the required circumferential distribution of the RAFT; signaling on the presence of the so-called "slagging" of tuyeres; recommendations on changing the diameters of air tuyeres. DSS for controlling the circumferential distribution of blast parameters in a BF should also provide for the development of methods and criteria that allow for the synergistic interaction of the functioning of various DSSs installed on the BF. The article first shows the influence of the unevenness of the circumferential distribution of the thermal state of the lower zone of the BF, according to the distribution of the RAFT along the air tuyeres, on the development of the central gas distribution of the upper zone and the channel course of the BF, according to the readings of the means of controlling the temperatures of the gas flow above the charge surface. The dependences of the temperature indicators of the gas flow above the charge surface on the root mean square deviation of the RAFT along the circumference of the BF are obtained. The article indicates that an important stage in the development of the DSS

is the testing of both its individual components and a set of recommendations for controlling BF smelting in real production conditions.

Keywords: blast furnace, decision support system, pulverized coal, circumferential distribution of blast, gas flow temperatures.

For citation: Semenov, Yu. S., Horupakha, V. V., Vashchenko, S. V., Shumelchyk, Ye. I., Khudyakov, O. Yu., & Baiul, K. V. (2026). Development of a decision support system for controlling the distribution of blast parameters over blast furnace tuyeres. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 40, 272-289. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-018

Рукопис надійшов до редакції / Received 19.02.2026
Рекомендовано до друку / Accepted 28.05.2026
Опубліковано / Published 30.05.2026

ISSN 2522-9117 (print), ISSN 2786-6149 (online)
"Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії". 2026. Випуск 40
"Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy". 2026. Issue 40

https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-019

УДК 669.162.262.5:669.162.215

М. Г. Іванча[1], с.н.с., ORCID 0000-0002-5366-9328
В. І. Вишняков[1], н.с., ORCID 0000-0002-5538-6962
І. Г. Муравйова[1,*], д.т.н., п.н.с., ORCID 0000-0001-5926-7787
Л. І. Гармаш[1], к.т.н., с.н.с., ORCID 0000-0002-6873-6685
В. Р. Щербачов[1], м.н.с., аспірант, ORCID 0000-0002-6734-0451
О. О. Білошапка[1], м.н.с., ORCID 0000-0003-3103-0512
К. П. Єрмоліна[1], пров. інж., ORCID 0000-0001-6819-9886

[1]*Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України*

[*] *Автор для листування irinamuravyova@gmail.com*

МЕТОДИ РОЗРАХУНКУ ТА МАТЕМАТИЧНІ МОДЕЛІ РОЗПОДІЛУ ШИХТОВИХ МАТЕРІАЛІВ НА КОЛОШНИКУ ДОМЕННОЇ ПЕЧІ, ЩО ЗАСТОСОВУЮТЬСЯ У ТЕХНОЛОГІЧНІЙ ТА ДОСЛІДНІЙ ПРАКТИЦІ

Анотація. Підвищення ефективності використання відновлювальної здатності газів у доменній печі, оптимізація процесів шлакоутворення та наведення гарнісажу, формування раціональної конфігурації та розмірів пластичної зони і, як наслідок, покращення техніко-економічних показників плавки в цілому забезпечується, в першу чергу, за рахунок раціонального розподілу шихтових матеріалів на колошнику. Аналіз відомих методів розрахунку та математичних моделей розподілу шихтових матеріалів на колошнику доменної печі, які використовуються у технологічній та дослідницькій практиці, показав, що математичне моделювання з використанням результатів експериментальних досліджень залишаються основним способом отримання інформації про розподіл шихтових матеріалів. Інструментальних засобів контролю розподілу компонентів шихти на теперішній час не існує. Особливістю відомих математичних моделей є те, що з їх використанням прогнозувався розподіл двох складових шихти – залізорудної частини та коксу. Сучасні шихтові умови доменної плавки характеризуються значним розширенням сировинної бази і компонентного складу шихтових матеріалів, що завантажуються в доменну піч. При вивантаженні цих компонентів на поверхню засипу утворюється шар суміші, склад якої істотно відрізняється у різних зонах колошника. Відмінність у складах сумішей визначає відповідну відмінність високотемпературних властивостей залізорудної частини шихти та властивостей розплавів по поперечному перерізу доменної печі. Аналіз раніше виконаних досліджень в області розробки математичних моделей та методів розрахунку характеристик розподілу показав, що значна частина робіт присвячена розподілу залізорудної

© М. Г. Іванча, В. І. Вишняков, І. Г. Муравйова, Л. І. Гармаш, В. Р. Щербачов, О.О. Білошапка, К. П. Єрмоліна, 2026

Це стаття відкритого доступу за ліцензією CC BY-NC-ND 4.0
https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/legalcode.uk

та вуглецевмісної частин шихти в цілому, без оцінки розподілу компонентів, що входять до неї. У зв'язку з цим, особливу актуальність набувають задачі, вирішення яких направлене на створення комплексної математичної моделі завантаження доменної печі, яка включає моделі ряду процесів формування багатокомпонентних порцій шихтових матеріалів, рух їх за трактом завантаження та в робочому просторі доменної печі, а також розподілу на поверхні засипу.

Ключові слова. доменна піч**,** математичні моделі, багатокомпонентна шихта, розподіл компонентів в зонах.

Посилання для цитування: Методи розрахунку та математичні моделі розподілу шихтових матеріалів на колошнику доменної печі, що застосовуються у технологічній та дослідній практиці / М. Г. Іванча, В. І. Вишняков, І. Г. Муравйова, Л. І. Гармаш, В. Р. Щербачов, О.О. Білошапка, К. П. Єрмоліна // *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії.* 2026. Вип. 40. С. 290-319. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-019

Постановка проблеми. Підвищення ефективності використання відновлювальної здатності газів у доменній печі, оптимізація процесів шлакоутворення та наведення гарнісажу, формування раціональної конфігурації та розмірів пластичної зони і, як наслідок, покращення техніко-економічних показників плавки в цілому забезпечується, в першу чергу, за рахунок раціонального розподілу шихтових матеріалів на колошнику [1]. Разом з інструментальними засобами контролю для оцінки розподілу шихтових матеріалів ШИРОКО використовуються математичні моделі, що пояснюється обмеженими можливостями використовуваних для цього технічних пристроїв. У роботі [2] представлено огляд відомих на момент публікації математичних моделей радіального розподілу шихти у доменних печах. Особливістю цих моделей було те, що з їх використанням прогнозувався розподіл двох складових шихти – залізорудної частини та коксу. Сучасні шихтові умови доменної плавки характеризуються значним розширенням сировинної бази і компонентного складу шихтових матеріалів, що завантажуються в доменну піч. До складу доменної шихти залучені вторинні ресурси, зокрема, що завантажуються у вигляді брикетів цільового призначення і відсіяних фракцій залізовмісних компонентів і коксу. При вивантаженні цих компонентів на поверхню засипу утворюється шар суміші, склад якої істотно відрізняється у різних зонах колошника. Відмінність у складах сумішей визначає відповідну відмінність високотемпературних властивостей залізорудної частини шихти та властивостей розплавів по поперечному перерізу доменної печі. Аналіз раніше виконаних досліджень в області розробки математичних моделей та методів розрахунку характеристик розподілу показав, що значна частина робіт присвячена розподілу залізорудної та вуглецевмісної частин шихти в

цілому, без оцінки розподілу компонентів, що входять до неї. У зв'язку з цим, особливу актуальність набувають задачі, вирішення яких направлене на створення комплексної математичної моделі завантаження доменної печі, яка включає моделі ряду процесів формування багатокомпонентних порцій шихтових матеріалів, рух їх за трактом завантаження та в робочому просторі доменної печі, а також розподілу на поверхні засипу. Така модель забезпечить можливість розрахункового отримання повного складу сумішей компонентів шихти у різних зонах колошника, що дасть можливість обґрунтованого корегування режиму завантаження для підвищення ефективності доменної плавки.

Для оцінки технологічного потенціалу, функціональних можливостей та визначення напрямків подальшого удосконалення виконано ретроспективний аналіз відомих розроблених математичних моделей розподілу шихтових матеріалів на колошнику доменної печі.

Мета роботи. Узагальнення та систематизація результатів аналізу відомих методів розрахунку та математичних моделей розподілу шихтових матеріалів на колошнику доменної печі.

Основні результати досліджень. Розподіл шихти має важливий вплив на теплообмін, масо-перенесення та хімічні реакції в доменних печах [3]. З 1970 - х років минулого століття для обґрунтованого управління ходом доменної печі вчені-металурги вивчають закономірності руху та розподілу шихти у її робочому просторі. З найбільш значущих слід виділити дослідження В. К. Грузинова. В роботі [4] він вперше системно проаналізував особливості формування шарів шихти на поверхні засипу, уточнив методику розрахунку траєкторій руху шихтових матеріалів після сходу з великого конусу. Результати наступних досліджень під керівництвом В. К. Грузинова представлені в роботах [5, 6].

До найбільш вагомих слід також віднести результати досліджень, виконаних М. М. Бабарикіним [7], В. М. Клемпертом, А. О. Гришковою [8], А. М. Похвіснєвим, І. П. Куруновим, В. О. Доброскоком [9], В. І. Логіновим [10], В. П. Тарасовим [11].

Слід зазначити, що до останнього часу в математичних моделях процесів завантаження і розподілу шихтових матеріалів у доменній печі взагалі не розглядалися завантаження і розподіл будь-якого конкретного компонента, завантажуваного у складі залізорудної або коксової частин подачі. Крім цього, з усього комплексу процесів формування порцій (подач) шихтових матеріалів (доставки їх на колошник, завантаження порцій у завантажувальний пристрій і вивантаження з нього, руху трактом завантажувального пристрою, зокрема, лотком, що обертається, вільного падіння потоку шихти в

колошниковому просторі до поверхні засипу, його взаємодії з наявним профілем і формування нового) у переважній більшості відомих моделей розглядали рух шихтових матеріалів трактом завантажувального пристрою, рух шихти у колошниковому просторі та формування поверхні засипу після вивантаження чергової порції (подачі). Відповідно, можливості цих моделей обмежувалися розрахунком траєкторій руху шихти в колошниковому просторі, визначенням геометричних характеристик профілю засипу та розрахунком розподілу мас паливної й сировинної складових у цілому за радіусом колошника з подальшим визначенням їх співвідношень (рудних навантажень) в умовно виділених кільцевих зонах колошника. До таких моделей можна віднести розроблену фахівцями «Nippon Kokkan Corporation» [12], де описані процеси низхідного руху шихти всередині чаші під час опускання великого конусу, зсипання шихтових матеріалів з чаші та подальше падіння в периферійну область на поверхню засипу, а також рух від периферії до центру печі з формуванням укосу та зміна форми поверхні при сході шихтових матеріалів. Імітаційна модель розподілу шихти на колошнику доменної печі, розроблена також дослідниками Японії [13], враховує додаткові фактори: утворення змішаного шару в центрі печі при вивантаженні руди на шар коксу, зменшення кута укосу під впливом газового потоку, зміну кута укосу за рахунок різниці швидкостей опускання шихти вздовж радіусу печі. Автори вважають, що на розподіл рудного навантаження найбільше впливає утворення змішаного шару.

В окремий напрямок досліджень розподілу матеріалів на колошнику доменної печі слід виділити математичні моделі, розроблені у Фінляндії з використанням нейронних мереж. В опублікованих роботах [14 - 16] представлена розроблена модель формування шару шихти у доменній печі, початковою інформацією якої є товщина шарів, що визначається за даними радіолокаційних вимірювань рівня шихти в печі. За результатами тестування моделі було зроблено висновки про можливості її використання у якості інструмента для оцінки зміни показників розподілу шихти - паливної частини шихти та рудного навантаження - у діючих печах. Розподіл окремих компонентів – складових, як рудної, так і паливної частин шихти, взагалі не розглядався.

Встановлення на доменних печах безконусних завантажувальних пристроїв (БЗП) з лотковим розподільником шихти (з середини сімдесятих років минулого століття) та необхідність вибору та обґрунтування режимів їх роботи для управління технологічними параметрами печі ініціювали початок активних досліджень, направлених на розробку математичних моделей руху шихтових

матеріалів по тракту завантажувального пристрою.

Крім ІЧМ, про що буде сказано нижче, дослідження процесу завантаження доменних печей, оснащених БЗП з лотковим розподільником, спрямовані на вивчення розподілу шихтових матеріалів, у тому числі, дослідження з використанням математичного моделювання, виконувалися у Дніпропетровському металургійному інституті під керівництвом В. М. Ковшова [17], А.К. Тараканова, Н. Ш. Грінштейна і В. В. Бочки [18, 19]. У роботі [17] В. М. Ковшовим представлено результати розроблення математичного опису руху шихти похилими поверхнями розподільних пристроїв - конуса, лотка, у колошниковому просторі та на поверхні засипу. Розроблена в НМетАУ математична модель завантаження печі лотковим завантажувальним пристроєм дозволяє отримувати кількісні характеристики розподілу залізорудної та коксової складових шихти по перетину печі [18, 19]. В якості вхідних параметрів моделі використовуються: вид матеріалів, що завантажуються; маса коксових та залізорудних порцій; насипна маса і кути укосу матеріалів; робочі кутові положення лотка; рівень засипу; швидкість опускання шихтових матеріалів по радіусу печі; число та розміри кільцевих зон, для яких визначаються кількісні характеристики розподілу шихти; число і послідовність порцій шихти в циклі; час завантаження порцій в піч; розміри колошника печі; основні розміри і характеристика режиму роботи завантажувального пристрою. Вихідними параметрами моделі є: значення рудних навантажень шихти в кільцевих зонах перетину колошника, профіль поверхні засипу матеріалів після завантаження циклу порцій, епюра товщини шарів коксу і залізорудних матеріалів у вертикальному перетині печі для циклу порцій шихти.

Активні дослідження з розроблення математичних моделей руху шихтових матеріалів трактом БЗП виконували в Німеччині наприкінці минулого століття. Інтерес представляє робота Л. Кройца і Б. Бергмана [20], в якій наведено модель, що передбачає математичний опис руху частинок шихтових матеріалів лотковим розподільником і сходу матеріалів з кінця лотка, розрахунок траєкторій їхнього руху в колошниковому просторі, формування поверхні засипу, зокрема за бокових обмежень, що імітують стінку колошника печі. Низку вхідних параметрів моделі визначали на фізичній моделі колошника доменної печі з БЗП. Представлені результати експериментальних досліджень і розрахунків містять дані про формування потоку шихтових матеріалів на лотку та особливості укладання матеріалів на поверхні засипу. Л. Кройц, Х. В. Гуденау і Н. Штандіш досліджували асиметричність розподілу матеріалів на колошнику печі, викликану конструктивними особливостями БЗП з лотковим розподільником [21]. Досліджено різні

модифікації лоткового розподільника і запропоновано конструктивні рекомендації та технологічні заходи, що сприяють поліпшенню розподілу шихтових матеріалів.

На початку поточного століття роботи зі створення математичних моделей руху шихтових матеріалів трактом БЗП і в колошниковому просторі печі активізувалися в КНР [22 - 24, 26, 27]. У [22] показано важливість достовірного визначення траєкторії руху шихтових матеріалів після сходу з лотка і, відповідно, точки його падіння на поверхню засипу для подальшого розрахунку профілю, що формується. З метою уточнення алгоритму розрахунку траєкторій руху шихти в колошниковому просторі авторами виконано експериментальні дослідження на моделі доменної печі об'ємом 2500 м^3, виконаної у масштабі 1:15. У [23] представлено математичну модель руху шихти після її сходу з лоткового розподільника з урахуванням сили Коріоліса та сили опору газу. За допомогою розробленої моделі було отримано та проаналізовано координати точок падіння шихти на поверхню засипу та ширину її потоку. Значення швидкостей частинок на розвантажувальному кінці лотка порівнювалися з урахуванням і без урахування сили Коріоліса. За допомогою розробленої моделі виконано також дослідження зі встановлення впливу довжини та крутного моменту лотка на дальність польоту частинки шихти в колошниковому просторі. Результати моделювання підтверджено вимірюваннями, виконаними на доменній печі з використанням лазерного далекоміра.

У роботі [24] за допомогою математичного моделювання розглядається вплив різної за перерізом печі швидкості опускання шихти на її розподіл на колошнику. Вплив швидкості опускання шихти в різних зонах колошника на формування шарів шихтових матеріалів на поверхні засипу за допомогою математичної моделі досліджувався також вченими Республіки Корея [25]. Огляд сучасних методів моделювання та контролю розподілу шихти на колошнику доменної печі наведено в роботі [26], де розглянуто особливості вивантаження шихтових матеріалів з паралельно встановлених бункерів БЗП, а також наведені рівняння руху частинок шихти лотковим розподільником і подальшого формування шарів на поверхні засипу з урахуванням витіснення коксу. У [27] розглянуто умови руху по лотках прямокутного і напівкруглого перерізу, показані сили, що діють на частинку, яка рухається лотком, та наведені рівняння її руху. Визначено траєкторії руху після сходження з лотка й отримано залежності для розрахунку координат точок зустрічі їх із поверхнею засипу. Достовірність моделі підтверджено результатами перед-пускових досліджень на доменній печі, під час яких виконано вимірювання цих координат за допомогою лазерних інструментів.

У роботах [28 - 39] також розглянуто розрахункові рівняння руху шихти лотковим розподільником, траєкторій її падіння в колошниковому просторі та характеристик шару, що формується на поверхні засипу. Модель, представлена в [29], містить рівняння траєкторії руху шихти після її сходу з лотка і залежності, що описують формування поверхні залежності з урахуванням фактичних значень кутів укосу матеріалів. У [30] розглянуто модель, що забезпечує можливість розрахунку траєкторій падіння шихти до падіння на поверхню засипу, оцінювання профілю поверхні, що формується, і розподілу рудних навантажень за радіусом колошника. Модель функціонує з використанням даних радіолокаційних вимірювачів, які контролюють рівень шихти в різних точках поверхні засипу, що підвищує точність розрахунків.

Підтвердження результатів моделювання формування шарів шихти може бути отримано шляхом вимірювання профілю поверхні засипу на діючій печі 3D-сканером, як це зроблено авторами роботи [31], в якій описано математичну модель розподілу шихти в доменній печі з БЗП. Призначення моделі - використання її в реальному часі для оперативного вибору програм завантаження шихти. Розрахункові можливості моделі, як і раніше розглянутих у [20 - 30], щодо характеристик розподілу шихти обмежуються визначенням розподілу рудних навантажень за радіусом печі.

Особливостями моделі, створеної з використанням методу кінцевих елементів і Visual Basic [33], є об'єднання двох розрахункових блоків, один з яких дає змогу визначити параметри траєкторій падіння шихти з урахуванням виду й маси порцій, коефіцієнта тертя шихти по лотку, швидкості обертання та кута нахилу лотка, а інший - призначений для розрахунку характеристик розподілу рудних навантажень за радіусом колошника. Значення коефіцієнтів рівнянь руху шихти були уточнені за результатами модельного експерименту. Модель формування по-верхні засипу шихти, описана в роботі [34], відрізняється розробленням нових рівнянь утворення внутрішнього і зовнішнього укосів з урахуванням впливу вертикальної та горизонтальної швидкостей потоку шихти під час формування вершини шару на поверхні засипу. Підтвердження достовірності розрахунків сформованої поверхні за допомогою моделі також забезпечувалося шляхом порівняння розрахункових результатів з експериментальними даними.

Огляд досліджень закономірностей руху і розподілу шихти на колошнику доменної печі, виконаних вченими-металургами, починаючи з 1970-х років, наведено в [35]. Як правило, перші дослідження в цій області зводилися до експериментальних вимірювань координат точок траєкторій падіння шихти в колошниковому просторі

і характеристик профілю засипу, що утворюється. Визначення зазначених характеристик у низці випадків здійснювалося з використанням лазерних або радіолокаційних пристроїв. У роботі А. Ейджревела [37] за допомогою розробленої математичної моделі виконано дослідження з узагальненням результатів у вигляді геометричних характеристик шарів і розподілу рудних навантажень по радіусу колошника доменної печі в умовах змінного вмісту окатишів у шихті, що впливає на хід доменної плавки. У низці публікацій, наприклад [38, 39], показано можливості розроблених математичних моделей завантаження шихти в частині досліджень процесів вибивання коксу, його перерозподілу під час вивантаження залізорудного матеріалу на шар коксу та формування змішаних шарів цих матеріалів на поверхні засипу, а також вибору раціональних параметрів осьових порцій коксу та технологічних прийомів їхнього завантаження.

Серед оглядових публікацій можна виділити також роботу [40], в якій розглянуто тенденції розвитку моделювання, контролю та управління розподілом шихти в доменній печі. У цьому огляді розглянуто методи визначення розподілу рудного навантаження на колошнику доменної печі, що включають експериментальні дослідження за допомогою фізичних моделей, а також математичне моделювання з використанням методу дискретних елементів (DEM) і без застосування цього методу. Стрімкий розвиток комп'ютерних технологій забезпечив прогрес чисельного моделювання, зокрема, з використанням DEM, у розробленні моделей, які забезпечують розрахунок розподілу руд-них навантажень і характеристик шарів шихтових матеріалів, що формуються на колошнику доменної печі.

Останніми роками на основі DEM активно виконуються дослідження, пов'язані з моделюванням явищ і взаємодій у сипучому середовищі, які чинять значний вплив на розподіл рудного навантаження на колошнику доменної печі під час завантаження шихтових матеріалів і розподіл характеристик газопроникності шарів шихтових матеріалів, що формуються. Докладний аналіз досліджень розподілу шихти в доменній печі за допомогою моделей, що базуються на застосуванні DEM, наведено в огляді [41]. На думку авторів, застосування DEM забезпечує кількісне визначення сил, що діють на кожну частинку, і, отже, можливість прогнозу просторово - часової еволюції зернистого потоку. Переваги DEM полягають у тому, що за його допомогою можна аналізувати, як параметри потоку сипучого матеріалу загалом, так і поведінку окремих частинок, що робить перспективним застосування цього методу не тільки для вивчення розподілу рудного навантаження, а й для дослідження характеристик газопроникності шару та його окремих зон. Початковими параметрами

моделей, створених на основі DEM, є морфологічні характеристики матеріалу (розподіл частинок за розмірами і формою), його міцнісні властивості (коефіцієнт Пуассона і модуль Юнга), параметри, що характеризують взаємодію частинок шихти (коефіцієнти відновлення і тертя, показники форми частинок і шорсткості їхньої поверхні). Отримання достовірних результатів за допомогою цієї моделі, що відображають фактичну поведінку матеріалу, спостережувану в експериментах, зумовлюється рівнем достовірності значень перерахованих вище вхідних параметрів, визначення яких у реальних умовах викликає великі труднощі.

У [42] наведено результати моделювання на основі DEM, де показано вплив швидкості руху частинок шихти на її розподіл на поверхні засипу і процес сегрегації за крупністю. Результати моделювання підтверджено експериментальними дослідженнями, під час яких встановлено, що розподіл кутової швидкості частинок у поперечному перерізі жолоба має U-подібний характер, тоді як розподіл швидкості поступального руху має вигляд опуклої кривої. У міру наближення до розвантажувального кінця лотка розподіл обох швидкостей стає більш рівномірним. Визначалися також ширина потоку і розподіл маси матеріалу в потоці. Результати досліджень дали змогу уточнити особливості формування шару шихти, що вивантажується на поверхню засипу, і розподіл крупності частинок у ньому.

В Японії за допомогою моделі, розробленої із застосуванням DEM, досліджено окружну нерівномірність шихти, що виникає під час вивантаження її з БЗП з двома паралельно встановленими бункера-ми, і показано її негативний вплив на стабільність роботи доменної печі [43]. Модель описує рух потоку частинок шихти в клапанному вузлі, центральній трубі та на лотковому розподільнику, що обертається, за різних кутів його нахилу. Моделювання показало, що причиною окружної нерівномірності є зміщення частинок шихти до стінок у центральній трубі, а ступінь окружної нерівномірності залежить від кута нахилу лотка. За допомогою моделі для зменшення окружної нерівномірності було розроблено рекомендації, щодо встановлення конічного вертикального жолоба.

На відміну від попередніх досліджень з використанням DEM, у яких здебільшого моделювали поведінку шихти з частинками сферичної форми, у [44] розглянуто шихту з несферичними частинками, що характерно для реальних шихтових матеріалів. Авторами виконано порівняльне дослідження впливу різної форми частинок на розподіл шихти в доменній печі.

Таким чином, аналіз раніше виконаних досліджень в області

розроблення математичних моделей і методів розрахунку характеристик розподілу шихтових матеріалів показав, що переважна більшість робіт [12 - 44] була присвячена розподілу залізорудної та вуглецевмісної частин шихти загалом, без оцінки розподілу компонентів, які до них входять.

Стійка тенденція підвищення вартості сировини і палива зумовлює роботу доменних печей у шихтових умовах, що безперервно змінюються і характеризуються використанням матеріалів зниженої якості, застосуванням багатокомпонентної шихти з одночасним використанням двох і більше видів кожного з основних компонентів (агломерату, окатишів і коксу), введенням до складу шихти некондиційних (відсіяних) фракцій шихтових матеріалів, а також використанням різних паливно-відновлювальних, гарнісажеутворюючих і промивних добавок [45, 46]. У доменному виробництві значного поширення набули технологічні прийоми введення різних нетрадиційних залізовмісних матеріалів (у тому числі, фракцій агломерату й окатишів, які відсіваються), паливних і вуглецевмісних добавок до складу шихти, які активно розроблялися В. І. Большаковим [1], В.О. Доброскоком, Й. Бухвальдером Е. Лонарді, С. Кьолером [47, 48], Л. Д. Нікітіним, С. Ф. Бугаєвим [49], Е. А. Шепетовським [50], С. Л. Ярошевським, В. О. Ноздрачовим, О. В. Кузіним [51, 52] та іншими. Як показано у вказаних роботах, удосконалення технології завантаження доменних печей шляхом пошуку й впровадження раціональних параметрів формування та режимів завантаження порцій багатокомпонентної шихти є перспективним напрямком скорочення споживання дефіцитних енергоносіїв і забезпечення необхідного рівня енергоефективності доменної плавки. Наприклад, практичний досвід введення окатишів у доменну шихту і результати численних досліджень, виконаних під керівництвом В.І. Большакова [1], засвідчили переваги завантаження їх в суміші з агломератом у вигляді змішаних порцій із заданою структурою, а також негативні наслідки роздільного завантаження цих компонентів. Результати раніше виконаних досліджень і досвід промислового випробування різних технологічних прийомів завантаження багатокомпонентної шихти показали, що змішування залізорудних шихтових матеріалів і коксу перед завантаженням у доменну піч, введення до складу шихти добавок потрібного призначення з утворенням на колошнику доменної печі змішаного шару шихтових матеріалів, а також введення відсіяних фракцій шихтових матеріалів до доменної шихти та завантаження їх у складі багатокомпонентних змішаних порцій є одним з найефективніших шляхів зменшення енергоємності доменної плавки та зниження

собівартості чавуну, за умови обґрунтованого вибору параметрів формування змішаних порцій шихти та режиму їх завантаження [1, 45 - 47].

Розподіл компонентів на поверхні засипу є результатом взаємодії низки процесів, що протікають на всіх стадіях формування порцій шихтових матеріалів, доставки їх на колошник і вивантаження в піч [46]. Залежно від способу доставки шихти на колошник формування порцій шихтових матеріалів здійснюється шляхом вивантаження компонентів шихти на конвеєр або в скіпи у визначеній послідовності та із заданим розподілом мас компонентів на підставі технологічних вимог до структури порції. У процесі формування багатокомпонентних порцій і їхнього завантаження в доменну піч унаслідок неодноразових перевантажень розташування компонентів в об'ємі порції істотно змінюється, компоненти змішуються, утворюються масиви незмішаних матеріалів і сумішей з різним складом. Внаслідок перерозподілу компонентів в об'ємі порції послідовність вивантаження компонентів з бункера БЗП істотно відрізняється від послідовності їхнього завантаження до бункера, тому поточний компонентний склад вихідного потоку шихти, яка надходить з бункера на розподільчий лоток, не визначено, що істотно знижує інформативність і технологічну цінність розрахунків розподілу шихтових матеріалів у доменній печі. У зв'язку з цим, на певному етапі ефективність використання багатокомпонентної шихти стримувалася відсутністю технічних засобів контролю та розрахункових інструментів оцінки розподілу компонентів у доменній печі, що зумовило актуальність розроблення математичних моделей, які б описували процеси завантаження багатокомпонентних порцій шихтових матеріалів до бункерів БЗП та вивантаження з них з можливістю визначення компонентного складу вихідного потоку впродовж усього часу вивантаження порції. У поєднанні з математичними моделями формування порцій, руху шихти трактом БЗП та по розподільчому лотку після виходу з бункера, польоту в колошниковому просторі та формування поверхні засипу, наявність таких даних забезпечує можливість подальшого розрахунку характеристик розподілу кожного компонента шихти на поверхні засипу, прогнозування складу сумішей шихтових матеріалів у різних зонах доменної печі та властивостей розплавів, які з них утворюються. Відповідно, з'являється можливість реалізації технологічних вимог до розподілу компонентів шихти, що забезпечують найраціональніші тепловий і газодинамічний режими, а також режими відновлення і шлакоутворення, що відповідають складу сумішей шихтових матеріалів у різних зонах доменної печі. Інформація про розподіл компонентів доменної шихти за перерізом печі важлива не тільки для вибору або

оперативного корегування параметрів режимів роботи доменної печі, вона необхідна також для проведення аналітичних досліджень фізико-механічних і фізико-хімічних процесів, що протікають у ній. Для розв'язання зазначених завдань необхідне розроблення комплексної математичної моделі завантаження доменної печі, яку може бути створено як результат синтезу низки математичних моделей, що максимально можливою мірою враховують особливості руху багато-компонентних порцій шихтових трактом «шихтоподача - поверхня засипу», і насамперед переміщення та перемішування масивів шихтових матеріалів у процесі формування порцій на головному конвеєрі, у скіпах, під час шлюзування їх у бункері БЗП і розподілення на поверхні засипу. Таким чином, комплексна математична модель має містити в собі окремі математичні моделі, що описують поведінку шихтових матеріалів:

– модель формування багатокомпонентних порцій шихти в системах завантаження з конвеєрною та зі скіповою доставкою шихти на колошник;

– модель завантаження багатокомпонентних порцій шихти в бункер БЗП, яка для систем зі скіповою доставкою шихти на колошник враховує, у тому числі, перерозподіл компонентів в об’ємі скіпа при повороті його в розвантажувальних кривих;

– модель розвантаження багатокомпонентних порцій шихти з бункера БЗП, що забезпечує розрахункове визначення змісту кожного компонента у вихідному потоці;

– модель руху шихтових матеріалів по тракту БЗП (у клапанному вузлі, центральній трубі та по лотковому розподільнику) та колошниковому простору;

– модель падіння багатокомпонентної шихти на поверхню засипу та розподілу на ній у вигляді формування шарів, що забезпечує розрахункове визначення компонентного складу шихти у заданій зоні колошника.

З перелічених моделей на поточний час нам не відомі моделі завантаження багатокомпонентних порцій шихти в бункер БЗП, що описують перерозподіл компонентів в об’ємі скіпа при повороті його в розвантажувальних кривих.

Відносно моделей розвантаження багатокомпонентних порцій шихти з бункера БЗП, слід зазначити, що до останнього часу існували лише одиночні приклади моделей, що забезпечували розрахункове визначення змісту кожного компонента у вихідному потоці. До них відносяться дослідження розподілу дрібного коксу, завантаженого у складі залізорудних порцій [53, 54], а також робота І. Мацуї, А. Сато, Т. Ояма, Т. Мацуо [55], яку слід зазначити, як таку, що містить вельми

цікаві, з погляду практики, результати. У ній наведені результати досліджень на масштабних фізичних моделях, що показують зміну вмісту окатишів, завантажених у складі залізорудної порції спільно з агломератом, у вихідному потоці з бункера і за радіусом колошника залежно від розташування дози окатишів у порції.

Обмежена кількість результатів досліджень розподілу окремих (виділених) компонентів шихти, пов'язана насамперед з тим, що математичний опис руху сипучих матеріалів, якими є шихтові матеріали доменного виробництва, завжди зустрічав значні труднощі. Це пояснюється специфічними властивостями сипучих матеріалів, що являють собою дискретне середовище з твердих частинок, поведінка якого в процесі руху в деяких проявах за певних умов може бути схожою з поведінкою рідин, але в більшості випадків підкоряється специфічним закономірностям, властивим лише сипучим середовищам.

Сучасні уявлення про закономірності витікання сипучих матеріалів сформувалися на базі досліджень цього процесу протягом останніх 100 років. Незважаючи на великий обсяг виконаних до теперішнього моменту теоретичних і експериментальних досліджень, універсальна теорія процесу витікання сипучих матеріалів, що включає формалізований опис їхнього руху в бункерах, яка могла б знайти застосування до широкого класу сипучих матеріалів, не створена. Більш того, визначення предмета досліджень - сипучого матеріалу - формулюється різними дослідниками з істотними варіаціями щодо їхніх основних властивостей і ознак, що зумовлено відмінністю прикладних завдань, які стояли перед авторами досліджень.

Для опису процесу руху шихтових матеріалів у бункерах можуть бути використані три підходи, на базі яких на теперішній момент створено математичні моделі для конкретних об'єктів і отри-мано результати, прийнятні для практичного використання.

Перший базується на описі закономірностей витікання шихтового матеріалу у вигляді геометричних залежностей, що визначають об'єм зони активного руху матеріалу («фігури випуску»), форму якої визначають експериментально, та об'єми масивів сипучого матеріалу, які послідовно надходять надалі до зони активного руху матеріалу, а потім рухаються вертикально до випускного отвору бункера. При цьому однією з обов'язкових умов є рівність об'єму матеріалу, що надходить за одиницю часу в зону активного руху, і об'ємної витрати матеріалу, що вивантажується. Для врахування розпушення матеріалу всередині масиву в бункері під час витікання і надходження деякої кількості матеріалу в зону активного руху з бічної поверхні, що обмежує цю зону, окремими авторами вводиться емпірична постійна величина [56 - 61].

Вміст компонентів у вихідному потоці шихтових матеріалів з

бункера БЗП може бути визначений за допомогою математичних моделей, розроблених К. Накано, І. Ісеї, К. Сунахара [62, 63] у співпраці з колегами, які ґрунтуються на розподілі всього об'єму шихти в бункері на масиви, для яких задається певна послідовність виходу цих масивів з бункера, багаторазово підтверджена експериментально.

Водночас слід зазначити, що розглянуті математичні моделі [53 - 63] не охоплюють увесь комплекс процесів переміщення масивів компонентів шихти та їхнього змішування на тракті системи завантаження «шихтоподача - колошник», зокрема, в них не враховується вплив перемішування компонентів під час вивантаження зі скіпів у бункер БЗП.

Другий підхід являє собою спробу врахування кінематичних закономірностей руху частинок сипучого матеріалу в зоні активного руху в початковій фазі витікання в поєднанні з визначенням об'ємів масивів сипучого, що надходять надалі в зону активного руху матеріалу, у вигляді геометричних залежностей [64].

Для опису закономірностей руху сипучого матеріалу в зоні активного руху, яку автори кінематичної моделі називають зоною течії, що сходиться, використовують залежності швидкості частинок від їхніх початкових і поточних координат [65], що дає можливість аналітичного обґрунтування та визначення форми «фігури випуску».

$$\upsilon = \frac{Q}{\sqrt{4\pi \mathrm{B} y*}} \cdot e^{-\frac{x^2}{4By*}}, \quad (1)$$

$$u = \frac{Q}{\sqrt{4\pi B y*}} \cdot e^{-\frac{x^2}{4By*}} \cdot \frac{x}{2y*}, \quad (2)$$

де u – горизонтальна швидкість руху частинки, м/с; υ – вертикальна швидкість руху частинки, м/с; Q – умовна об'ємна витрата на одиницю товщини бункера, м^2/с; x, y – відповідно, горизонтальна та вертикальна координати частинок, м; B – кінематична постійна, м; y^* - відстань від частинки до точки гіпотетичного стоку по вертикалі (вертикальна координата частинки), м.

Відповідно до виконаної нами оцінки, запропоновані авторами залежності дають змогу отримати задовільну збіжність із даними експериментальних досліджень ІЧМ на промислових об'єктах, тільки в зоні течії, що сходиться (похибка визначення часу виходу окремих частинок не перевищує 9%), однак, для решти зон сипучого матеріалу отримано менш надійні результати. Попередній аналіз залежностей кінематичної моделі витікання сипучих матеріалів показав, що в разі застосування цих залежностей для тривимірного моделювання процесу, зона активного руху матеріалу буде являти собою параболоїд

обертання. Як зазначалося вище, на підставі залежностей кінематичної моделі витікання визначається тільки вид кривої, що обмежує зону активного руху, а математичний опис подальших стадій процесу, як і під час застосування першого підходу, зводиться до визначення відповідних об'ємів сипучого матеріалу, які послідовно надходять до зони активного руху з поверхні воронки, що утворилася.

Третій підхід ґрунтується на DEM, математичні моделі на основі якого вимагають завдання низки вхідних даних, отримання котрих викликає труднощі у визначенні, або даних, надійність котрих не має достатнього підтвердження.

У роботі [66] моделювання із застосуванням DEM використано для кількісної оцінки сегрегації шихтових матеріалів за крупністю під час завантаження бункера БЗП і зміни вмісту окремих фракцій у потоці шихтового матеріалу, що вивантажується з бункера. За допомогою цього методу Р. Кумаром, Ч. М. Петелем, А. К. Яна [76], Д. К. Чібве [68] і низкою інших дослідників на теперішній час розроблено алгоритми, що забезпечують можливість визначення послідовності виходу окремих компонентів із бункера та їхнього масового співвідношення в потоці. У комплексі з математичними моделями руху шихтових матеріалів лотком БЗУ, у колошниковому просторі та розподілу їх на поверхні засипу в печі моделі цього класу можуть забезпечити отримання розрахункових характеристик розподілу компонентів шихти за радіусом колошника.

ІЧМ впродовж тривалого часу проводить багатопланові аналітичні та експериментальні дослідження процесу завантаження шихтових матеріалів та їхнього розподілу в робочому просторі доменної печі. Під керівництвом академіка НАН України В.І. Большакова розроблено методику передпускових досліджень на доменних печах з БЗП [1, 69]. Дослідження передбачали визначення основних параметрів потоку шихтових матеріалів під час його руху трактом БЗП і в колошниковому просторі, а також характеристик розподілу шихтових матеріалів на поверхні засипу. Набутий у процесі освоєння БЗП, що встановлюються на доменних печах, практичний досвід став основою для розроблення низки методик розрахунку та математичних моделей, зокрема: руху шихти робочими поверхнями клапанного вузла і лоткового розподільника, розрахунку траєкторій руху шихтових матеріалів у колошниковому просторі, визначення точок зустрічі потоку матеріалу з поверхнею засипу та розрахунку розподілу рудних навантажень по радіусу колошника печі [1, 70 - 78].

Аналітичні та експериментальні дослідження останнього десятиліття, виконані в ІЧМ, дали змогу ввести уточнення в розроблені раніше математичні моделі та виконати низку розробок зі створення

комплексної математичної моделі завантаження доменної печі, що якнайповніше описує процеси формування багатокомпонентних порцій шихтових матеріалів на шихтоподачі, доставки цих порцій на колошник, завантаження їх у бункери БЗП та вивантаження з них, руху шихтових матеріалів лотком, що обертається, і в колошниковому просторі, падіння їх на поверхню засипу та розподілу на цій поверхні. Основною метою розроблення такої моделі було забезпечення можливості визначення характеристик розподілу кожного з компонентів шихти за радіусом колошника і, відповідно, складів сумішей шихтових матеріалів, що утворюються в різних зонах доменної печі.

Висновки

За результатами виконаного аналізу сучасного стану розробок математичних моделей та розрахункових методів розподілу шихтових матеріалів в доменній печі можна зробити наступні висновки.

1. Аналіз відомих методів розрахунку та математичних моделей розподілу шихтових матеріалів на колошнику доменної печі, які використовуються у технологічній та дослідницькій практиці, показав, що математичне моделювання з використанням результатів експериментальних досліджень залишаються основним способом отримання інформації про розподіл шихтових матеріалів. Інструментальних засобів контролю розподілу компонентів шихти на теперішній час не існує.

2. У сучасних шихтових умовах доменної плавки, які характеризуються значним розширенням сировинної бази і компонентного складу шихтових матеріалів, використання відомих математичних моделей радіального розподілу шихти у доменних печах не дозволяє розраховувати розподіл компонентів шихти у різних зонах печі. Особливістю цих моделей є те, що з їх використанням прогнозується розподіл двох складових шихти – залізорудної частини та коксу

3. Показано, що розподіл компонентів на поверхні засипу є результатом взаємодії низки процесів, що протікають на всіх стадіях формування порцій шихтових матеріалів, доставки їх на колошник і вивантаження в піч. У процесі формування багатокомпонентних порцій і їхнього завантаження в доменну піч унаслідок неодноразових перевантажень розташування компонентів в об'ємі порції істотно змінюється, компоненти змішуються, утворюються масиви незмішаних матеріалів і сумішей з різним складом. Внаслідок перерозподілу компонентів в об'ємі порції послідовність вивантаження компонентів з бункера БЗП істотно відрізняється від послідовності їхнього завантаження до бункера. На поточний час не відомі моделі завантаження багатокомпонентних порцій шихти в бункер БЗП, що

описують перерозподіл компонентів в об'ємі скіпа при повороті його в розвантажувальних кривих. Відносно моделей розвантаження багатокомпонентних порцій шихти з бункера БЗП, слід зазначити, що до останнього часу існували лише одиночні приклади моделей, що забезпечували розрахункове визначення змісту кожного компонента у вихідному потоці.

4. Виділено три підходи до моделювання одного з найскладніших процесів, які відбуваються на тракті системи завантаження, - вивантаження багатокомпонентних порцій із бункера БЗП. Перший - у вигляді геометричних залежностей визначає об'єм зони активного руху матеріалу, форму якої визначають експериментально, та об'єми масивів сипучого матеріалу, які у заданій послідовності надходять надалі до зони активного руху матеріалу, а потім рухаються вертикально до випускного отвору бункера. Другий підхід являє собою спробу врахування кінематичних закономірностей руху сипучого матеріалу в зоні активного руху у поєднанні з положеннями першого підходу для опису поведінки сипучого за межами активної зони. Третій підхід ґрунтується на DEM, математичні моделі на основі якого вимагають вхідних даних, отримання котрих викликає труднощі у визначенні, або їх надійність має достатнього підтвердження.

5. У зв'язку з багатокомпонентністю шихти, що характерно для сучасного доменного процесу, особу актуальність набуває розробка математичної моделі процесу завантаження в бункер БЗП та вивантаження з нього багатокомпонентних порцій шихтових матеріалів. У сукупності з моделями руху шихти трактом завантажувального пристрою математична модель завантаження та вивантаження з бункера дозволить розрахунковим шляхом визначати розподіл компонентів у дискретних зонах колошника доменної печі і, тим самим, підвищить точність розрахунку показників розподілу шихти.

Перелік посилань

1. Большаков В. И. Технология высокоэффективной энергосберегающей доменной плавки. Киев : Наук. думка, 2007. 412 с.

2. Математические модели радиального распределения шихты в доменных печах / Большаков В.И., Муравьева И.Г., Белошапка Е.А., Варивода И.Е. Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии, 2004. Вип. 8. С. 86–102.

3. Товаровский И. Г. Доменная плавка: монография. 2–е издание. Днепропетровск: Пороги, 2009. 768 с.

3. Грузинов В. К. Управление газовым потоком в доменной печи программой загрузкой. Свердловск : Металлургиздат, 1960. 216 с.

4. К вопросу оценки характера падения материалов с большого конуса / Э. И. Николай, Б. Г. Пластинин, В. К. Грузинов, Н. Л. Осинцева. *Труды химико-металлургического института*. Академия наук Казахской ССР, 1972. Т. XIII,

С. 74–79.

5. Осинцева Н. Л., Грузинов В. К., Озолина З. М. Движение материалов доменной шихты при ссыпании с конусов засыпных устройств. *Труды химико-металлургического института*. Академия наук Казахской ССР, 1974. Т. 26, С. 32–40.

6. Бабарыкин Н. Н. Основные закономерности распределения материалов на колошнике доменной печи. Сб. Доменный процесс по новейшим исследованиям. М.: Металлургиздат, 1963. С. 84–102.

7. Клемперт В. М., Френкель М. М., Гришкова А. А. Контроль и управление газораспределением доменной печи. М.: Металлургия, 1993. 142 с.

8. Большаков В. И. Управление загрузкой, распределением шихты и газов в доменной печи. Познание процессов доменной плавки. Днепропетровск : Пороги, 2006. С. 87–109.

9. Логинов В. И., Глущенко И. М., Бехтер Е. И. Повышение эффективности использования кокса в народном хозяйстве. М.: Металлургия, 1986. 160 с.

10. Тарасов В. П. Газодинамика доменного процесса. М.: Металлургия, 1990. 216 с.

11. Экспериментальное и теоретическое исследование ссыпания материалов с большого конуса и изменения угла их откоса в шахте доменной печи. Перевод ВЦП №Е-08999. 24.05.93.

12. Kajiwara Y., Jimbo T., Sakai T. Development of a Simulation Model for Burden Distribution at Blast Furnace Top. *Transaction of the Iron and Steel Institute of Japan*. 1983. Vol. 23, Iss. 12. P. 1045–1052. https://doi.org/10.2355/isijinternational1966.23.1045

13. Hinnelä J., Saxén H. Hybrid model of burden distribution in the blast furnace. Ironmaking conference proceedings, 2001. P. 49–56.

14. Hinnelä J., Saxén H., Pettersson F. Modeling of the Blast Furnace Burden Distribution by Evolving Neural Networks. *Industrial & Engineering Chemistry Research*. 2003. Vol. 42, Iss. 11. P. 2314–2323. https://doi.org/10.1021/ie0203779

15. Pettersson F., Hinnelä J., Saxén H. Evolutionary Neural Network Modeling of Blast Furnace Burden Distribution. *Materials and Manufacturing Processes*. 2003. Vol. 18, Iss. 3. P. 385–399. http://dx.doi.org/10.1081/AMP-120022017

16. Ковшов В. Н. Формирование поверхности засыпи доменной печи современными загрузочными устройствами. *Сообщение 1. Известия Вузов. Черная металлургия*. 1982. № 12. С. 8–12.

17. Автоматизированный выбор режима загрузки доменной печи с загрузочным устройством лоткового типа / А. К. Тараканов, Н. Ш. Гринштейн, М. Н. Байрака и др. *Сталь*. 1986. № 5. С. 11–16.

18. Согласованное управление распределением шихтовых материалов на колошнике и газового потока в горне доменной печи / А. К. Тараканов, В. П. Лялюк, Д. А. Кассим и др. *Сталь*. 2018. № 6. С. 2–5.

19. Кройц Л., Бергман Б. Распределение материалов в доменной печи, работающей с бесконусным засыпным аппаратом. *Черные металлы*. 1988. № 19. С. 3–19.

20. Кройц Л., Гуденау Х. В., Штандиш Н. Влияние на симметрию распределения материалов в доменной печи при применении засыпного аппарата с вращающимся желобом. *Черные металлы*. 1991. № 3. С. 26–32.

21. Yu Y. W., Bai C. G., Zhang Z. R., Wang F., Lv D. G., Pan C. Theoretical Calculation and Validation of Burden Trajectory in Bell-Less Top Blast Furnace. *Ironmaking and Steelmaking*. 2009. Vol. 36, Iss. 7. P. 505–508. https://doi.org/10.1179/174328109X445705

22. Zhao-jie TENG, Shu-sen Cheng, Peng-yu Du, Xi-bin GUO. Mathematical model of burden distribution for the bell-less top of a blast furnace. *International Journal of Minerals Metallurgy and Materials.* 2013. Vol. 20, № 7. P. 620–626. DOI: https://dx.doi.org/10.1007/s12613-013-0775-7

23. Dong Fu, Yan Chen, Chenn Q.Zhou. Mathematical modeling of blast furnace burden distribution with non-uniform descending speed. *Applied Mathematical Modelling.* 2015. Vol. 39, Iss. 23. P. 7554–7567 https://doi.org/10.1016/j.apm.2015.02.054.

24. Jong-In Park, Ui-Hyun Baek, Kyoung-Soo Jang, Han-Sang Oh, Jeong-Whan Han. Development of the Burden Distribution and Gas Flow Model in the Blast Furnace Shaft. *ISIJ International*. 2011.Vol. 51, № 10. P. 1617–1623. https://doi.org/10.2355/isijinternational.51.1617

25. Yang Y., Yin Y., Wunsch D., Zhang S., Chen X., Li X., Cheng S., Wu M., Liu Kang-Zhi. Development of Blast Furnace Burden Distribution Process Modeling and Control. *ISIJ International*. 2017. Vol. 57, № 8. P. 1350–1363. https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2017-002

26. Zhao G., Cheng S., Xu W., Li C. Comprehensive Mathematical Model for Particle Flow and Circumferential Burden Distribution in Charging Process of Bell-less Top Blast Furnace with Parallel Hoppers. *ISIJ International*. 2015. Vol. 55, № 12. P. 2566–2575. https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2015-342

27. Gupta P. K., Rao A. S., Sekhar V. R., Ranjan M., Naha T. K. Burden distribution control and its optimization under high pellet operation. *Ironmaking & Steelmaking.* 2010. Vol. 37, Iss. 3. P. 235–239. http://dx.doi.org/10.1179/174328109X422566

28. Fojtik D., Tuma J., Faruzel P. Computer modelling of burden distribution in the blast furnace equipped by a bell-less top charging system. *Ironmaking & Steelmaking*. 2021. Vol. 48. P. 1226–1238. https://doi.org/10.1080/03019233.2021.1952829.

29. Li M., Wei H., Ge Y., Xiao G., Yu Y. A Mathematical Model Combined with Radar Data for Bell-Less Charging of a Blast Furnace. *Processes*. 2020. Vol. 8, № 2. P. 239. https://doi.org/10.3390/pr8020239.

30. Saxen H., Helle M., Li H. (2019). Mathematical model of burden distribution in the blast furnace. In F. Kongoli, P. Assis, M. C. Gomez-Marroquin, S. Kitayama, H. Konishi, A. Murao, S. Nomura, H. Ono, H. Saxen, K. Seto, J. I. Tani Eds.), *Sustainable Industrial Processing Summit (SIPS)*, 2019, Vol. 8: Usui Intl. Symp. / *Advanced Sustainable Iron and Steel Making* (P. 243–248). Montreal, Canada.

31. Hinnela J., Saxen H., Pettersson F. A. Modeling of the Blast Furnace Burden Distribution by Evolving Neural Networks. *Ind. Eng. Chem. Res.* 2003. Vol. 42, № 11. P. 2314–2323. https://doi.org/10.1021/ie0203779

32. Park J. I., Jung J. H., Jo M. K., Oh H. S., Han J. W. Mathematical modeling of the burden distribution in the blast furnace shaft. *Metals and Materials International.* 2011. Vol. 17, Iss. 3, P. 485–496. https://doi.org/10.1007/s12540-011-0629-7

33. Shi P. Y., Zhou P., Fu D., Zhou C. Q. Mathematical model for burden distribution in blast furnace. *Ironmaking & Steelmaking.* 2016. Vol. 43, Iss. 1, P. 74–81. https://doi.org/10.1179/ 1743281215Y.0000000052

34. Chen J., Zuo H., Xue Q., Wang J. A review of burden distribution models of blast furnace. *Powder Technology*. 2021. Vol. 398. https://doi.org/10.1016/j.powtec.2021.117055

35. Nag S., Gupta A., Paul S., Gavel D. J., Aich B. Prediction of Heap Shape in Blast Furnace Burden Distribution. *ISIJ International.* 2014. Vol. 54, Iss. 7. P. 1517–1520. https://doi.org/10.2355/isijinternational.54.1517

36. Agrawal A. Blast Furnace Performance Under Varying Pellet Proportion. *Trans. Indian Inst. Met.* 2019. Vol. 72. P. 777–787. https://doi.org/10.1007/s12666-018-1530-6.

37. Mitra T. Modeling of Burden Distribution in the Blast Furnace: Doctor of Technology Thesis / Thermal and Flow Engineering Laboratory Faculty of Science and Engineering Ebo Akademi University. Turku / Abo, Finland, 2016. 89 p. https://urn.fi/URN:ISBN:978-952-12-3420-0

38. Li Z., Kuang S., Liu S., Gan J., Yu A., Li Y., Mao X. Numerical investigation of burden distribution in ironmaking blast furnace. *Powder Technol*. 2019. Vol. 353. P. 385–397. https://doi.org/10.1016/j.powtec.2019.05.047.

39. Chen J., Zuo H., Xue Q., Wang J. A review of burden distribution models of blast furnace. *Powder Technology.* 2022. Vol. 398. 117055. https://doi.org/10.1016/j.powtec.2021.117055

40. Roeplal R., Pang Y., Adema A., Stel J., Schott D. Modelling of phenomena affecting blast furnace burden permeability using the Discrete Element Method (DEM) – A review. *Powder Technology*. 2023. Vol. 415. 118161. https://doi.org/10.1016/j.powtec.2022.118161

41. Yu Y. W., Saxén H. Analysis of Rapid Flow of Particles in and from an Inclined Chute Using Small-Scale Experiments and Discrete Element Simulation. *Ironmaking and Steelmaking.* 2011. Vol. 38, Iss. 6. P. 432–442. http://dx.doi.org/10.1179/1743281211Y.0000000015

42. Narita Y., Orimoto T., Mio H., Nomura S. DEM Analysis of Particle Trajectory in Circumferential Direction at Bell-less Top. *ISIJ International*. 2017. Vol. 57, № 3. P. 429–434. https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2016-560

43. Ma H., Xia X., Zhou L., Xu C. A Comparative Study of the Performance of Different Particle Models in Simulating Particle Charging and Burden Distribution in a Blast Furnace within the DEM Framework. *Energies*. 2023. Vol. 16, № 9. P. 3890. https://doi.org/10.3390/en16093890

44. Иванча Н. Г., Муравьева И. Г., Вишняков В. И., Щербачев В. Р., Ермолина К. П. Повышение энергоэффективности доменной плавки за счет выбора рациональных параметров режима загрузки многокомпонентной шихты. *Problems of the Regional Energetics. Молдавия*, 2022. Вып. 2(54). P. 53–62. https://doi.org/10.52254/1857-0070.2022.2-54.05

45. Большаков В. И., Иванча Н. Г., Муравьева И. Г., Вишняков В. И. Технологическое обоснование эффективности загрузки многокомпонентных смешанных порций шихтовых материалов в доменную печь. *Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии*. 2012. Вып. 25. С. 103–122.

46. Доброскок В. А. Специальные системы загрузки доменных. *Черные*

металлы. 2007. № 9. С. 13–21.

47. Bukhval'der J., Dobroskok V. A., Lonardi E., Goffin R., Tillen G., Kyoler S. Sovremennye tekhnologii zagruzki domennykh pechey [Modern blast furnace loading systems]. *Chyornye metally - Steel and iron.* 2008. № 9. P. 21–25. (In Russian).

48. Nikitin L. D., Dolinskiy V. A., Bugayov S. F., Mar'yasov M. F., Denisov Yu. M., Chudnova N. T., Fyodorov I. P. Formirovanie racional'noj struktury stolba shihtovyh materialov v domennoj pechi [Formation of a rational structure of a column of charged materials in a blast furnace]. *Metallurg – Metallurgist.* 2004. № 2. P. 26–28. (In Russian).

49. Shepetovskiy E. A. Ratsional'noe formirovanie stolba shikhty v domennoy pechi [Rational formation of charge column in a blast furnace]. *Stal' – Steel*. 2003. № 5. P. 11–15. (In Russian).

50. Yaroshevskiy S. L., Nozdrachev V. A., Chebotareyov A. P., Rudenko V. A., Feshchenko S. A., Kuznetsov A. M., Padalka V. P., Hlaponin N. S., Kuzin A. V. Effektivnost' ispol'zovaniya koksa fraktsii menee 40 mm v domennoy plavke [Efficiency of using coke fraction less than 40 mm in blast-furnace smelting]. *Metallurg – Metallurgist*. 2000. № 12. P. 32–35.

51. Litvinov L. F., Yaroshevskiy S. L., Kuznetsov A. M., Padalka V. P., Hlaponin N. S., Kuzin A. V. Effektivnost' tekhnologii domennojy plavki pri zagruzke v pech' koksovogo oreshka v smesi s zhelezorudnoy shihtoy [Efficiency of using coke fraction less than 40 mm in blast-furnace smelting]. *Metall i lit'yo Ukrainy - Metal and casting of Ukraine*. 2004. № 12. P. 5–9.

52. Yu X., Shen Y. Model study of central coke charging on ironmaking blast furnace performance: Effects of charring pattern and nut coke. *Powder Technol*. 2020. Vol. 361, P. 124–135. https://doi.org/10.1016/j.powtec.2019.10.012

53. Kashihara Y., Iwai Y., Ishiwata N., Oyama N., Matsuno H., Horikoshi H., Yamamoto K., Kuwabara M. Development of New Charging Technique for Mixing Coke in Ore Layer at Blast Furnace with Center Feed Type Bell-less Top. *ISIJ International*. 2017. Vol. 57, № 4. P. 665–672. https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2016-613

54. Matsui Y., Sato A., Oyama T., Matsuo T. All Pellets Operation in Kobe No. 3 Blast Furnace under Intensive Coal Injection. *ISIJ International*. 2003. Vol. 43(2). P. 166–174. https://doi.org/10.2355/isijinternational.43.166

55. Калинин А. П., Загайнов С. А., Ярошенко Ю. Г. Математическая модель оценки качественных характеристик потока при их циклической загрузке и выгрузке из бункера. *Изв. ВУЗов. Черная металлургия*. 1985. № 8. С. 95–98.

56. Калинин А. П. Математические модели движения шихты и ее распределения на колошнике доменной печи. Институт «Черметинформация». Обзорн. Информ. Серия «Подготовка сырьевых материалов к металлургическому переделу и производство чугуна». М., 1990. Вып. 4. С. 1–32.

57. Малахов Г. М. Выпуск руды из обрушенных блоков. М.: Металлургиздат, 1952. 288 с.

58. Квапил Р. Движение сыпучих материалов в бункерах. М.: Госгортехиздат, 1961. 81 с.

59. Панич Ю. В., Пайкин М. З. Математическая модель загрузки и истечения сыпучих материалов из накопительных емкостей с целью усреднения

руд. *Обогащение руд*. 1977. № 3. С. 6–10.

60. Куликов В. В. Выпуск руды. М.: Недра, 1982. 262 с.

61. Nakano K., Isei Y., Natsui T., Watanabe K., Kishino T. Technical Report Tracking Technique of Burden Materials for Blast Furnace with Bell-less Top by Using RFID. *Nippon Steel technical report*. March 2020. № 123. P. 83–89. https://www.nipponsteel.com/en/tech/report/pdf/123-13.pdf

62. Nakano K., Sunahara K., Inada T. Advanced Supporting System for Burden Distribution Control at Blast Furnace Top. *ISIJ International*. 2010. Vol. 50, №. 7, P. 994–999. https://doi.org/10.2355/isijinternational.50.994

63. Kajiwara Y., Jimbo T., Joko T., Aminaga Y., Inada T. Development of a Simulation Model for Burden Distribution in Bell-less Charging Based on Full Scale Model Experiments. *Transaction ISIJ*. 1985. Vol. 71, № 2. P. 175–182. http://dx.doi.org/10.2355/tetsutohagane1955.71.2_175

64. Тюзюн У., Неддерман Р. Экспериментальное доказательство кинематического моделирования течений гранулированных сред в отсутствие сопротивления воздуха. Механика гранулированных сред: Теория быстрых движений: Сб. ст. Сер. Механика, М.: Мир, 1985. С. 193–209.

65. Mio H., Kadowaki M., Matsuzaki S., Kunitomo K. Development of particle flow simulator in the charging process of blast furnace by discrete element method. *Minerals Engineering*. 2012. Vol. 33. P. 27–33. http://dx.doi.org/10.1016/j.mineng.2012.01.002

66. Kumar R., Patel C. M., Jana A. K., Gopireddy S. R. Prediction of hopper discharge rate using combined discrete element method and artificial neural network. *Advanced Powder Technology*. 2018. Vol. 29(11). P. 2822–2834. https://doi.org/10.1016/j.apt.2018.08/002

67. Chibwe D. K. Optimized burden delivery for blast furnace operations. A thesis submitted in fulfilment of the requirements for the Degree of doctor of philosophy. Faculty of Engineering and Built Environment at The University of Newcastle. Newcastle, Australia, 2019. 295 p.

68. Большаков В. И. Теория и практика загрузки доменных печей. М.: Металлургия, 1990. 256 с.

69. Исследование параметров потока шихтовых материалов и их распределения на колошнике современной доменной печи / В. И. Большаков, Ю. С. Семенов, Н. Г. Иванча, В. И. Вишняков, Е. И. Шумельчик и др. *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2012. № 3. С. 87–92.

70. Большаков В. И., Богачев Ю. А., Вишняков В. И., Иванча Н. Г., Шулико С. Т. Предпусковые исследования загрузки и распределения шихты в доменной печи большого объема. *Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации*. 2008. № 6(1302). С. 39–44.

71. Большаков В. И., Варивода И. Е., Рослик Н. А., Шутылев Ф. М. Влияние движения шихты по трактам загрузочного устройства на окружное распределение в доменной печи. *Сб. Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии*. Киев : Наукова думка, 1995. С. 57–68.

72. Большаков В. И., Зарембо А. Ю. Исследование движения материалов в шихтовых трактах бесконусных загрузочных устройств. Институт «Черметинформация». Обзорная информация. Сер. «Подготовка сырьевых материалов к металлург. переделу и пр-во чугуна». 1990. Вып. 2. С. 1–9.

73. Большаков В. И., Заремба А. Ю. Траектории движения шихты в колошниковом пространстве современной доменной печи. Бюллетень ЦНИИЧМ. Черная металлургия. 1985. Вып. 20. С. 35–37.

74. Большаков В. И., Заремба А. Ю., Сало А. С. Методика расчета параметров схода шихты с распределительного лотка. Сб. МЧМ : Вопросы производства чугуна в доменных печах. М.: Металлургия, 1984. С. 60–64.

75. Большаков В. И., Заремба А. Ю., Иванча Н. Г. Движение шихты в колошниковом пространстве доменной печи при загрузке лотковым распределителем. *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2007. № 4. С. 75–79.

76. Большаков В. И., Семенов Ю. С., Лебедь В. В, Шумельчик Е. И., Вишняков В. И. Модель радиального распределения шихтовых материалов на колошнике доменной печи, оборудованной БЗУ. *Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии*. 2011. Вып. 23. С. 52–62.

77. Semenov Yu. S., Shumelchik E. I., Vishnyakov V. I., Nasledov A. V., Semion I. Yu., Zubenko A. V. Model system for selecting and correcting charging programs for blast furnaces equipped with a bell-less charging apparatus. *Metallurgist.* 2013. Vol. 56, No. 9–10. P. 652–657. «Scopus». (Russian Original *Металлург.* 2012. № 9–10. С. 36–40). https://doi.org/10.1007/s11015-013-9630-3

References

1. Bolshakov, V. I. (2007). *Tehnologiya vysokoeffektivnoj energosberegayushej domennoj plavki*. Nauk. dumka.

2. Bolshakov, V. I., Muraveva, I. G., Beloshapka, E. A., & Varivoda, I. E. (2004). Matematicheskie modeli radialnogo raspredeleniya shihty v domennyh pechah. *Sbornik nauchnyh trudov IChM «Fundamental'nye i prikladnye problemy chernoj metallurgii»* (No. 8, pp. 86–102). Dnepropetrovsk.

3. Tovarovskij, I. G. (2009). *Domennaya plavka: Monografiya* (2nd ed.). Porogi.

4. Gruzinov, V. K. (1960). *Upravlenie gazovym potokom v domennoj pechi programmoj zagruzkoj*. Metallurgizdat.

5. Nikolaj, E. I., Plastinin, B. G., Gruzinov, V. K., & Osinceva, N. L. (1972). K voprosu ocenki haraktera padeniya materialov s bol'shogo konusa. *Trudy khimiko-metallurgicheskogo instituta. Akademiya nauk Kazakhskoj SSR*, 13, 74–79.

6. Osinceva, N. L., Gruzinov, V. K., & Ozolina, Z. M. (1974). Dvizhenie materialov domennoj shihty pri ssypanii s konusov zasypnyh ustrojstv. *Trudy khimiko-metallurgicheskogo instituta. Akademiya nauk Kazakhskoj SSR*, 26, 32–40.

7. Babarykin, N. N. (1963). Osnovnye zakonomernosti raspredeleniya materialov na koloshnike domennoj pechi. *Sb. Domennyj process po novejshim issledovaniyam* (pp. 84–102). Metallurgizdat.

8. Klempert, V. M., Frenkel', M. M., & Grishkova, A. A. (1993). *Kontrol' i upravlenie gazoraspredeleniem domennoj pechi*. Metallurgiya.

9. Bolshakov, V. I. (2006). Upravlenie zagruzkoj, raspredeleniem shihty i gazov v domennoj pechi. *Poznanie processov domennoj plavki* (pp. 87–109). Porogi.

10. Loginov, V. I., Glushenko, I. M., & Bekhter, E. I. (1986). *Povyshenie effektivnosti ispol'zovaniya koksa v narodnom khozyajstve*. Metallurgiya.

11. Tarasov, V. P. (1990). *Gazodinamika domennogo processa*. Metallurgiya.

12. *Eksperimental'noe i teoreticheskoe issledovanie ssypaniya materialov s*

bol'shogo konusa i izmeneniya ugla ikh otskoka v shakhte domennoj pechi [Translation VCP No. E-08999]. (1993, May 24).

13. Kajiwara, Y., Jimbo, T., & Sakai, T. (1983). Development of a simulation model for burden distribution at blast furnace top. *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*, 23(12), 1045–1052. https://doi.org/10.2355/isijinternational1966.23.1045

14. Hinnela, J., & Saxén, H. (2001). Hybrid model of burden distribution in the blast furnace. *Ironmaking Conference Proceedings*, 49–56.

15. Hinnela, J., Saxén, H., & Pettersson, F. (2003). Modeling of the blast furnace burden distribution by evolving neural networks. *Industrial & Engineering Chemistry Research*, 42(11), 2314–2323. https://doi.org/10.1021/ie0203779

16. Pettersson, F., Hinnela, J., & Saxén, H. (2003). Evolutionary neural network modeling of blast furnace burden distribution. *Materials and Manufacturing Processes*, 18(3), 385–399. http://dx.doi.org/10.1081/AMP-120022017

17. Kovshov, V. N. (1982). Formirovanie poverkhnosti zasypki domennoj pechi sovremennymi zagruzochnymi ustrojstvami. Soobshchenie 1 [Izvestiya vuzov. Chernaia metallurgiia, (12), 8–12.

18. Tarakanov, A. K., Grinshtejn, N. Sh., Bajraka, M. N., et al. (1986). Avtomatizirovannyj vybor rezhima zagruzki domennoj pechi s zagruzochnym ustrojstvom lotkovogo tipa. *Stal'*, (5), 11–16.

19. Tarakanov, A. K., Lyalyuk, V. P., Kassim, D. A., et al. (2018). Soglasovannoe upravlenie raspredeleniem shikhtovykh materialov na koloshnike i gazovogo potoka v gorné domennoj pechi. *Stal'*, (6), 2–5.

20. Kröjc, L., & Bergman, B. (1988). Raspredelenie materialov v domennoj pechi, rabotayushchej s beskonusnym zasypnym apparatom. *Chernye Metally*, (19), 3–19.

21. Kröjc, L., Gudenau, H. V., & Shtandish, N. (1991). Vliyanie na simmetriyu raspredeleniya materialov v domennoj pechi pri primenenii zasypnogo apparata s vrashchayushchimsya zhelobom. *Chernye Metally*, (3), 26–32.

22. Yu, Y. W., Bai, C. G., Zhang, Z. R., Wang, F., Lv, D. G., & Pan, C. (2009). Theoretical calculation and validation of burden trajectory in bell-less top blast furnace. *Ironmaking & Steelmaking*, 36(7), 505–508. https://doi.org/10.1179/174328109X445705

23. Teng, Z.-J., Cheng, S.-S., Du, P.-Y., & Guo, X.-B. (2013). Mathematical model of burden distribution for the bell-less top of a blast furnace. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, 20(7), 620–626. https://doi.org/10.1007/s12613-013-0775-7

24. Fu, D., Chen, Y., & Zhou, C. Q. (2015). Mathematical modeling of blast furnace burden distribution with non-uniform descending speed. *Applied Mathematical Modelling*, 39(23), 7554–7567. https://doi.org/10.1016/j.apm.2015.02.054

25. Park, J.-I., Baek, U.-H., Jang, K.-S., Oh, H.-S., & Han, J.-W. (2011). Development of the burden distribution and gas flow model in the blast furnace shaft. *ISIJ International*, 51(10), 1617–1623. https://doi.org/10.2355/isijinternational.51.1617

26. Yang, Y., Yin, Y., Wunsch, D., Zhang, S., Chen, X., Li, X., Cheng, S., Wu, M., & Liu, K.-Z. (2017). Development of blast furnace burden distribution process modeling and control. *ISIJ International*, 57(8), 1350–1363.

https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2017-002

27. Zhao, G., Cheng, S., Xu, W., & Li, C. (2015). Comprehensive mathematical model for particle flow and circumferential burden distribution in charging process of bell-less top blast furnace with parallel hoppers. *ISIJ International*, 55(12), 2566–2575. https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2015-342

28. Gupta, P. K., Rao, A. S., Sekhar, V. R., Ranjan, M., & Naha, T. K. (2010). Burden distribution control and its optimization under high pellet operation. *Ironmaking & Steelmaking*, 37(3), 235–239. http://dx.doi.org/10.1179/174328109X422566

29. Fojtík, D., Tuma, J., & Faruzel, P. (2021). Computer modelling of burden distribution in the blast furnace equipped by a bell-less top charging system. *Ironmaking & Steelmaking*, 48, 1226–1238. https://doi.org/10.1080/03019233.2021.1952829

30. Li, M., Wei, H., Ge, Y., Xiao, G., & Yu, Y. (2020). A mathematical model combined with radar data for bell-less charging of a blast furnace. *Processes*, 8(2), Article 239. https://doi.org/10.3390/pr8020239

31. Saxén, H., Helle, M., & Li, H. (2019). Mathematical model of burden distribution in the blast furnace. In F. Kongoli, P. Assis, M. C. Gomez-Marroquin, S. Kitayama, H. Konishi, A. Murao, S. Nomura, H. Ono, H. Saxén, K. Seto, & J. I. Tani (Eds.), *Sustainable industrial processing summit (SIPS) 2019, Vol. 8: Usui international symposium/advanced sustainable iron and steel making* (pp. 243–248). Montreal, Canada.

32. Hinnela, J., Saxén, H., & Pettersson, F. A. (2003). Modeling of the blast furnace burden distribution by evolving neural networks. *Industrial & Engineering Chemistry Research*, 42(11), 2314–2323. https://doi.org/10.1021/ie0203779

33. Park, J. I., Jung, J. H., Jo, M. K., Oh, H. S., & Han, J. W. (2011). Mathematical modeling of the burden distribution in the blast furnace shaft. *Metals and Materials International*, 17(3), 485–496. https://doi.org/10.1007/s12540-011-0629-7

34. Shi, P. Y., Zhou, P., Fu, D., & Zhou, C. Q. (2016). Mathematical model for burden distribution in blast furnace. *Ironmaking & Steelmaking*, 43(1), 74–81. https://doi.org/10.1179/1743281215Y.0000000052

35. Chen, J., Zuo, H., Xue, Q., & Wang, J. (2021). A review of burden distribution models of blast furnace. *Powder Technology*, 398, Article 117055. https://doi.org/10.1016/j.powtec.2021.117055

36. Nag, S., Gupta, A., Paul, S., Gavel, D. J., & Aich, B. (2014). Prediction of heap shape in blast furnace burden distribution. *ISIJ International*, 54(7), 1517–1520. https://doi.org/10.2355/isijinternational.54.1517

37. Agrawal, A. (2019). Blast furnace performance under varying pellet proportion. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 72, 777–787. https://doi.org/10.1007/s12666-018-1530-6

38. Mitra, T. (2016). *Modeling of burden distribution in the blast furnace* [Doctoral dissertation, Åbo Akademi University]. Thermal and Flow Engineering Laboratory, Faculty of Science and Engineering. https://urn.fi/URN:ISBN:978-952-12-3420-0

39. Li, Z., Kuang, S., Liu, S., Gan, J., Yu, A., Li, Y., & Mao, X. (2019). Numerical investigation of burden distribution in ironmaking blast furnace. *Powder Technology*, 353, 385–397. https://doi.org/10.1016/j.powtec.2019.05.047

40. Chen, J., Zuo, H., Xue, Q., & Wang, J. (2022). A review of burden distribution models of blast furnace. *Powder Technology*, 398, Article 117055. https://doi.org/10.1016/j.powtec.2021.117055

41. Roeplal, R., Pang, Y., Adema, A., Stel, J., & Schott, D. (2023). Modelling of phenomena affecting blast furnace burden permeability using the Discrete Element Method (DEM) – A review. *Powder Technology*, 415, Article 118161. https://doi.org/10.1016/j.powtec.2022.118161

42. Yu, Y. W., & Saxén, H. (2011). Analysis of rapid flow of particles in and from an inclined chute using small-scale experiments and discrete element simulation. *Ironmaking & Steelmaking*, 38(6), 432–442. http://dx.doi.org/10.1179/1743281211Y.0000000015

43. Narita, Y., Orimoto, T., Mio, H., & Nomura, S. (2017). DEM analysis of particle trajectory in circumferential direction at bell-less top. *ISIJ International*, 57(3), 429–434. https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2016-560

44. Ma, H., Xia, X., Zhou, L., & Xu, C. (2023). A comparative study of the performance of different particle models in simulating particle charging and burden distribution in a blast furnace within the DEM framework. *Energies*, 16(9), Article 3890. https://doi.org/10.3390/en16093890

45. Ivancha, N. G., Muraveva, I. G., Vishnyakov, V. I., Sherbachev, V. R., & Ermolina, K. P. (2022). Povyshenie energoeffektivnosti domennoj plavki za schet vybora racional'nykh parametrov rezhima zagruzki mnogokomponentnoj shihty. *Problems of the Regional Energetics*, (2(54)), 53–62. https://doi.org/10.52254/1857-0070.2022.2-54.05

46. Bolshakov, V. I., Ivancha, N. G., Muraveva, I. G., & Vishnyakov, V. I. (2012). Tekhnologicheskoe obosnovanie effektivnosti zagruzki mnogokomponentnykh smeshannykh porcij shikhtovykh materialov v domennuyu pech'. In *Sb. nauchn. tr. IChM «Fundamental'nye i prikladnye problemy chernoj metallurgii»* (No. 25, pp. 103–122).

47. Dobroskok, V. A. (2007). Spetsial'nye sistemy zagruzki domennykh. *Chernye Metally*, (9), 13–21.

48. Bukhval'der, J., Dobroskok, V. A., Lonardi, E., Goffin, R., Tillen, G., & Kyoler, S. (2008). Sovremennye tekhnologii zagruzki domennykh pechej [Modern blast furnace loading systems]. *Chyornye metally*, (9), 21–25. [*In Russian]*

49. Nikitin, L. D., Dolinskij, V. A., Bugajov, S. F., Mar'yasov, M. F., Denisov, Yu. M., Chudnova, N. T., & Fyodorov, I. P. (2004). Formirovanie racional'noj struktury stolba shikhtovykh materialov v domennoj pechi [Formation of a rational structure of a column of charged materials in a blast furnace]. *Metallurgist*, (2), 26–28.

50. Shepetovskij, E. A. (2003). Racional'noe formirovanie stolba shikhty v domennoj pechi [Rational formation of charge column in a blast furnace]. *Steel*, (5), 11–15. [*In Russian]*

51. Yaroshevskij, S. L., Nozdrachev, V. A., Chebotarev, A. P., Rudenko, V. A., Feshchenko, S. A., Kuznetsov, A. M., Padalka, V. P., Hlaponin, N. S., & Kuzin, A. V. (2000). Effektivnost' ispol'zovaniya koksa fraktsii men'she 40 mm v domennoj plavke [Efficiency of using coke fraction less than 40 mm in blast-furnace smelting]. *Metallurgist*, (12), 32–35. [*In Russian]*

52. Litvinov, L. F., Yaroshevskij, S. L., Kuznetsov, A. M., Padalka, V. P.,

Hlaponin, N. S., & Kuzin, A. V. (2004). Effektivnost' tekhnologii domennoj plavki pri zagruzke v pech' koksovogo oreshka v smesi s zheleazorudnoj shikhtoj [Efficiency of using coke fraction less than 40 mm in blast-furnace smelting]. *Metal and Casting of Ukraine*, (12), 5–9. [*In Russian]*

53. Yu, X., & Shen, Y. (2020). Model study of central coke charging on ironmaking blast furnace performance: Effects of charring pattern and nut coke. *Powder Technology*, 361, 124–135. https://doi.org/10.1016/j.powtec.2019.10.012

54. Kashihara, Y., Iwai, Y., Ishiwata, N., Oyama, N., Matsuno, H., Horikoshi, H., Yamamoto, K., & Kuwabara, M. (2017). Development of new charging technique for mixing coke in ore layer at blast furnace with center feed type bell-less top. *ISIJ International*, 57(4), 665–672. https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2016-613

55. Matsui, Y., Sato, A., Oyama, T., & Matsuo, T. (2003). All pellets operation in Kobe No. 3 blast furnace under intensive coal injection. *ISIJ International*, 43(2), 166–174. https://doi.org/10.2355/isijinternational.43.166

56. Kalinin, A. P., Zagainov, S. A., & Yaroshenko, Yu. G. (1985). Matematicheskaya model' otsenki kachestvennykh kharakteristik potoka pri ikh tsiklicheskoj zagruzke i vygruzke iz bunkera. *Izvestiya VUZov. Chernaia metallurgiia*, (8), 95–98.

57. Kalinin, A. P. (1990). Matematicheskie modeli dvizheniya shikhty i ee raspredeleniya na koloshnike domennoj pechi. *Obzornaya informatsiya. Seriya «Podgotovka syrevykh materialov k metallurgicheskomu pererabotke i proizvodstvu chuguna»* (No. 4, pp. 1–32). Institut «Chermetinformatsiya».

58. Malakhov, G. M. (1952). *Vypusk rudy iz obrushennykh blokov*. Metallurgizdat.

59. Kvapil, R. (1961). *Dvizhenie sypuchikh materialov v bunkerakh*. Gosgorteorizdat.

60. Panich, Yu. V., & Pajkin, M. Z. (1977). Matematicheskaya model' zagruzki i istecheniya sypuchikh materialov iz nakopitel'nykh emkostej s tsel'yu usredneniya rud. *Obogashchenie Rud*, (3), 6–10.

61. Kulikov, V. V. (1982). *Vypusk rudy*. Nedra.

62. Nakano, K., Isei, Y., Natsui, T., Watanabe, K., & Kishino, T. (2020, March). Technical report tracking technique of burden materials for blast furnace with bell-less top by using RFID. *Nippon Steel Technical Report*, (123), 83–89. https://www.nipponsteel.com/en/tech/report/pdf/123-13.pdf

63. Nakano, K., Sunahara, K., & Inada, T. (2010). Advanced supporting system for burden distribution control at blast furnace top. *ISIJ International*, 50(7), 994–999. https://doi.org/10.2355/isijinternational.50.994

64. Kajiwara, Y., Jimbo, T., Joko, T., Aminaga, Y., & Inada, T. (1985). Development of a simulation model for burden distribution in bell-less charging based on full scale model experiments. *Transactions of ISIJ*, 71(2), 175–182. http://dx.doi.org/10.2355/tetsutohagane1955.71.2_175

65. Tyuzyun, U., & Nedderman, R. (1985). Eksperimental'noe dokazatel'stvo kinematicheskogo modelirovaniya techenij granulirovannykh sred v otsutstvie soprotivleniya vozdukha. In *Mekhanika granulirovannykh sred: Teoriya bystrykh dvizhenij: Sb. st. Ser. Mekhanika* (pp. 193–209). Mir.

66. Mio, H., Kadowaki, M., Matsuzaki, S., & Kunitomo, K. (2012). Development

of particle flow simulator in the charging process of blast furnace by discrete element method. *Minerals Engineering*, 33, 27–33. http://dx.doi.org/10.1016/j.mineng.2012.01.002

67. Kumar, R., Patel, C. M., Jana, A. K., & Gopireddy, S. R. (2018). Prediction of hopper discharge rate using combined discrete element method and artificial neural network. *Advanced Powder Technology*, 29(11), 2822–2834. https://doi.org/10.1016/j.apt.2018.08.002

68. Chibwe, D. K. (2019). *Optimized burden delivery for blast furnace operations* [Doctoral dissertation, The University of Newcastle]. Faculty of Engineering and Built Environment.

69. Bolshakov, V. I. (1990). *Teoriya i praktika zagruzki domennykh pechej*. Metallurgiya.

70. Bolshakov, V. I., Semenov, Yu. S., Ivancha, N. G., Vishnyakov, V. I., Shumelchik, E. I., et al. (2012). Issledovanie parametrov potoka shikhtovykh materialov i ikh raspredeleniya na koloshnike sovremennoj domennoj pechi. *Metallurgicheskaya i gornorudnaya promyshlennost'*, (3), 87–92.

71. Bolshakov, V. I., Bogachev, Yu. A., Vishnyakov, V. I., Ivancha, N. G., & Shuliko, S. T. (2008). Predpuskovye issledovaniya zagruzki i raspredeleniya shikhty v domennoj pechi bol'shogo ob"ema. *Byulleten' nauchno-tekhnicheskoj i ekonomicheskoj informatsii. Chernaya metallurgiya*, (6(1302)), 39–44.

72. Bolshakov, V. I., Varivoda, I. E., Roslik, N. A., & Shutylev, F. M. (1995). Vliyanie dvizheniya shikhty po traktam zagruzochnogo ustrojstva na okruzhnoye raspredeleniye v domennoj pechi. In *Sb. Fundamental'nye i prikladnye problemy chernoj metallurgii* (pp. 57–68). Naukova Dumka.

73. Bolshakov, V. I., & Zarembo, A. Yu. (1990). Issledovanie dvizheniya materialov v shikhtovykh traktakh beskonusnykh zagruzochnykh ustrojstv. *Obzornaya informatsiya. Ser. «Podgotovka syrevykh materialov k metallurgicheskomu pererabotke i proizvodstvu chuguna»* (No. 2, pp. 1–9). Institut «Chermetinformatsiya».

74. Bolshakov, V. I., & Zarembo, A. Yu. (1985). Traektorii dvizheniya shikhty v koloshnikovom prostranstve sovremennoj domennoj pechi. *Byulleten' CNIIChM. Chernaya metallurgiya*, (20), 35–37.

75. Bolshakov, V. I., Zarembo, A. Yu., & Salo, A. S. (1984). Metodika rascheta parametrov shoda shikhty s raspredelitel'nogo lotka. In *Sb. MChM: Voprosy proizvodstva chuguna v domennykh pechakh* (pp. 60–64). Metallurgiya.

76. Bolshakov, V. I., Zarembo, A. Yu., & Ivancha, N. G. (2007). Dvizhenie shikhty v koloshnikovom prostranstve domennoj pechi pri zagruzke lotkovym raspredelitelem. *Metallurgicheskaya i gornorudnaya promyshlennost*, (4), 75–79.

77. Bolshakov, V. I., Semenov, Yu. S., Lebed', V. V., Shumelchik, E. I., & Vishnyakov, V. I. (2011). Model' radial'nogo raspredeleniya shikhtovykh materialov na koloshnike domennoj pechi, oborudovannoj BZU. i*Sb. nauchn. tr. IChM «Fundamental'nye i prikladnye problemy chernoj metallurgii»* (No. 23, pp. 52–62).

78. Semenov, Yu. S., Shumelchik, E. I., Vishnyakov, V. I., Nasledov, A. V., Semen, I. Yu., & Zubenko, A. V. (2013). Model system for selecting and correcting charging programs for blast furnaces equipped with a bell-less charging apparatus. *Metallurgist*, 56(9–10), 652–657. https://doi.org/10.1007/s11015-013-9630-3

M. H. Ivancha[1], Senior Researcher, ORCID 0000-0002-5366-9328
V. I. Vishnyakov[1], Researcher, ORCID 0000-0002-5538-6962
I. H. Muravyova[1,*], D. Sc. (Tech.), Leading Researcher, ORCID 0000-0001-5926-7787
L. I. Garmash[1], Ph. D. (Tech.), Senior Researcher, ORCID 0000-0002-6873-6685
V. R. Shcherbachov[1], Junior Researcher, Ph. D. Student, ORCID 0000-0002-6734-0451
O. O. Biloshapka[1], Junior Researcher, ORCID 0000-0003-3103-0512
K. P. Yermolina[1], Leading Engineer, ORCID 0000-0001-6819-9886

[1] *Iron and Steel Institute of Z. I. Nekrasov National Academy of Sciences of Ukraine*

[*] *Corresponding author: irinamuravyova@gmail.com*

CALCULATION METHODS AND MATHEMATICAL MODELS OF THE DISTRIBUTION OF CHARGE MATERIALS ON THE TOP OF A BLAST FURNACE, USED IN TECHNOLOGICAL AND RESEARCH PRACTICE

Abstract. Increasing the efficiency of using the reducing capacity of gases in a blast furnace, optimizing the processes of slag formation and lining, forming a rational configuration and dimensions of the cohesive zone and, as a result, improving the technical and economic indicators of smelting as a whole is ensured, first of all, by rational distribution of charge materials on the top. Analysis of known calculation methods and mathematical models of the distribution of charge materials on the top of a blast furnace, which are used in technological and research practice, showed that mathematical modeling using the results of experimental studies remains the main way to obtain information about the distribution of charge materials. Instrumental means of controlling the distribution of charge components do not currently exist. A feature of known mathematical models is that with their use the distribution of two charge components was predicted - the iron ore part and coke. Modern blast furnace charge conditions are characterized by a significant expansion of the raw material base and the component composition of charge materials loaded into the blast furnace. When these components are unloaded onto the surface of the backfill, a mixture layer is formed, the composition of which differs significantly in different zones of the top. The difference in the composition of the mixtures determines the corresponding difference in the high-temperature properties of the iron ore part of the charge and the properties of the melts along the cross-section of the blast furnace. Analysis of previously performed research in the field of developing mathematical models and methods for calculating distribution characteristics showed that a significant part of the work is devoted to the distribution of the iron ore and carbon-containing parts of the charge as a whole, without assessing the distribution of the components included in it. In this regard, problems are becoming particularly relevant, the solution of which is aimed at creating a complex mathematical model of blast furnace loading, which includes models of a number of processes of forming multicomponent portions of charge materials, their movement along the loading path and in the working space of the blast furnace, as well as their distribution on the surface of the backfill.

Key words: blast furnace, mathematical models, multicomponent charge, component

distribution in zones.

For citation: Ivancha, M. H., Vishnyakov, V. I., Muravyova, I. H., Garmash, L. I., Shcherbachov, V. R., Biloshapka, O. O., & Yermolina, K. P. (2026). Calculation methods and mathematical models of the distribution of charge materials on the top of a blast furnace, used in technological and research practice. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 40, 290-319. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-019

Рукопис надійшов до редакції / Received 22.10.2025
Рекомендовано до друку / Accepted 28.05.2026
Опубліковано / Published 30.05.2026

ISSN 2522-9117 (print), ISSN 2786-6149 (online)
"Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії". 2026. Випуск 40
"Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy". 2026. Issue 40

https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-020

УДК 669.162.2

Г. Ю. Крячко[1], к.т.н., доцент, ORCID 0000-0002-8773-508X
Є. М. Сігарьов[1,*], д.т.н., проф., ORCID 0000-0002-8229-7877

[1]*Дніпровський державний технічний університет*

[*] *Автор для листування: en_sigarev@ua.fm*

ЗВ'ЯЗОК ІНТЕНСИВНОСТІ ДОМЕННОЇ ПЛАВКИ ЗІ СТРУКТУРОЮ СТОВПА ШИХТИ І РАДІАЛЬНИМ ГАЗОРОЗПОДІЛОМ

Анотація. Метою роботи є дослідження впливу інтенсивності плавки на формування структури стовпа шихти і радіальний газорозподіл в перетині доменних печей. На основі аналізу стану стовпа шихти заморожених на ходу доменних печей, що працювали з різним рівнем інтенсивності плавки, показано зміни в структурі стовпа, викликані зростанням інтенсифікації процесу. Це зростання збільшує висоту надфурменної частини коксової насадки і її загальний об'єм. При цьому збільшується кількість коксових вікон в пластичній зоні і відповідно зростає газопроникність зони. Крім того, інтенсифікація зменшує або усуває окружну нерівномірність у формуванні зон когезії і коксової насадки. Порівняння характерних періодів роботи печі об'ємом 1754 м^3 дозволило встановити, що перевищення рівня інтенсивності плавки з 0,650 до 1,009 т/м^3·доб, тобто в півтора рази, викликало наступні зміни в радіальному газорозподілі – нерівномірність його за показником коефіцієнта варіації концентрацій CO_2 зросла в середньому з 21 до 30%, а ступінь підвантаження периферії за критерієм $CO_{2П}/CO_{2Ц}$ зменшилась з 0,89 до 0,65. Наведено дані газорозподілу по трьох інших печах різних підприємств, що знаходяться у повній відповідності з результатами, отриманими на печі об'ємом 1754 м^3 Дніпровського металургійного комбінату. На відміну від існуючого уявлення про те, що підвищення інтенсивності плавки сприяє вирівнюванню радіального газорозподілу, показана залежність форсування ходу від розкриття периферійно-осьових зон на череповецькій печі об'ємом 2000 м^3 (зростання інтенсивності за спаленим коксом на 9%) і на магнітогорській печі об'ємом 1300 м^3 від розкриття периферійної зони (зростання інтенсивності на 8%). Зазначено, що у випадку існування відносно незмінних сировинних умов, інтенсифікація доменного процесу за будь-яким індексом відбувається за рахунок розкриття периферійно-осьових віддушин, розміри яких в перетині визначають теплову і відновлювальну роботу газового потоку та ефективність доменної плавки в цілому.

Ключові слова: доменна піч, інтенсивність плавки, структура, стовп шихти,

© Г. Ю. Крячко, Є. М. Сігарьов, 2026



Це стаття відкритого доступу за ліцензією CC BY-NC-ND 4.0
https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/legalcode.uk

радіальний газорозподіл, периферійно-осьові віддушини.

Посилання для цитування: Крячко Г. Ю., Сігарьов Є. М. Зв'язок інтенсивності доменної плавки зі структурою стовпа шихти і радіальним газорозподілом. *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії.* 2026. Вип. 40. С. 320-331. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-020

Вступ. Виходячи з теоретичних уявлень (О.Н. Рамм, 1980 р.) і численних даних моделювання, зокрема І.З. Буклана та ін. (1995 р.) збільшення об'ємної витрати дуття і, відповідно, інтенсивності плавки за коксом, газом і т.п. повинно обмежуватись зростанням перепаду тисків в стовпі шихти до певної межі. В реальних умовах доменної плавки збільшення інтенсивності за рахунок форсування дуттям стає можливим при зниженні перепаду тисків в п'яти основних випадках:

1) при покращенні гранулометричного складу шихти і її металургійних властивостей;

2) при розкритті традиційних віддушин стовпа шихти периферії і центра зміною режиму завантаження;

3) при збільшенні числа і діаметра повітряних фурм;

4) при зміні параметрів дуття;

5) при підвищенні тиску газів в робочому просторі печі при наявності резерву повітродувних засобів.

Сформоване і змінне в часі сполучення матеріальних і параметричних факторів визначає структуру стовпа шихти і, зокрема, одну із характеристик цієї структури – радіальний газорозподіл. Від структури стовпа шихти і радіального газорозподілу, як результуючих чинників організації протитоку, залежать інтенсивність ходу печі і головні показники доменного процесу. Вочевидь, що кожний напрям інтенсифікації процесу дуттям буде мати різні результативність та ефективність плавки зважаючи на різницю в умовах теплової і відновлювальної роботи газового потоку.

Існує небезпідставний погляд на те, що інтенсивність плавки суттєво залежить від структури стовпа шихти (В.І. Большаков, 2002 р.). Однак слід зважати і на зворотну залежність процесу формування структури стовпа шихти від інтенсивності плавки, оскільки витрата дуття і вихід фурменних газів поряд з розподілом шихти по радіусу печі формують зону когезії та обриси коксової насадки в заплечиках і горні. Тому доцільним є розгляд взаємозалежності інтенсивності плавки зі структурою стовпа шихти.

Вперше на тісний зв'язок інтенсивності плавки і газорозподілу в перетині доменної печі було звернуто увагу в роботі А.М. Чернятіна зі співробітниками, 1966 р. Аналізуючи середньомісячні дані поточного технологічного контролю ДП ММК об'ємом 1300 м^3 (рф) і печі

об'ємом 2000 м^3 Череповецького меткомбінату (рф) автори прийшли до висновку, що основною причиною більш економічної роботи череповецької ДП був більш рівномірний розподіл газових потоків. Було рекомендоване таке регулювання газорозподілу, котре при роботі на максимальних витратах ((з точки зору сходження шихти) дуття забезпечить підтримання середньодекадних величин інтенсивності горіння сумарного вуглецю у вузькому (0,03 т/м^{3}·доб) оптимальному діапазоні.

При відпрацюванні технології доменної плавки зі зниженою інтенсивністю на п'яти доменних печах Череповецького меткомбінату М.П. Сисоєвим та ін. (1993 р.) було встановлено зв'язок витрати коксу з розподілом матеріалів і газів в печі. Зокрема повідомлялося про те, що витрата коксу залишиться незмінною або збільшиться, якщо газорозподіл відповідно залишиться незмінним або погіршиться: витрата коксу зменшиться при скороченні периферійного потоку газів за рахунок підвантаження периферійної зони рудними матеріалами і помірного розвитку осьового потоку газів.

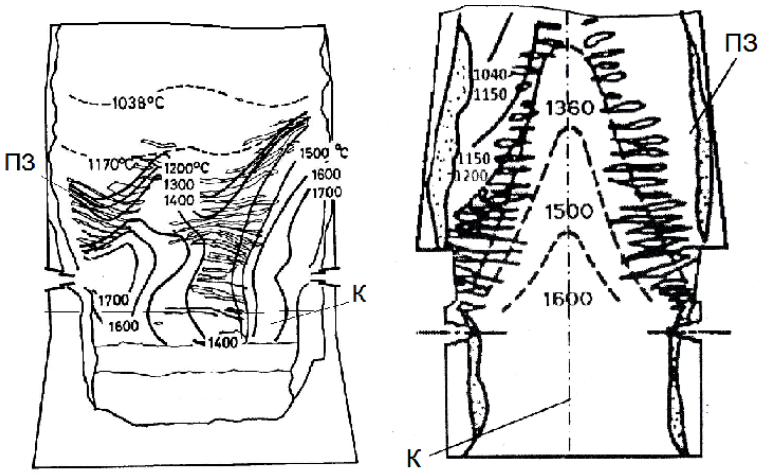
Наведені приклади свідчать про існування протиріччя в підходах до отримання бажаного зв'язку між інтенсивністю плавки і газорозподілом, рівномірним або з певним ступенем нерівномірності.

Мета роботи. Дослідити вплив інтенсивності плавки на формування структури стовпа шихти і радіальний газорозподіл в перетині доменних печей.

Основні результати дослідження. Для оцінки залежності структури стовпа шихти від інтенсивності плавки співставили результати досліджень структури стовпа шихти заморожених на ходу японських доменних печей №1 заводу Амагасакі [1] і №1 Хірохата [2] (рис. 1). Показники роботи вказаних печей і об'єми коксової насадки, визначені нами [3], представлені в таблиці 1.

Оскільки Японія використовує якісну імпортовану доменну сировину кокс і залізорудні матеріали на обох печах були близьких кондицій. Головною відмінністю в стратегії ведення доменного процесу був вибір пріоритету. На ДП №1 Амагасакі за рахунок підтримання високого рудного навантаження і помірної інтенсивності плавки мали високу ефективність плавки – питома витрата палива склала лише 451 кг/т чавуну.

Висока результативність плавки (53,2 т/м^{2}·доб) на ДП №1 Хірохата була досягнута за рахунок більшої інтенсивності плавки, але з суттєво підвищеною питомою витратою палива (542 кг/т чавуну).



а б

Рисунок 1 – Форма пластичної зони і масиву коксової насадки в заморожених доменних печах Амагасакі, №1 (а) і Хірохата, №1 (б) за даними [1, 2]: цифри біля кривих – ізотерми; к – коксова насадка; ПЗ – пластична зона

Таблиця 1 - Показники роботи до видувки заморожених доменних печей і кількісні характеристики їх коксових насадок за даними [1-3]

Показники	Завод, номер печі	
	Амагасакі, №1	Хірохата, №1
Діаметр горна, м	6	7,8
Корисний об'єм, м^3	721	1407
Питома продуктивність, т/м^2·доб	48,8	53,2
Витрата палива (кокс + мазут), кг/т	451	542
Рудне навантаження на кокс	3,57	3,12
Інтенсивність плавки за використаним паливом $I_П$, т/м^3·доб	0,854	0,979
Об'єм коксової насадки, м^3/% корисного об'єму печі в елементах профілю:		
- горні	100 / 13,9	235 / 16,7
- заплечиках	40 / 5,5	133 / 9,5
- розпарі	-	133 / 9,5
- шахті	-	23 / 1,6
Загальний об'єм насадки, м^3/%$V_{кор}$	140 / 19,4	391 / 27,8

Розгляд інформації, приведеної на рис. 1 дозволяє зробити певні висновки щодо впливу інтенсивності плавки на формування стовпа шихти:

1) збільшується висота надфурменної частини коксової насадки;

2) збільшується загальний об'єм коксової насадки;

3) збільшується кількість вікон в пластичній зоні і відповідно зростає газопроникність критичної зони;

4) зменшується або усувається окружна нерівномірність у формуванні зон когезії і коксової насадки.

Для вивчення зв'язку інтенсивності плавки з газорозподілом і газопроникністю стовпа шихти використали показники роботи ДП №8 Дніпровського металургійного комбінату (ДМК) об'ємом 1754 м^3 яка в 1979 р. працювала з номінальною підвищеною інтенсивністю, а в 1997 р. відповідно до надходження замовлень – зі зниженою (табл. 2).

Таблиця 2 – Показники роботи доменної печі №8 Дніпровського меткомбінату в досліджувані періоди

Показники	Періоди	
	I – XII, 1979 р.	VII – XII, 1997 р.
Питома продуктивність, т/м^3·доб	1,672	1,027
Інтенсивність горіння палива (кокс + природний газ), т/м^3·доб	1,009	0,650
Витрата на 1 т чавуну:		
- коксу, кг	556	574
- природного газу, м^3	60	74
- кисню, м^3	-	15
Дуття:		
- витрата, м^3/хв	3735	2480
- надмірний тиск, кПа	268	218
- температура, ^{0}С	1050	992
Надмірний тиск колошникового газу, кПа	138	110
Загальний перепад тисків, кПа	130	108

Для аналізу було відібрано масиви виробничих даних кількістю 240 одиничних добових періодів за 1979 рік (планова економіка) і 70 таких же періодів за друге півріччя 1997 року (ринкові умови). Умовою формування масивів даних була рівна робота печі без простоїв і збавленого дуття з відбором проб радіального газу і нормальною роботою обладнання, що реєструє часткові перепади тисків по висоті доменної печі. Амбразура відбору імпульсу виміру тиску газу знаходилась на відстані 13,7 м від горизонту повітряних фурм. Робоча висота стовпа матеріалів над рівнем фурм становила 22,9 – 23,9 м в залежності від прийнятого рівня засипу.

Розподіл газового потоку оцінювали двома показниками – нерівномірністю розподілу концентрацій CO_2 в газі по радіусу печі V_P і ступенем периферійності розподілу $CO_{2П}/CO_{2Ц}$. Перший показник V_P – коефіцієнт варіації визначався за виразом $V_P = 100\sigma/CO_2$, де σ - середньоквадратичне відхилення вимірів від середнього значення концентрацій CO_2 по радіусу печі. Другий показник, ступінь периферійності газорозподілу $CO_{2П}/CO_{2Ц}$, запропонований О.Л. Бєріним (1980 р.) означав собою відношення середніх концентрацій CO_2 в газі двох рівновеликих за площею частин перетину печі на горизонті відбору проб газу периферійної $CO_{2П}$ і центральної $CO_{2Ц}$. Стійкість радіального газорозподілу оцінювали за величиною розмаху коливань концентрацій CO_2 в газі в окремих точках радіусу шахти за весь період розгляду.

Результати дослідження взаємозв'язку інтенсивності плавки з показниками радіального газорозподілу представлені на рис. 2. Для запобігання загромадження кореляційного поля дані за 1979 р. з підвищеною інтенсивністю плавки представлені показниками лише за липень-серпень, що є типовими для всього періоду спостережень в цьому році. Загальною закономірністю для двох різних періодів роботи ДП №8, які відрізнялися перш за все рівнем форсування ходу дуттям є тенденція до посилення периферійного потоку газів (зниженню показника $CO_{2П}/CO_{2Ц}$ – рис. 2, а) і збільшення ступеню нерівномірності радіального газорозподілу V_P в процесі інтенсифікації плавки (рис. 2, б).

Порівняння характерних періодів роботи печі дозволило встановити, що перевищення рівня інтенсивності плавки з 0,650 до 1,009 т/м^3·доб, тобто в півтора рази, викликало наступні зміни в радіальному газорозподілі – нерівномірність його за показником коефіцієнта варіації концентрацій CO_2 зросла в середньому з 21 до 30%, а ступінь підвантаження периферії за критерієм $CO_{2П}/CO_{2Ц}$ зменшилась з 0,89 до 0,65.

При збільшенні витрати дуття понад 1,42 м^3/м^3·хв на ДП №8 ДМК в період роботи зі зниженою інтенсивністю плавки (друге півріччя 1997 р.) відмічено зниження верхнього перепаду тисків (рис. 3, а) і розмаху коливань вмісту CO_2 між центром печі і гребнем (максимумом CO_2) на кривій газорозподілу. Подібну зміну газопроникності В.М. Паршаков та ін. (1979 р.) спостерігали під час досліджень на Нижньотагільському комбінаті (рф) ДП об'ємом 2700 м^3 і пояснили її збільшенням порозності шихти в сухій частині шахти при певному збільшенні кількості пічних газів.

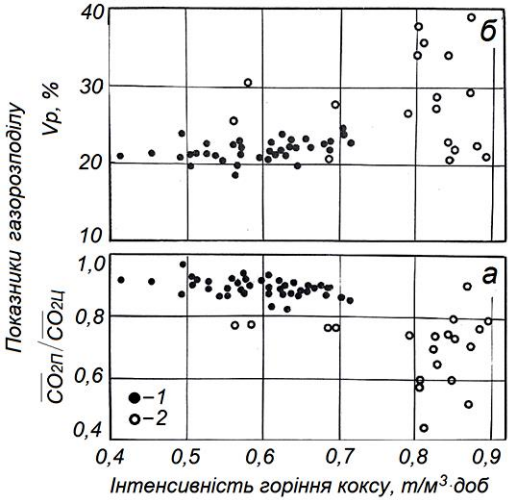


Рисунок 2 – Взаємозв'язок інтенсивності плавки за спаленим коксом з характеристиками нерівномірності радіального газорозподілу на доменній печі №8 ДМК в періоди роботи, характерні для ринкової (1) і планової (2) економік

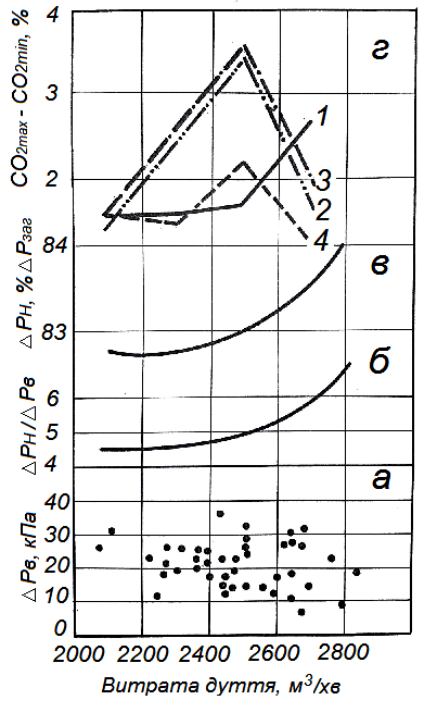


Рисунок 3 – Вплив витрати дуття на коливання вмісту CO_2 в радіальному газі під рівнем засипу (а) і на показники газопроникності стовпа шихти (б-г) ДП №8 ДМК в досліджуваний період (VII-XII 1997 р.): $\Delta P_в$, $\Delta P_н$, $\Delta P_{заг}$ – перепади тисків пічного газу – верхній, нижній і загальний відповідно; 1, 2, 3, 4 – розмах коливань вмісту CO_2 в радіальному газі в центрі, локації, віддаленій на 0,69 м від центра печі, гребені і на периферії, відповідно

Особливістю газодинамічного режиму досліджуваної печі №8 ДМК був переважний вплив на загальну газопроникність стовпа шихти

опору нижньої зони (рис. 3, б, в). Така особливість була встановлена раніше [4] на подібній за об'ємом ДП №1 Криворіжсталі, яка працювала на достатньо високому надмірному тискові колошникового газу (158 кПа) з питомою продуктивністю 1,974 т/м^3·доб.

Аналіз показав, що інтенсифікація процесу дуттям на досліджуваній печі супроводжувалось не тільки збільшенням нерівномірності радіального газорозподілу, але зростанням його нестійкості (рис. 3, г), обумовленої коливанням газопроникності окремих зон доменної печі найбільший розмах концентрацій CO_2 в радіальному газі мав місце на периферії при витратах дуття 1,37-1,48 м^3/м^3·хв, найменший в гребені при 1,48-1,60 м^3/м^3·хв дуття.

Характерно також, що в дослідженому діапазоні збільшення витрати дуття розмах коливань CO_2 в центрі зростав. Звертає на себе увагу нестійкість газопотоку в локації, віддаленій на 0,69 м від центра печі.

Повертаючись до розгляду згаданої вище роботи А.М. Чернятіна зі співавторами слід зазначити, що дослідники не звернули увагу на факт погіршення радіального газорозподілу при збільшенні інтенсивності плавки (рис. 4). На ДП ЧерМЗ збільшення інтенсивності розкривало периферію і центр (вміст CO_2 в газі там знизився). А на печі ММК, незважаючи на вирівнювання газорозподілу, різко посилився периферійний газопотік при послабленні осьового. Тобто форсування ходу печей дуттям в розглянутих випадках стало можливим перш за все за рахунок розкриття периферії, як до речі і на ДП №8 ДМК.

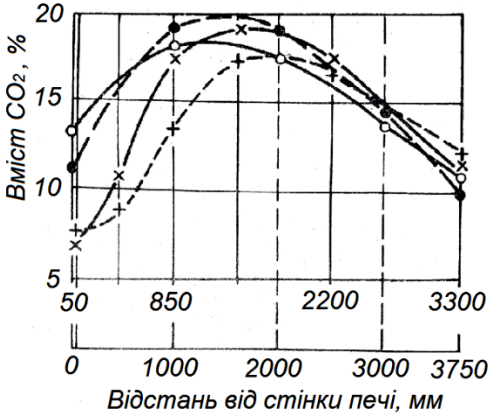


Рисунок 4 – Розподіл вмісту двоокису вуглецю по радіусу печі при різних інтенсивностях горіння сумарного вуглецю за даними А.М. Чернятіна та ін., 1966 р.: ○ – ДП ЧерМЗ, $I_{\Sigma C}$ = 0,8 т/м^3·доб; ● –та ж піч, $I_{\Sigma C}$ = 0,874 т/м^3·доб; х – ДП ММК, $I_{\Sigma C}$ = 0,851 т/м^3·доб; + – та ж піч, $I_{\Sigma C}$ = 0,917 т/м^3·доб

На відміну від розглянутих вище прикладів форсування газом доменної печі №4 ЧерМК об'ємом 2700 м^3 відбувалося за рахунок перш за все центральної зони, яка є визначальною для підтримання нормального газодинамічного режиму печей подібного об'єму і більше (рис. 5). Про це свідчить різке зниження концентрації CO_2 в центрі

печі зі збільшенням інтенсивності плавки (рис. 5, в крива 2). Характерним є те, що збільшення нерівномірності радіального газорозподілу характеризувалось не тільки зниженням використання монооксиду вуглецю (рис. 5, а), але й зростанням втрат тепла як в часі (рис. 5, г), так і питомих (рис. 5, д).

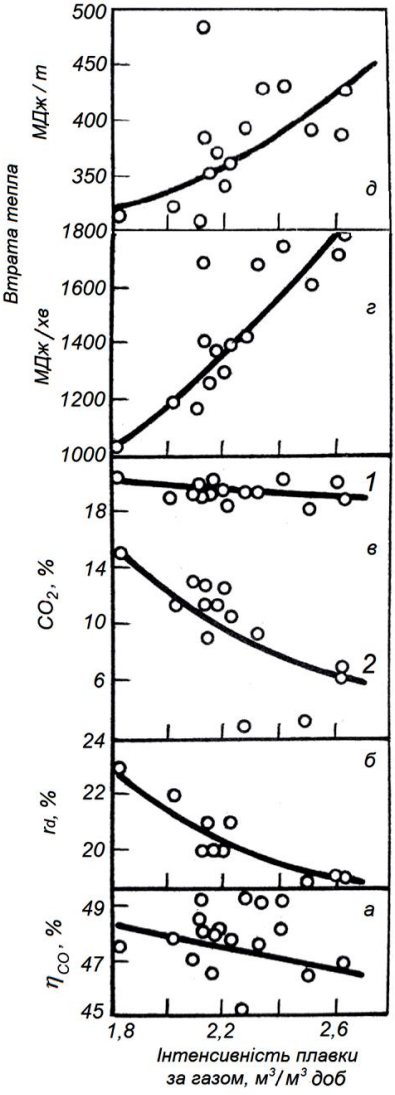


Рисунок 5 – Показники роботи доменної печі №4 ЧерМК (рф) з різною інтенсивністю плавки за даними М.П. Сисоєва та ін. (1999 р.): η_{CO} – ступінь використання CO; r_d – ступінь прямого відновлення; CO_2 – вміст CO_2 на периферії (1) і в центрі печі (крива 2)

Таким чином показано, що у випадку існування відносно незмінних сировинних умов інтенсифікація доменного процесу за будь-яким індексом відбувається за рахунок розкриття периферійно-осьових віддушин, розміри яких в перетині визначають теплову і відновлювальну роботу газового потоку та ефективність доменної плавки в цілому.

Висновки. На основі аналізу стану стовпа шихти заморожених на ходу доменних печей, що працювали з різним рівнем інтенсивності плавки, показано зміни в структурі стовпа, викликані зростанням інтенсифікації процесу. Це зростання збільшує висоту надфурменної частини коксової насадки і її загальний об'єм. При цьому збільшується кількість коксових вікон в пластичній зоні і відповідно зростає газопроникність зони. Крім того інтенсифікація зменшує або усуває окружну нерівномірність у формуванні зон когезії і коксової насадки.

Порівняння характерних періодів роботи печі об'ємом 1754 м^3 дозволило встановити, що перевищення рівня інтенсивності плавки з 0,650 до 1,009 т/м^3·доб, тобто в півтора рази, викликало наступні зміни в радіальному газорозподілі – нерівномірність його за показником коефіцієнта варіації концентрацій CO_2 зросла в середньому з 21 до 30%, а ступінь підвантаження периферії за критерієм $CO_{2П}/CO_{2Ц}$ зменшилась з 0,89 до 0,65.

Співставлення результатів дослідження, отриманих на ДП №8 ДМК, з даними газорозподілу трьох інших доменних печей різних підприємств показало, що у випадку існування відносно незмінних сировинних умов інтенсифікація доменного процесу за будь-яким індексом відбувається за рахунок розкриття периферійно-осьових віддушин, розміри яких в перетині визначають теплову і відновлювальну роботу газового потоку та ефективність доменної плавки в цілому.

Перелік посилань

1. Доклад о разборке содержимого доменной печи №1 завода Амагасаки / К. Нарита, Т. Сато, М. Маекава, С. Фукихара, Х. Канаяма, С. Сасахара // Тецу то Хагане. 1980. №13. С. 1975-1984.

2. Гуденау Г.-В., Сасабе М., Крайбих К. Исследования на охлажденных печах в Японии // Черные металлы. 1977. № 6-7. С. 13-17.

3. Количественная оценка образований в столбе шихты доменных печей / Г. Ю. Крячко, Е. Е. Барсуков, Е. Л. Мастеровенко, А. А. Седых // Збірник наукових праць ДДТУ. 2015. Вип. 2(27). С. 30-38.

4. Бочка В. В. Влияние интенсивности плавки на основные показатели работы доменных печей / Металлургическая и горнорудная промышленность. 1997. №4. С. 9-12.

References

1. Narita, K., Sato, T., Maekawa, M., Fukihara, S., Kanayama, H., & Sasahara, S. (1980). Report on the analysis of the contents of Blast Furnace No. 1 of the Amagasaki Plant. *Tetsu to Hagane*, 13, 1975–1984

2. Gudenau, H.-W., Sasabe, M., & Kraibikh, K. (1977). Research on cooled furnaces in Japan, *Ferrous Metals*, 6–7, 13–17

3. Kriachko, H. Yu., Barsukov, E. E., Masterovenko, E. L., & Sedykh, A. A. (2015). Quantitative assessment of formations in the shaft column of blast furnaces *Collection of Scientific Papers of DSTU*, 2(27), 30–38

4. Bochka, V. V. (1997). Influence of smelting intensity on the main performance indicators of blast furnaces. *Metallurgical and Mining Industry*, 4, 9–12

H. Yu. Kriachko[1], Ph. D. (Tech.), Assoc. Prof., ORCID 0000-0002-8773-508X
Ye. M. Siharov[1,*], D. Sc. (Tech.), Professor, ORCID 0000-0002-8229-7877

[1] *Dniprovsky State Technical University*

[*] *Corresponding author: en_sigarev@ua.fm*

THE RELATIONSHIP BETWEEN BLAST FURNACE SMELTING INTENSITY, BURDEN COLUMN STRUCTURE AND RADIAL GAS DISTRIBUTION

Abstract. This study investigates the influence of smelting intensity on the formation of the burden column structure and radial gas distribution in blast furnace cross-sections. Based on the analysis of frozen burden columns obtained during furnace operation at different levels of smelting intensity, structural changes in the column caused by process intensification were identified. An increase in intensity leads to a higher upper part of the coke layer and a larger overall coke volume, while simultaneously increase the number of gas-conducting gaps. Furthermore, intensification diminishes arch formation in the plastic zone, there by lowering the resistance of the coke layer. A comparison of operating conditions in a 1754 m³ blast furnace at smelting intensities of 0.650 and 1.009 t/m³·day (a 1.55-fold increase) demonstrated significant structural and gas-distribution changes: the non-uniformity coefficient of radial CO_2 concentration increased from 21–30%, while the degree of CO_{2P}/CO_{2C} underutilization was decreased from 0.89 to 0.65. These findings indicate that higher smelting intensity promotes a more stable burden structure, ensuring more efficient utilization of the furnace volume (1754 m³, Dniprovskiy Metallurgical Plant). For furnaces of various capacities, a correlation was observed between process intensification and the development of peripheral–axial zones in radial gas distribution. Specifically, smelting intensity increased by 9% (per unit of coke consumption) in a 2000 m³ Cherepovets furnace and by 8% in a 1300 m³ Magnitogorsk furnace due to the activation of peripheral zones. It is emphasized that, under relatively stable external conditions, any intensification of the blast furnace process occurs through the opening of peripheral–axial channels. The cross-sectional dimensions of these channels determine the thermal and reducing capacity

of the gas flow and, ultimately, the efficiency of blast furnace operation.

Key words: blast furnace, smelting intensity, structure, burden column, radial gasdistribution, peripheral-axial channels.

For citation: Kriachko, H. Yu., & Siharov, Ye. M. (2026). The relationship between blast furnace smelting intensity, burden column structure and radial gas distribution. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 40, 320-331. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-020

Рукопис надійшов до редакції / Received 23.11.2025
Рекомендовано до друку / Accepted 28.05.2026
Опубліковано / Published 30.05.2026

ISSN 2522-9117 (print), ISSN 2786-6149 (online)
"Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії". 2026. Випуск 40
"Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy". 2026. Issue 40

https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-021

УДК 669.162.2

В. В. Бочка[1], д.т.н., проф., ORCID 0000-0002-4935-0779
К. Г. Нізяєв[1], д.т.н., проф., ORCID 0000-0002-9260-0964
М. В. Ягольник[1,*], к.т.н., доц., ORCID 0000-0003-2686-8601
К. В. Шмат[1], асистент
М. М. Олексієнко[1], аспірант
О. І. Бабенко[1], студент

[1] *Український державний університет науки і технологій*

[*] *Автор для листування: m.v.yaholnyk@ust.edu.ua*

ДОСЛІДЖЕННЯ ОСОБЛИВОСТЕЙ РУХУ ШИХТИ В БЕЗКОНУСНОМУ ЗАВАНТАЖУВАЛЬНОМУ ПРИСТРОЇ ЛОТКОВОГО ТИПУ

Анотація. У статті розглянуто особливості руху шихтових матеріалів у безконусному завантажувальному пристрої (БЗП) лоткового типу доменної печі та їх вплив на формування розподілу матеріалів у колошнику. Актуальність роботи зумовлена недостатньою вивченістю закономірностей руху частинок як по лотку, так і після їх сходу в об'ємі печі, що істотно впливає на ефективність доменного процесу. Для вирішення поставленої задачі використано удосконалену математичну модель, яка описує траєкторію руху окремої частинки з урахуванням дії гравітаційних сил, тертя, кутової швидкості обертання лотка та інших факторів. Розв'язання системи диференціальних рівнянь здійснювалося чисельним методом Рунге–Кутта, що дозволило отримати достовірні залежності переміщення частинок у часі та просторі. На основі проведених розрахунків досліджено вплив основних технологічних і конструктивних параметрів, зокрема кута нахилу та швидкості обертання лотка, гранулометричного складу матеріалів, початкової швидкості частинок, місця їх падіння на лоток, а також швидкості газового потоку в колошнику. Показано, що визначальним фактором радіального розподілу шихти є кут нахилу лотка, зміна якого призводить до значного переміщення гребеня матеріалів від стін до центру печі. Вплив швидкості обертання лотка виявився менш суттєвим і залежить від значення кута нахилу. Встановлено, що тип матеріалу і його гранулометричний склад лише незначною мірою впливають на положення гребеня, що дозволяє використовувати узагальнені залежності для різних компонентів шихти. Особливу увагу приділено аналізу неосьового падіння матеріалів на лоток, яке призводить до виникнення радіальної асиметрії та окружної нерівномірності розподілу шихти. Показано, що цей фактор може суттєво змінювати положення гребеня та умови завантаження печі.

© В. В. Бочка, К. Г. Нізяєв, М. В. Ягольник, К. В. Шмат, М. М. Олексієнко, О. І. Бабенко, 2026

Це стаття відкритого доступу за ліцензією CC BY-NC-ND 4.0
https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/legalcode.uk

Встановлено також, що вплив підйомної сили газового потоку при роботі БЗП є незначним і може не враховуватися в інженерних розрахунках. Досліджено вплив конструктивних особливостей підвіски лотка, зокрема зміни його активної довжини та радіуса обертання, на траєкторії руху частинок і характер розподілу матеріалів у колошнику. У результаті проведених досліджень підтверджено адекватність запропонованої математичної моделі та обґрунтовано можливість її використання для оптимізації режимів роботи безконусних завантажувальних пристроїв. Отримані залежності дозволяють більш обґрунтовано підходити до вибору параметрів завантаження, підвищувати рівномірність розподілу матеріалів у доменній печі та ефективність процесу виплавки чавуну.

Ключові слова: доменна піч, безконусний завантажувальний пристрій, лотковий розподільник, математична модель, розподіл шихти, траєкторія руху.

Посилання для цитування: Дослідження особливостей руху шихти в безконусному завантажувальному пристрої лоткового типу / В. В. Бочка, К. Г. Нізяєв, М. В. Ягольник, К. В. Шмат, М. М. Олексієнко, О. І. Бабенко // *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії.* 2026. Вип. 40. С. 332-348. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-021

Вступ

Ефективність сучасної доменної плавки, її продуктивність та питома витрата коксу значною мірою визначаються характером розподілу газового потоку по перерізу печі. Основним важелем керування цим процесом є раціональне розміщення шихтових матеріалів на колошнику. Впровадження безконусних завантажувальних пристроїв (БЗП) лоткового типу відкрило широкі можливості для гнучкого формування топографії поверхні засипу. Проте, оптимізація режимів завантаження потребує глибокого розуміння закономірностей руху компонентів шихти як безпосередньо по розподільчому лотку, так і в об'ємі колошника після їх сходження.

Питанням дослідження кінематики шихтових матеріалів у завантажувальних пристроях доменних печей присвячено велику кількість фундаментальних робіт. Значний внесок у розвиток теорії і практики розподілу матеріалів безконусними апаратами зробили науковці Інституту чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України (ІЧМ) та Українського державного університету науки і технологій (раніше НМетАУ).

Зокрема, фундаментальні дослідження динаміки сходження шихти з лотка та формування гребеня на колошнику відображені у працях В. І. Большакова [1]. Розроблені під його керівництвом методики дозволили формалізувати математичні моделі руху елементарних частинок шихти з урахуванням геометричних параметрів лотка. Питаннями моделювання та експериментального дослідження

поведінки матеріалів безпосередньо на фізичних моделях БЗП активно займалися співробітники кафедри металургії чавуну ДМетІ [2].

Велику увагу оцінці ефективності регулюючих впливів (кута нахилу лотка, швидкості його обертання та порційності) приділяли у своїх роботах А. К. Тараканов та колеги [3], довівши, що зміна кута нахилу є найбільш дієвим фактором впливу на радіальний розподіл рудного навантаження. Закордонний досвід експлуатації та проектування систем типу Paul Wurth детально узагальнено в аналітичних оглядах С. М. Кутнера [4].

У міжнародній практиці математичне моделювання руху шихти в БЗП лоткового типу розвивалося паралельно. Класичні дискретні моделі та підходи до опису руху сипких матеріалів у безконусних апаратах представлені у дослідженнях європейських авторів, зокрема B. Koček та L. Brož [5]. Останніми роками для моделювання цих процесів за кордоном активно застосовується метод дискретних елементів (Discrete Element Method — DEM). Так, дослідження таких авторів, як Zhou, Kuang та Yu [6], а також роботи Mio, Komatsu і Shiraishi [7] присвячені тривимірному DEM-моделюванню траєкторії потоку шихти через розподільчий лоток, що дозволяє враховувати міжчастинкове тертя та реальну форму кусків матеріалу. Проте, складність аналітичного врахування впливу зустрічного газового потоку високої швидкості на дрібні фракції шихти та комплексний профіль поверхні засипу залишає низку питань дискусійними.

Попри наявність значної кількості теоретичних моделей, більшість із них базується на певних спрощеннях (наприклад, представленні частинок у вигляді ідеальних куль або нехтуванні локальною зміною швидкості газів у пристінній зоні). Зокрема, залишається недостатньо вивченим ступінь сумісного впливу швидкості обертання лотка та гранулометричного складу сучасних сировинних матеріалів (модифікованого коксу, високоміцного агломерату й обкотишів) на зміщення гребеня матеріалів відносно осі колошника за умов інтенсивного ходу печі.

Метою даної роботи є дослідження особливостей поведінки та кінематичних закономірностей руху елементарних частинок доменної шихти в безконусному завантажувальному пристрої лоткового типу та в об'ємі колошника за допомогою вдосконаленої математичної моделі, з оцінкою реального впливу газодинамічних сил, геометричних та технологічних чинників.

Методика дослідження

Розподіл матеріалів по перерізу доменної печі при їх завантаженні безконусним завантажувальним пристроєм лоткового типу (БЗП) значною мірою визначається, насамперед, закономірностями руху цих

матеріалів по лотку та після нього – в об`ємі колошника. Як вже відзначалося, попри велику кількість проведених досліджень [1-4] ці закономірності остаточно не вивчені.

З огляду на це були проведені дослідження особливостей поведінки матеріалів у безконусному завантажувальному пристрої при їх завантаженні на колошник печі. Ці дослідження проводили за допомогою математичної моделі, розробленої в [5].

Ця модель описує рух елементарної частинки по нахиленому лотку і далі по поверхні шихтових матеріалів на колошнику доменної печі за умов зустрічного потоку газів. Модель дозволяє визначити вплив різних факторів на положення гребеня щодо осі колошника (r) при різній висоті зсипання матеріалів (h).

У той же час слід підкреслити, що при описі руху частинок по лотку моделі були прийняті два обмеження, які істотно знижують можливості її застосування для теоретичного аналізу. Наведені у моделі рівняння справедливі тільки для випадків падіння частинок на лоток строго по осі колошника, а також, коли частка при русі по нахиленому лотку незначно відхиляється від його поздовжньої вісі, що має місце при малих швидкостях обертання лотка. За реальних параметрів роботи БЗП похибка визначення функції r = f(h) різко зростає.

Для усунення зазначених недоліків наведеної математичної моделі рівняння руху частинок по лотку були представлені у загальному вигляді. У системі координат лотка напівкруглого перерізу, шо наведено на рис. 1, ці рівняння руху мають такий вигляд:

$$d^2x/dt^2 = g\cdot\sin\alpha - 2\cdot\omega\cdot(dz/dt)\cdot\cos\alpha + \omega^2\cdot x\cdot\cos\alpha -$$
$$- \omega^2\cdot(-R + \sqrt{(R^2 - z^2)})\cdot\cos\alpha\cdot\sin\alpha - ((dx/dt)/|dp/dt|)\cdot\eta\cdot n\cdot\bar{F}, \quad (1)$$

$$y = -R + \sqrt{(R^2 - z^2)}, \quad (2)$$

$$d^2z/dt^2 = 2\cdot\omega\cdot(dz/dt)\cdot(z/\sqrt{(R^2 - z^2)})\cdot\sin\alpha + 2\cdot\omega\cdot(dx/dt)\cdot\cos\alpha +$$
$$+ \omega^2\cdot z - n\_z\cdot\bar{F} - ((dx/dt)/|dp/dt|)\cdot\eta\cdot n\cdot\bar{F}, \quad (3)$$

$$\bar{F} = (g\cdot\cos\alpha + 2\omega\cdot(dz/dt)\cdot\sin\alpha - \omega^2\cdot x\cdot\cos\alpha\cdot\sin\alpha +$$
$$+ \omega^2\cdot(-R + \sqrt{(R^2 - z^2)})\cdot\sin^2\alpha)\cdot\sqrt{(1 - (z/r)^2)} +$$
$$+ (2\omega\cdot(dz/dt)\cdot z/\sqrt{(R^2 - z^2)}\cdot\sin\alpha + 2\omega\cdot(dx/dt)\cdot\cos\alpha + \omega^2\cdot z)\cdot z/R, \quad (4)$$

$$n_z = z/R, \quad (5)$$

$$|dp/dt| = \sqrt{((dx/dt)^2 + (dz/dt)^2\cdot R^2/(R^2 - z^2))}, \quad (6)$$

де a – кут нахилу лотка до горизонтальної площини, град.; w – кутова швидкість обертання лотка, с'1; R – радіус лотка, м; η – коефіцієнт тертя;

p – вектор положення частки у системі координат лотка (x, y, z); t – час, с; t_0 – початковий час перебування частки на лотку, с; t_y – час проходження часткою гирла лотка, с; x_y – активна довжина лотка (відстань гирла лотка від точки О), м.

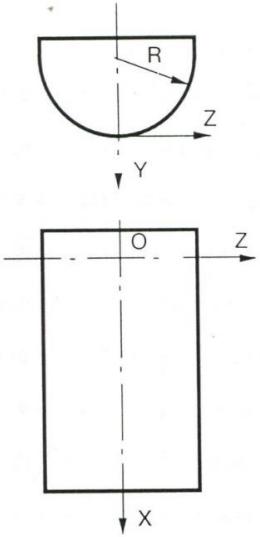


Рисунок 1 – Схема системи координат лотка.

Додаткова система рівнянь дозволяє визначати характер залежності p = f(t)для частки, яка під час t_0 знаходиться в будь-якому місці напівкруглої площини лотка та виконує умову nF > 0. Якщо частка при русі залишає лоток через його гирло, а не через бічну стінку, час t_y є найменшим рішенням рівняння $x(t) = x_y$, при котрій виконується умова $t_y > t_0$.

Рішення системи диференціальних рівнянь здійснювалося шляхом Рунге – Кутта.

Вихідні данні та результати дослідження

За допомогою даної математичної моделі було вивчено вплив виду матеріалів та їх гранулометричного складу, швидкості обертання та кута нахилу лотка, початкової швидкості руху шматків на лотку та місця їх падіння на нього щодо осі обертання, швидкості газів, конструктивних особливостей підвіски лотка та ін. на характер зміни функцій z = f(x) по лотку та відстань частинки від осі печі при її падінні з різної висоти в об`ємі колошника.

Розрахунки виконувались стосовно умов роботи доменної печі Vк - 1260 м^3. Як вихідні дані використовували характеристики реальних шихтових матеріалів, конструктивні розміри та параметри роботи

безконусних завантажувальних пристроїв різних конструкцій. Адекватність моделі оцінювали шляхом порівняння розрахункових величин з фактичною відстанню гребеня від осі колошника прототипа БЗП лоткового типу.

На рисунку 2 наведені розрахункові залежності r = f(h) для коксу, агломерату і окатишів при їх завантаженні в піч лотковим розподільником з кутами нахилу лотка 42, 48 і 63 град, і швидкістю його обертання 8 об/хв. Видно, що мінімальна різниця між розрахунковими величинами отримана у окатишів незалежно від кута нахилу лотка. Це свідчить про те, що їхній рух найбільшою мірою відповідає ідеалізованому руху матеріалів, прийнятому в математичній моделі.

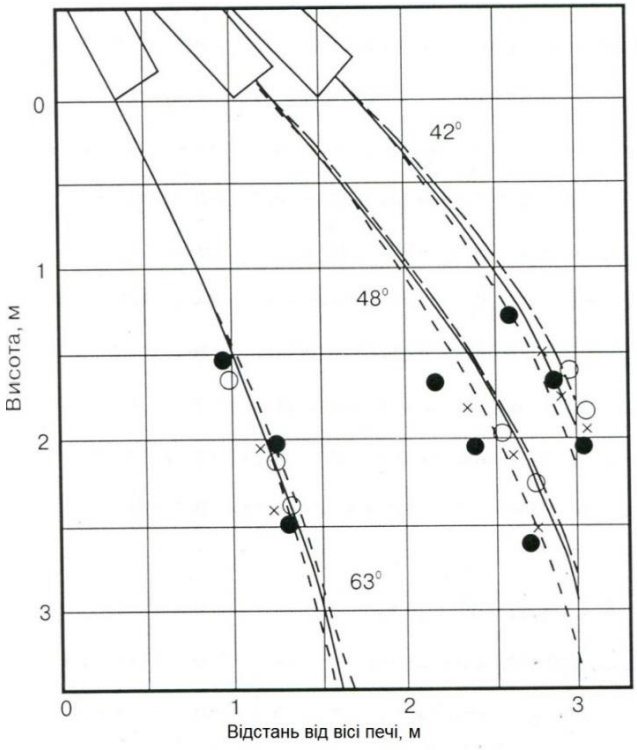


Рисунок 2 – Порівняння результатів розрахунків та вимірювань на фізичній моделі БЗП: – – – , ● - кокс; – – – , x - агломерат; – ▪ –, О - окатиші. Цифри у кривих (тут і на рис. 3, 5 та 6) – кут нахилу лотка, град

Високий ступінь збігу розрахункових та виміряних величин має місце у коксу та агломерату при куті нахилу лотка 63 град. При

зменшенні кута нахилу лотка до 48 і 42 град, зазначена різниця для цих матеріалів дещо зростає, що пояснюється насамперед похибками виміру віддаленості гребеня від осі моделі колошника. Справа в тому, що місце розташування видимого гребеня матеріалів у моделі колошника визначається не тільки місцем падіння частинок, а й профілем засипу, віддаленістю від стін печі, швидкістю та енергією падаючих частинок у місці падіння, властивостями сипких матеріалів та ін. Тому точно виміряти положення гребеня коксу та агломерату при кутах нахилу лотка 48 і 42 град, дуже складно. Проте аналіз даних, наведених на малюнку, показує, що математична модель загалом задовільно описує процес руху матеріалів з лотка БЗП на поверхню засипу, і її використання може бути корисним при оцінці та виборі необхідних параметрів завантаження компонентів шихти в доменну піч.

Для вивчення впливу виду матеріалу на вигляд функції r = f(h) були обрані частинки агломерату крупністю 10-25 мм, коксу 25-55 мм і окатишів 10-15 мм. Розрахунки показали, що вид матеріалу та його гранулометричний склад впливають на положення частинок щодо осі колошника порівняно слабко. Причому цей вплив залежить від кута нахилу лотка, швидкості обертання, рівня засипу і т.п.

Збільшення крупності матеріалів у зазначених межах при рівнях засипу 1,5-2,0 м сприяє переміщенню гребеня до стінки колошника на 1-3 см (великі значення відповідають мінімальному куту нахилу лотка, менші – максимальному куту нахилу лотка). При цьому слід підкреслити, що при цих параметрах завантаження різниця між положенням гребеня рудних матеріалів також становила незначну величину і у коксу була мінімальної (< 3 см) при кутові нахилу - 63 град., збільшуючись до 10 см при куту нахилу - 42 град, і найбільшому розмірі шматка. Важливим є те, що гребінь коксу був завжди дещо ближчим до центру печі. Таким чином, наведені розрахунки свідчать про можливість представлення руху різних компонентів доменної шихти об`ємом колошника однією функцією r = f(h).

На рисунку 3 наведено вплив кута нахилу лотка (43-46 град.) та швидкості його обертання (0-8 об/хв) на характер руху частинок матеріалів по лотку (а) та після відриву від нього до зустрічі з поверхнею засипу на колошнику доменної печі (б). Розрахунки виконували за умови падіння частки на лоток строго по вісі колошника (координати точки падіння в системі координат лотка x=0; z=0). Видно, що зі зміною кута нахилу лотка та швидкості його обертання суттєво змінюються умови руху частинок як у площині лотка (криві z = f(x)), так і в обсязі колошника (криві r = f(x)). Так, після початку руху з точки О частка деякий час переміщається у бік гирла лотка, що обертається, строго по осі Ox (z = O). Відстань, пройдена часткою за цей час,

становить (0,1 - 0,25)t_y, причому вона тим більша, чим більший кут нахилу лотка і менше швидкість обертання лотка. При подальшому русі частинка починає відхилятися від осі O_x у бік осі O_z. Мінімальна величина цього відхилення відповідає 63 град. Слабкий вплив швидкості обертання у даному випадку пояснюється малим часом перебування частинки на лотку, невеликою величиною t_y і високою швидкістю руху частинок. Зі зменшенням або збільшенням швидкості обертання до 8 об/хв відхилення частки від вісі O_x істотно зростає.

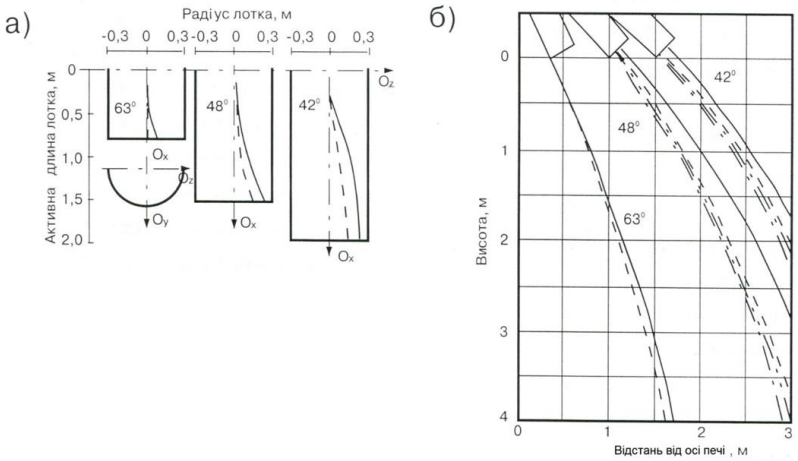


Рисунок 3 – Взаємозв'язок кута нахилу лотка та швидкості обертання з характером руху частинок по лотку (а) та положенням гребеня (б) на колошнику: ------- 8 об/хв; – – 4 об/хв; – ▪ ▪ –2 об/хв; – ▪ – 0 об/хв

У той самий час слід відзначити різний характер зміни кривої z = f(x) для кутів 48 і 42 град. Якщо при $\alpha_л$ - 48 град, зі збільшенням часу перебування частки на лотку аж до ty величина z істотно зростає, то для $\alpha_л$ - 42 град, аналогічне зростання z спостерігається тільки при проходженні відстані, що дорівнює (0,65 - 0,75)ty. Потім це зростання припиняється. В результаті цього напрямку векторів швидкості руху частинок в момент їх сходу з лотка для $\alpha_л$ - 48 і 42 град значно відрізняються. Максимальний кут між вектором швидкості та віссю Ох відповідає $\alpha_л$ - 48 град. Для $\alpha_л$ - 42 град вектор швидкості спрямований практично паралельно осі Ох на деякій відстані (z) від неї.

Різна орієнтація вектора швидкості частинок в гирлі лотка помітно впливає на характер укладання матеріалів в обсязі колошника, що підтверджується видом кривих r = f(x) на рисунку 3 б. Видно, що збільшення $\alpha_л$ з 42 до 63 град, при незмінній швидкості обертання, призводить до значного переміщення гребеня матеріалів від стін до

центру колошника. Так, при h = 2 м. це переміщення склало більше 1,5 м. Збільшення швидкості обертання від 0 до 8 об/хв при постійному $\alpha_л$ призводить до дуже обмеженого зміщення гребеня до стінок печі. Однак ефективність впливу збільшення цієї швидкості на положення гребеня ще залежить від кута нахилу лотка, а також від абсолютного значення цієї швидкості. Найбільший вплив збільшення швидкості обертання лотка на положення гребеня щодо осі проявляється при $\alpha_л$ - 48 град. Так, наприклад, при h = 2 м збільшення швидкості обертання лотка з 4 до 8 об/хв призводить до переміщення гребеня матеріалів у бік стінки колошника при $\alpha_л$ - 48 град, на 0,35 м, в той час як при $\alpha_л$ - 42 град. - Тільки на 0,3 м. При швидкостях обертання менше 4 об/хв вплив цієї швидкості на положення гребеня істотно слабшає.

Несуттєвий вплив швидкості обертання, незалежно від її величини, при куті нахилу лотка 63 град. Аналіз наведених даних показує, що найбільш ефективним способом переміщення гребеня радіусом колошника при використанні БЗП є зміна кута нахилу лотка. При цьому швидкість обертання необхідно підтримувати постійною та по можливості максимальною, що сприяє досягненню високого рівня рівномірності окружного розподілу матеріалів.

На рисунку 4 наведено вплив швидкості газу на характер падіння частинок коксу та агломерату різної крупності після їхнього відриву від лотка. Видно, що вплив підйомної сили газу на положення частинок в об`ємі колошника суттєво проявляється тільки у частинок агломерату d < 0,001 м і швидкості газу 8 м/с і більше, і частинок коксу крупністю < 0,001 м при швидкості газу 4,0 м/с. Слід зазначити, що швидкість газу на колошнику доменних сучасних печей становить 1,5-2 м/с. При завантаженні шихти в піч з конуса, внаслідок перекриття потоком шихти шляху руху газів, при проходженні через намет, що утворився з шихтового потоку, швидкість газу зростає до 8-10 м/с. При зсипанні шихти з лотка переріз потоку шихти зневажливо мало порівняно з перерізом колошника. Тому суттєвого збільшення швидкості газів в обсязі колошника відбутися не може. За цих умов вплив підйомної сили газів на характер падіння шихти в печі дуже незначний. Отримані результати показують, що на відміну від конусного апарату, при завантаженні шихти в піч БЗУ впливом швидкості газу на положення гребеня можна знехтувати.

Початкова швидкість матеріалів на лотку визначається насамперед розмірами БЗП, ступенем відкриття шихтового затвора та кутом нахилу лотка. Для досліджуваного апарату вплив початкової швидкості вивчали під час розвантаження коксу крупністю 0,040 м.

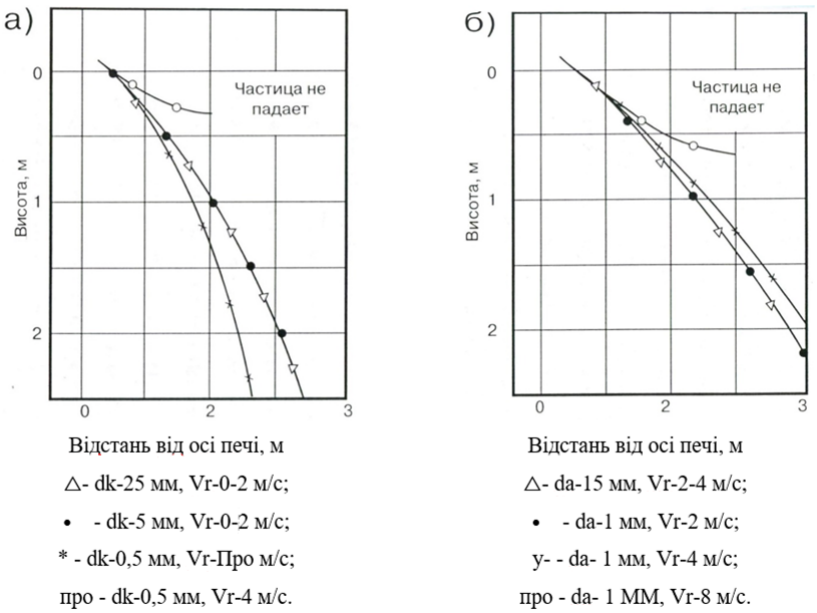


Рисунок 4 – Вплив швидкості газу на падіння частинок коксу (а) та агломерату (б) різної крупності в об'ємі колошника (кут нахилу лотка 42 град.): dk і da - діаметр шматків коксу та агломерату, мм; Vr - швидкість газу.

Початкову швидкість коксу розраховували при величинах відкриття шихтового затвора 0,330 і 0,400 м. У цих умовах ця швидкість склала при $\alpha_л$ - 42 град, приблизно 3,90 і 4,90 м/с, *а*л - 48 град. - 4,38 та 5,42 м/с, при $\alpha_л$ - 83 град. - 8,00 та 7,00 м/с. Розрахунки показали, що збільшення початкової швидкості в зазначених межах при $\alpha_л$ - const призводить до деякого зміщення положення гребеня до стінки печі. Однак величина цього усунення - дуже невелика і залежить від кута нахилу лотка. Так, при рівнях засипу < 2,0 м максимальне зміщення гребеня не перевищувало 0,1 м, та й то лише за $\alpha_л$ - 42 град.

Зі збільшенням кута нахилу лотка величина цього усунення суттєво знижується. Дослідження, виконані на ДП-9 меткомбінату «Криворіжсталь», свідчать про те, що при випорожненні бункера через шихтовий затвор з незмінним кутом його відкриття швидкість закінчення матеріалів змінюється в значно вужчих межах. Тому вплив даного фактору на рух матеріалів по лотку з незмінним кутом нахилу і далі в печі незначний, і його можна не брати до уваги при виборі режиму роботи БЗП. Збільшення кута нахилу лотка при постійному ступені відкриття затвора (а, отже, і швидкості закінчення) призводить до

значного збільшення початкової швидкості матеріалів на лотку за рахунок збільшення висоти падіння шматків на лоток, що визначається конструкцією механізму підвіски та переміщення лотка при зміні кута нахилу. Така зміна початкової швидкості враховується моделлю і позначається на траєкторії руху шматків по лотку та обсяг колошника.

Шихтові матеріали в БЗП падають на лоток через вертикальну трубу, вісь якої збігається з віссю обертання та доменної печі. Причому рух шматків матеріалів у цій трубі може здійснюватися як по осі, так і на деякій відстані від неї (односторонній рух). Наведені раніше розрахунки було виконано лише для умов осьового падіння шматків на лоток. У той самий час математична модель дозволяє розглядати і неосьове падіння шматків на лоток. Тому, поряд з дослідженнями, в яких приймалося осьове падіння частки на лоток (координати x = 0; z = 0), були вивчені особливості руху матеріалів на лотку та після сходу з нього при падінні частинок на лоток на деякій відстані від осі обертання.

На рисунку 5, відповідно *а* та *б*, наведено зміну функції z = f(x) і функції r = f(h) для двох варіантів падіння частинок на відстані 0, м від осі колошника.

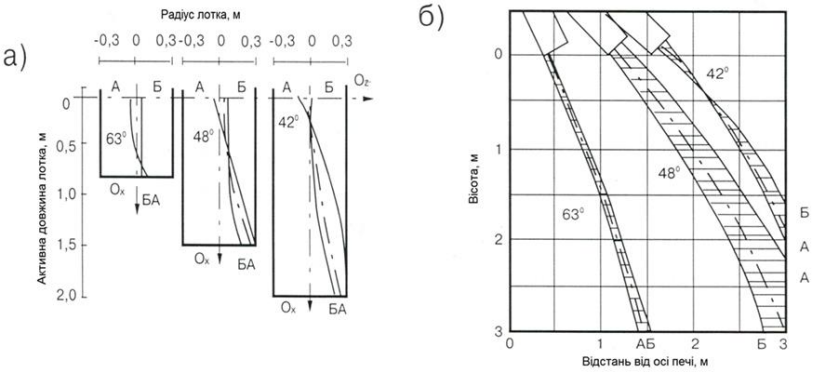


Рисунок 5 – Вплив місця падіння на рух частинок по лотку (а) та положення гребеня щодо осі печі (б): А, Б - місця падіння частинок на лоток.

Розрахунки виконувалися для лотка з радіусом 0,3 м., кутами його нахилу 42, 48 і 63 град, і швидкості обертання 8 об/хв при завантаженні частинки агломерату d - 0,02 м. При цьому криві z = f(x), які починалися в точці з 6 = 0 і м. їм криві r = f(h) позначені буквою "А". Літерою "Б" позначені аналогічні криві, які починаються в точці з координатами z = 0; z = 0,06 м. Для порівняння на цьому малюнку наведені відповідні криві для осьового падіння частинок.

Як видно, місце падіння частинки на лоток, що обертається, істотно впливає на її рух як по самому лотку (а), так і в обсязі колошника (б).

Частинки які падають з одного та іншого боку від осі обертання, починають свій рух по лотку з наближення до осі Ох по кривих, які перетинаються на деякій відстані від точки О. Ця відстань для умов дослідження склала (0,15 - 0,35) ху і було тим більше, чим більше $\alpha_л$.

Надалі форма кривої z = f(x) залежить від координати точки падіння частки.

При зміщенні лінії падіння матеріалів від осі обертання у бік руху лотка (z = - 0,06 м) крива z = f(x) має вигляд, близький до осьового попадання частинок на лоток. Однак при цьому має місце значне відхилення цієї частинки від осі Ох у бік осі Oz. Якщо ж точка падіння зміщується в протилежну від осі сторону (z = 0,06 м), то крива z = f(x) має більш складний характер з меншим (у порівнянні з осьовим) відхиленням частинки, що рухається по осі Ох у бік осі Oz.

Зазначені особливості руху частки по лотку при різному місці її падіння на нього впливають на характер кривих r = f(h) (рисунок 5б). Причому цей вплив дуже залежить від кута нахилу лотка. Максимальний вплив даного фактору має місце при $\alpha_л$ - 48 град. У цьому випадку зміщення точки падіння частинки на лоток у бік його руху призводить до переміщення гребеня у бік стінки при рівнях засипу 1,5-2,0 м на 0,25-0,35 м (порівняно з r = f(h) для осьового падіння частинки). Якщо ж частка падає з іншого боку від осі за тих самих умов, то гребінь переміщається стосовно кривої r = f(h) для осьового падіння у бік центру колошника на 0,1-0,15 м.

Дещо слабше цей вплив проявляється при $\alpha_л$ - 42 град., Що пов'язано з причинами, аналогічними впливу швидкості обертання лотка. При куті нахилу лотка 63 град. вплив неосевого падіння частинок на лоток практично не позначається.

При постійному вугіллі нахилу зміщення точки падіння частинок щодо осі обертання тільки по осі Ох (х = 0,06 м; r = 0) і (х = - 0,06 м; z = 0) надає аналогічний вплив на характер кривих r = f (h), хоча при цьому рух частинок по лотку практично не відрізняється від їх руху при осі. Вирішальний вплив на положення функції r = f(h) в даному випадку відрізняють активну довжину лотка xi і початкової швидкості частинок Vo. При початку руху частинки з точки з координатами (х = 0,06 м і z = 0) за рахунок зменшення xi і збільшення Vo вони залишають лоток з більшою швидкістю (порівняно з осьовим), в результаті гребінь матеріалів дещо зсувається до стінки печі.

Якщо ж рух частинок починається з точки за віссю обертання (координати х = - 0,06 м і z = 0), то збільшується xi і зменшується Vo. В результаті швидкість частинки в гирлі лотка буде нижчою, ніж при осьовому падінні, а, отже, крива r = f(h) переміститься трохи ближче до центру печі. Зазначене явище проявляється тим сильніше, що менше кут

нахилу лотка.

Неосьове падіння матеріалів істотно впливає на час перебування частки на лотку. У розглянутих випадках цей час змінювалося на 0,04 – 0,15 с. В цьому випадку при постійній кутовій швидкості обертання лотка в кожен сектор колошника потраплятиме різна кількість матеріалів.

Сектори, над якими знаходиться лоток, що обертається, з мінімальним часом перебування частинок на ньому, будуть завантажуватися великою кількістю цих частинок. Якщо час перебування частинок на лотку буде максимальним, то в сектори, над якими знаходиться в цей час лоток, потраплятиме мінімальна кількість частинок. В результаті по колу колошника матиме місце певна нерівномірність у розподіл кількості частинок матеріалів. Причому ця нерівномірність буде тим більше, ніж менше кут нахилу та швидкість обертання лотка. Ці дані підтверджуються експериментально [2].

Отже, аналіз наведених даних показує, що неосьове падіння частинок на лоток, що обертається в одному напрямку, сприяє утворенню систематичної асиметрії у розподілі матеріалів за діаметром та нерівномірності у розподілі матеріалів по колу колошника.

Зменшенню негативного впливу цього фактору сприятимуть зміна напрямку обертання лотка та завантаження матеріалів по осі печі, що досягається встановленням бункера осі печі.

Особливість конструкції підвіски лотка, визначальна характер його переміщення обсягом колошника, також впливає вигляд функції r = f(h). Це перш за все різницею у величинах активної довжини лотка. На рисунку 6 наведена залежність активної довжини лотка від кута його нахилу для двох типів підвіски розподільника, що обертається. Суцільна лінія відповідає конструкції БЗП, у якого при зміні кута нахилу лотка його гирло переміщається майже горизонтальною лінією. Пунктирна лінія відноситься до БЗП, у якого гирло лотка при зміні кута його нахилу переміщається дугою. Видно, що активна довжина лотка збігається в обох конструкцій лише за мінімального вугілля нахилу (42 град).

При збільшенні кута нахилу лотка БЗП різних типів збільшується і різниця в радіусі обертання гирла лотка. Так, якщо у I - го типу БЗП радіус обертання становив для $\alpha_л$ - 42, 48, 63 град., відповідно 1,5; 1,0 і 0,35 м, то у II - го типу БЗП він дорівнював 1,5; 1,3 та 0,8 м.

Вплив зазначених особливостей конструкції БЗП на характер руху матеріалів обсягом можна оцінити по кривим r = f(h), розрахованим за допомогою математичної моделі та наведеним на малюнку. Дані залежності практично збігаються тільки для $\alpha_л$ - 42 град.

Для великих кутів нахилу лотка залежності r = f(h) для типів БЗУ, що розглядаються, починають суттєво відрізнятися. У II-го типу БЗП, в

порівнянні з І-м, при $\alpha_л > 42$ град, і тому самому рівні засипу гребінь матеріалів завжди розташовується ближче до стінки печі, що пояснюється зазначеним вище впливом збільшення активної довжини лотка і радіуса обертання його гирла. Тому, як показують розрахунки, для досягнення одного і того ж положення гребеня (рівень засипу - const) у проміжній і центральній зонах колошника завантаження матеріалу за допомогою БЗП ІІ-го типу необхідно проводити з кутами нахилу лотка, що обертається більшими, ніж у БЗП І-го типу. Останнє необхідно враховувати при організації завантаження матеріалів з використанням БЗП лоткового типу різних конструкцій.

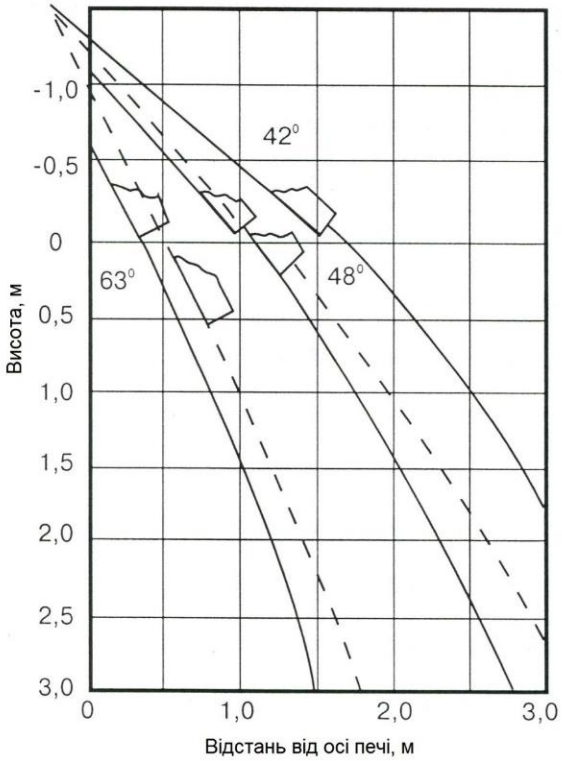


Рисунок 6 – Вплив способу підвіски лотка на величину його активної довжини та рух частинок в обсязі колошника: ── лоток конструкції Чеської Республіки; - - лоток фірми P. Wurth.

Висновки

1. Розроблена та вдосконалена математична модель руху шихтових матеріалів у безконусному завантажувальному пристрої забезпечує адекватний опис траєкторій частинок на лотку та в об'ємі колошника і може бути використана для інженерних розрахунків режимів завантаження.

2. Встановлено, що основним керуючим параметром радіального розподілу матеріалів є кут нахилу лотка, зміна якого забезпечує найбільш ефективне регулювання положення гребеня шихти від периферії до центру печі.

3. Показано, що швидкість обертання лотка та фізико-механічні властивості матеріалів у досліджених межах мають обмежений вплив на положення гребеня, однак визначають рівномірність окружного розподілу, що обґрунтовує доцільність підтримання стабільних режимів обертання.

4. Доведено, що неосьове падіння матеріалів на лоток є головною причиною виникнення радіальної асиметрії та окружної нерівномірності розподілу шихти, а зменшення цього ефекту можливе за рахунок організації осьової подачі та реверсивного обертання лотка.

5. Встановлено, що вплив газового потоку та початкової швидкості матеріалів за умов роботи БЗП є незначним, тоді як конструктивні особливості лотка суттєво впливають на параметри розподілу і повинні враховуватися при виборі режимів завантаження доменної печі.

Перелік посилань

1. Большаков В. И., Зарембо А. Ю., Сало А. С. Методика расчета параметров схода шихты с распределительного лотка. *Вопросы производства чугуна в доменных печах*. Москва : Металлургия. 1984. С. 60–64.

2. Бочка В. В. Исследование распределения шихтовых материалов в модели бесконусного аппарата. Сообщение 2. *Известия вузов. Черная металлургия*. 1980. № 6. С. 17–20.

3. Исследование эффективности регулирующих воздействий при управлении распределением шихты в доменной печи с использованием БЗП лоткового типа / А. К. Тараканов, В. В. Федоров, Х. Б. Пятница и др. *Известия вузов. Черная металлургия*. 1986. № 8. С. 14–17.

4. Кутнер С. М. Эксплуатация доменных печей с бесконусным загрузочным устройством за рубежом. *Обзорная информация института «Черметинформация»*. Сер. 4. Вып. 2. 1979. 25 с.

5. Matematicky model pohybu vsázkorých surovin v bezzvonově sasebně / B. Koček, V. Bočka, L. Brož, I. Mrazek // *Hutnicke Listy*. 1982. № 11. S. 765–771.

6. Zhou, Z. Y., Kuang, S. B., & Yu, A. B. (2014). Discrete element simulation of the burden distribution in a blast furnace. *Industrial & Engineering Chemistry Research*, 53(19), 8267–8277. https://doi.org/10.1021/ie500473m

7. Mio, H., Komatsu, N., & Shiraishi, N. (2009). Numerical analysis of burden particle trajectory in bell-less charging system of blast furnace by discrete element

method. *ISIJ International*, 49(4), 488–496. https://doi.org/10.2355/isijinternational.49.488

References

1. Bolshakov, V. I., Zarembo, A. Yu., & Salo, A. S. (1984). Metodika rascheta parametrov skhoda shikhty s raspredelitelnogo lotka. In: *Voprosy proizvodstva chuguna v domennykh pechakh* (pp. 60–64). Metallurgiya.

2. Bochka, V. V. (1980). Issledovanie raspredeleniya shikhtovykh materialov v modeli beskonnusnogo apparata. Soobshchenie 2. *Izvestiya Vuzov. Chernaya Metallurgiya, 6*, 17–20.

3. Tarakanov, A. K., Fedorov, V. V., Pyatnitsa, Kh. B., et al. (1986). Issledovanie effektivnosti reguliruyushchikh vozdeystviy pri upravlenii raspredeleniem shikhty v domennoy pechi s ispolzovaniem BZP lotkovogo tipa. *Izvestiya Vuzov. Chernaya Metallurgiya, 8*, 14–17.

4. Kutner, S. M. (1979). *Ekspluatatsiya domennykh pechey s beskonnusnym zagruzochnym ustroystvom za rubezhom* (Ser. 4, Issue 2). Chermetinformatsiya.

5. Koček, B., Bočka, V., Brož, L., & Mrazek, I. (1982). Matematicky model pohybu vsázkových surovin v bezzvonové sásce. *Hutnicke Listy, 11*, 765–771.

6. Zhou, Z. Y., Kuang, S. B., & Yu, A. B. (2014). Discrete element simulation of the burden distribution in a blast furnace. *Industrial & Engineering Chemistry Research, 53*(19), 8267–8277. https://doi.org/10.1021/ie500473m

7. Mio, H., Komatsu, N., & Shiraishi, N. (2009). Numerical analysis of burden particle trajectory in bell-less charging system of blast furnace by discrete element method. *ISIJ International, 49*(4), 488–496. https://doi.org/10.2355/isijinternational.49.488

V. V. Bochka[1], D. Sc. (Tech.), Prof., ORCID 0000-0002-4935-0779
K. H. Niziaiev[1], D. Sc. (Tech.), Prof., ORCID 0000-0002-9260-0964
M. V. Yaholnyk[1,*], Ph. D., Assoc. Prof., ORCID 0000-0003-2686-8601
K. V. Shmat[1], Assistant
M. M. Oleksiienko[1], Ph. D. Student
O. I. Babenko[1], Student

[1] *Ukrainian State University of Science and Technologies*

[*] *Corresponding author: m.v.yaholnyk@ust.edu.ua*

RESEARCH OF THE FEATURES OF THE CHARGING MOVEMENT IN A CONELESS CHARGING DEVICE OF A TRAY-TYPE

Abstract. The article considers the features of the motion of charge materials in a coneless charging device (CCD) of a tray-type blast furnace and their influence on the formation of the distribution of materials in the top. The relevance of the work is due to the insufficient study of the patterns of particle motion both along the tray and after their descent in the volume of the furnace, which significantly affects the efficiency of the blast furnace process. To solve the problem, an improved mathematical model was used that describes the trajectory of motion of an individual particle taking into account the action of gravitational forces, friction,

angular velocity of rotation of the tray and other factors. The solution of the system of differential equations was carried out by the numerical Runge–Kutta method, which allowed obtaining reliable dependences of particle motion in time and space. Based on the calculations, the influence of the main technological and design parameters was investigated, in particular the inclination angle and rotation speed of the tray, the granulometric composition of the materials, the initial velocity of the particles, the place of their fall on the tray, as well as the velocity of the gas flow in the top. It was shown that the determining factor of the radial distribution of the charge is the inclination angle of the tray, the change of which leads to a significant movement of the ridge of materials from the walls to the center of the furnace. The influence of the rotation speed of the tray turned out to be less significant and depends on the value of the inclination angle. It was established that the type of material and its granulometric composition only slightly affect the position of the ridge, which allows the use of generalized dependencies for different components of the charge. Special attention was paid to the analysis of the non-axial fall of materials onto the tray, which leads to the emergence of radial asymmetry and circumferential unevenness of the charge distribution. It was shown that this factor can significantly change the position of the ridge and the conditions of loading the furnace. It was also established that the influence of the lifting force of the gas flow during the operation of the blast furnace is insignificant and may not be taken into account in engineering calculations. The influence of the design features of the tray suspension, in particular changes in its active length and radius of rotation, on the trajectory of particle movement and the nature of the distribution of materials in the furnace was investigated. As a result of the conducted studies, the adequacy of the proposed mathematical model was confirmed and the possibility of its use for optimizing the operating modes of coneless loading devices was substantiated. The obtained dependencies allow a more reasonable approach to the selection of loading parameters, to increase the uniformity of the distribution of materials in the blast furnace and the efficiency of the pig iron smelting process.

Key words: blast furnace, coneless loading device, tray distributor, mathematical model, charge distribution, trajectory of movement.

For citation: Bochka, V. V., Niziaiev, K. H., Yaholnyk, M. V., Shmat, K. V., Oleksiienko, M. M., & Babenko, O. I. (2026). Research of the features of the charging movement in a coneless charging device of a tray-type. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 40, 332-348. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-021

Рукопис надійшов до редакції / Received 01.03.2026
Рекомендовано до друку / Accepted 28.05.2026
Опубліковано / Published 30.05.2026

ISSN 2522-9117 (print), ISSN 2786-6149 (online)
"Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії". 2026. Випуск 40
"Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy". 2026. Issue 40

https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-022

УДК 669.162.22:536.24

Л. П. Грес[1], д.т.н., проф., ORCID 0000-0002-5343-3438
О. В. Гупало[1,*], к.т.н., доцент, ORCID 0000-0003-3145-9220
О. О. Єрьомін[1], д.т.н., проф., ORCID 0000-0001-8306-578X
Є. О. Каракаш[1], к.т.н., доцент, ORCID 0000-0003-3833-2396
С. Є. Суліменко[1], к.т.н., доцент, ORCID 0000-0001-5755-3093
Є. В. Перетятько[1], магістр, ORCID 0009-0009-2026-2239

[1] *Український державний університет науки і технологій*

[*] *Автор для листування: o.v.gupalo@ust.edu.ua*

ДОСЛІДЖЕННЯ ЗМІНИ ТЕМПЕРАТУРИ ГАРЯЧОГО ДУТТЯ, ТЕПЛООБМІННИХ, ГАЗОДИНАМІЧНИХ ТА КОНСТРУКТИВНИХ ПАРАМЕТРІВ ДОМЕННИХ ПОВІТРОНАГРІВАЧІВ ПРИ ВИКОРИСТАННІ ВИСОКОЕФЕКТИВНИХ ФОРМ НАСАДОК

Анотація. Підвищення енергетичної ефективності доменного виробництва залишається одним із найбільш актуальних завдань, оскільки значною мірою впливає на конкурентоспроможність металургійної продукції на світових ринках, а також дозволяє суттєво зменшити шкідливі викиди та мінімізувати антропогенний вплив на довкілля. Одним з відомих і дієвих способів зменшення енерговитрат на виробництво чавуну є підвищення температури доменного дуття, підігрів якого здійснюється в доменних повітронагрівачах. Удосконалення конструкцій повітронагрівачів шляхом застосування високоефективних форм насадок є перспективним напрямом підвищення температури дуття і економії питомих витрат коксу в доменному процесі. Метою роботи є комплексне дослідження зміни теплообмінних, газодинамічних та конструктивних параметрів доменних повітронагрівачів при заміні традиційних насадок на високоефективні аналоги. Розглядаються два основні варіанти: перший передбачає заміну насадки під час капітального ремонту без зміни об'єму камери та конструктивних параметрів повітронагрівача; другий варіант стосується реконструкції повітронагрівача, коли конструктивні розміри насадок та самих повітронагрівачів змінюються залежно від заданої температури гарячого дуття. Зміст досліджень базується на виконанні чисельних розрахунків параметрів теплообміну в насадці, розподілу температур димових газів і дуття по висоті насадки, а також визначенні необхідної поверхні нагрівання та зміни втрат тиску потоків теплоносіїв. Результати дослідження свідчать, що заміна насадки зі зменшенням діаметра каналів забезпечує суттєве

© Л. П. Грес, О. В. Гупало, О. О. Єрьомін, Є. О. Каракаш, С. Є. Суліменко, Є. В. Перетятько, 2026

Це стаття відкритого доступу за ліцензією CC BY-NC-ND 4.0
https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/legalcode.uk

збільшення питомої об'ємної поверхні нагрівання. Показано, що для першого варіанта заміна насадки з каналами Ø41 мм на Ø30 мм дозволяє підвищити температуру гарячого дуття на 78 °С, що сприяє зниженню питомих витрат коксу на 9,0–9,5 кг/т при незмінних габаритах повітронагрівачів. Однак при цьому спостерігається необхідність збільшення витрат доменного газу на опалення повітронагрівачів на 4 %. Другий варіант демонструє, що при зменшенні діаметру каналів з 41 до 30 мм загальна поверхня нагрівання зростає на 12,3 %, а висота насадки при цьому зменшується на 8,36 м, що дозволяє оптимізувати габаритні розміри конструкції. Встановлено, що зменшення діаметра каналів при збільшенні їх кількості сприяє зростанню поверхні нагрівання, проте призводить до зменшення маси вогнетривів на 22,3 %, що може посилювати коливання температури дуття та скорочувати міжремонтний термін служби насадки через можливе засмічення або зміщення рядів. Аналіз газодинамічних характеристик показав, що, незважаючи на зміну швидкостей теплоносіїв, загальні втрати тиску в системі залишаються майже незмінними завдяки відповідному зменшенню висоти насадки, що дозволяє уникнути заміни нагнітального обладнання.

Ключові слова: повітронагрівач, насадка повітронагрівача, температура гарячого дуття, теплообмін, енергоефективність, питома витрата коксу.

Посилання для цитування: Дослідження зміни температури гарячого дуття, теплообмінних, газодинамічних та конструктивних параметрів доменних повітронагрівачів при використанні високоефективних форм насадок / Л. П. Грес, О. В. Гупало, О. О. Єрьомін, Є. О. Каракаш, С. Є. Суліменко, Є. В. Перетятько // *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії.* 2026. Вип. 40. С. 349-363. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-022

Стан питання та мета дослідження

Підвищення енергоефективності виробництва чавуну тісно пов'язано зі зменшенням питомої витрати коксу шляхом використання його замінників, поліпшенням якості шихтових матеріалів, удосконаленням режиму доменної плавки та збільшенням температури гарячого дуття.

Відомо, що інвестиції у збільшення енергоефективності в 3-4 рази менше витрат на виробництво енергоносіїв [1]. Для України збереження енергоресурсів є пріоритетним напрямком і одним із головних факторів забезпечення конкурентоспроможності продукції на світовому ринку.

Економія енергетичних та матеріальних ресурсів забезпечує не лише зниження собівартості виробництва чавуну, а й покращення екологічного стану промислових зон. Економія палива пропорційно зменшує кількість шкідливих викидів, споживання атмосферного кисню та виділення теплоти у довкілля. При цьому покращується екологічний стан в місцях видобутку палива і сировини, а також на підприємствах по виробництву вогнетривів.

Існуючі повітронагрівачі являють собою громіздкі матеріалоенергоємні конструкції, будівництво та реконструкція яких потребують значних інвестицій. Наприклад, блок з чотирьох повітронагрівачів доменної печі об'ємом 3000 м^3 має висоту 50 м, зовнішній діаметр кожного повітронагрівача (по кожуху) – 10- 11 м, маса вогнетривких матеріалів на блок складає ≈ 20 тис. т, теплова потужність блоку 200 МВт, витрата дуття, що нагрівається до 1100-1250 °С – 5700- 6000 м^3/хвилину.

Насадка повітронагрівачів являє собою нерухомий теплоносій для передачі теплоти від димових газів до дуття (повітря, що нагрівається) в умовах регенеративної протитечії. При цьому коефіцієнт використання палива та коефіцієнт корисної дії процесу, а також максимальна температура гарячого дуття залежать від інтенсивності теплообміну, величини теплообмінної поверхні, маси насадки, яка акумулює теплоту димових газів, та теплофізичних властивостей матеріала насадки. Під час вибору типу насадки необхідно враховувати наступні її параметри:

- поверхню нагріву 1 м^3 насадки, м^2/м^3;
- «живий» перетин насадки, що визначає відношення поверхні перетину каналів до загального перетину насадки;
- коефіцієнт заповнення насадки, що характеризує об'єм вогнетривів, необхідних для побудови 1 м^3 насадки;
- еквівалентну товщину насадки між сусідніми каналами, м.

Наразі основними типами насадок, що використовують у доменних повітронагрівачах, є блочні насадки з діаметром каналів 41 та 30 мм. Основні геометричні характеристики цих насадок наведені в таблиці 1. Для порівняння в таблиці 1 також наведено характеристики насадки Каупера з квадратними каналами 45 х 45 мм, яка наразі не використовується при проєктуванні і будівництві нових повітронагрівачів, а на існуючих повітронагрівачах замінюється в період їх ремонтів на блочну насадку з каналами діаметром 30 мм.

Блочна насадка має наступні переваги: значну стійкість через наявність перев'язки блоків та наявності «замків»; можливість зменшення товщини стінки між каналами та діаметру каналів до можливого мінімуму; можливості використання горизонтальних каналів між вертикальними.

За кордоном використовують різноманітні конструкції насадок повітронагрівачів:

- насадка з періодичним звуженням та розширенням каналів у вигляді дифузор-конфузор [2];
- блочна насадка з лунками на поверхні каналів для інтенсифікації процесу теплообміну [3];

- насипна насадка (шарова або у формі циліндрів) [4];
- насадки з різноманітною формою площі перетину каналів [5, 6].

Таблиця 1 – Характеристики насадок повітронагрівачів

Характеристики	Тип насадки		
	з квадратними каналами 45 х 45 мм	блочна насадка з діаметром каналів	
		41 мм	30 мм
Розмір блока (цегли):			
- довжина	230	232	190
- ширина	130	268	164
- висота	40	80	80
Гідравлічний діаметр каналу, мм	40	41	30
Відносний живий перетин, $м^2/м^2$	0,298	0,335	0,360
Питома поверхня нагріву, $м^2/м^3$	24,85	32,7	48,0
Об'єм цегли в 1 $м^3$ насадки, $м^3/м^3$	0,72	0,665	0,640
Мінімальна товщина стінки між каналами, мм	40,0	27,0	17,5

Вибір способу інтенсифікації теплообміну в насадці визначається співвідношенням між досягнутим ефектом підсилення теплообміну та потужністю, необхідною для організації руху теплоносіїв.

Наявність різноманітних конструкцій насадочних блоків для повітронагрівачів свідчить про продовження пошуку оптимальних форм насадок в напрямку зменшення діаметру каналів та товщини роздільної стінки між ними.

Під час вибору типу насадки необхідно також враховувати наступні вимоги:

- максимально можливе зниження матеріалоємності повітронагрівачів за рахунок підвищеної поверхні нагрівання насадки;
- необхідні допустимі значення повзучості вогнетривів та піднасадочного пристрою;
- забезпечення високих коефіцієнтів тепловіддачі та теплопередачі;
- мінімальні втрати тиску потоків димових газів і дуття в газовий та повітряний періоди;
- достатньо низька вартість насадки.

Насадки, які відповідають цим вимогам, зазвичай називають високоефективними.

Метою даної роботи є дослідження зміни теплообмінних, газодинамічних та конструктивних параметрів доменних

повітронагрівачів при заміні їх насадки на високоефективну. При цьому розглядаються два варіанти:

1) заміна насадки здійснюється в період капітального ремонту повітронагрівачів без зміни об'єму камери насадки та інших конструктивних параметрів повітронагрівачів;

2) зміна насадки здійснюється в період реконструкції повітронагрівачів, коли практично будуються нові повітронагрівачі на існуючих фундаментах з використанням існуючих комунікацій. При цьому змінюються конструктивні розміри як насадок, так і повітронагрівачів в залежності від заданої температури гарячого дуття.

Методика дослідження

Для отримання даних по зміні теплообмінних, газодинамічних і конструктивних параметрів повітронагрівачів при використанні високоефективних форм насадок передбачено виконання розрахунків:

- параметрів теплообміну в насадці;
- розподілу температур димових газів і дуття по висоті насадки в періоди нагрівання і дуття;
- визначення поверхні нагрівання насадки і розмірів повітронагрівачів в залежності від типу насадки та температури відхідних димових газів;
- втрат тиску газів, що проходять через повітронагрівач.

Розрахунки теплообмінних та конструктивних параметрів повітронагрівачів виконуються за методикою [7, 8], особливості якої полягають у наступному:

- враховується зміна теплофізичних властивостей вогнетривів насадки, димових газів і дуття в залежності від зміни температур по висоті насадки;
- загальна висота насадки розподіляється на 15-17 розрахункових зон, для кожної з яких розраховуються параметри теплообміну і поверхні нагрівання в залежності від граничних умов;
- враховується зміни граничних умов по висоті насадки.

За рекомендаціями роботи [9] коефіцієнти теплопередачі ($æ_i$) для трьох верхніх розрахункових зон насадки (під час розрахунку періоду нагрівання) та трьох нижніх розрахункових зон (під час розрахунку періоду дуття) визначаються за формулами:

- для граничних умов другого роду:

$$\frac{1}{æ} = \frac{m}{\alpha \cdot \tau_н} + \frac{m'}{\alpha' \cdot \tau_д}. \qquad (1)$$

- для граничних умов третього роду:

$$\frac{1}{æ} = \frac{m'}{\alpha' \cdot \tau_д} + \frac{1}{2 \cdot r \cdot \rho \cdot C_р} \cdot \text{cth} \frac{\alpha \cdot \tau_н}{2 \cdot m \cdot r \cdot \rho \cdot C_р}, \qquad (2)$$

де m и m' – коефіцієнти масивності в періоди дуття ($\tau_д$) і нагрівання ($\tau_н$); α и α' – коефіцієнти тепловіддачі від диму до насадки та від насадки дуттю, (Вт/(м^2·К)); r – половина товщини насадочного блоку, м; ρ – щільність вогнетриву, кг/м^3; $C_р$ – теплоємність матеріалу насадки, Дж/(кг·К).

На вході в першу зону насадки коефіцієнт теплопередачі є величиною постійною і розраховується за формулою (2). В нижній частині першої зони та на вході в другу зону використовуються формули (1) та (2), відповідно. На виході з другої зони – розрахунок проводиться також за формулою (1). Третя зона розраховується аналогічно двом попереднім, а для зон, що залишилися, коефіцієнти теплопередачі розраховується для граничних умов другого роду за формулою (1).

Газодинамічні розрахунки повітронагрівачів включають визначення втрат тиску димових газів та дуття. Загальні втрати тиску димових газів складаються із втрат в пальнику, камері згоряння, підкупольному просторі, насадці, димовому лежаку та димарі. На будь-якій ділянці втрати тиску розраховуються як сума втрат на тертя, втрат на подолання місцевих опорів та зміну геометричного тиску. Методику розрахунків викладено в роботі [10].

Результати дослідження та їх обговорення

Виконано розрахунки параметрів теплообміну у насадці повітронагрівачів для умов першого варіанту, коли розглядається заміна насадки без зміни об'єму камери, в якій вона розташована, а також не підлягають зміні інші конструктивні параметри повітронагрівачів. При цьому приймали наступні початкові умови: паливо – природно-доменна суміш; температура під куполом повітронагрівачів – 1350 °С; максимальна температура відхідних димових газів – 400 °С; витрати дуття, що нагрівається – 58,33 м^3/с; існуюча висота насадки – 34,57 м; робочий об'єм насадки – 1204 м^3; насадка складається з 3 ярусів: верхній ярус із динасу, середній – із шамоту ШВ-42, нижній – із шамоту ШВ-37. Характеристики насадок, параметри яких використовували під час виконання чисельного аналізу, наведено в табл. 2.

В табл. 3 наведено результати розрахунків теплотехнічних параметрів повітронагрівачів при заміні існуючої насадки на високоефективну (Варіант 1).

Таблиця 2 – Характеристики насадок

Гідравлічний діаметр каналу, мм	Еквівалентна півтовщина стінки каналу, мм	Відносна поверхня нагріву на 1 $м^3$ насадки, $м^2/м^3$	Площа «живого» перетину насадки, $м^2/м^3$	Матеріал насадки	Питома площа нагрівання (на тону матеріалу насадки), $м^2/т$	Питома маса насадки, $т/м^3$
30	13,3	48,0	0,36	Динас ШВ-42 ШВ-37	40,5 32,6 35,7	1,184 1,472 1,344
41	20,3	32,7	0,335	Динас ШВ-42 ШВ-37	26,58 21,38 23,41	1,23 1,529 1,397
45	40,0	24,35	0,28	Динас ШВ-42 ШВ-37	18,25 14,7 16,1	1,332 1,656 1,512

Таблиця 3 – Теплотехнічні показники роботи повітронагрівачів (ПН) з різними насадками (Варіант 1)

Показник	Діаметр каналів, мм		
	Ø30	Ø41	45x45
Поверхня нагріву насадки, $м^2$	57792	39360	29919
Тривалість періодів	нагрівання – 2,8 години, дуття – 1 години		
Температура дуття на виході з ПН, °С:			
- максимальна;	1342	1321	1295
- середня;	1326	1273	1233
- мінімальна	1311	1233	1204
Температура диму на виході з ПН, °С:			
- максимальна;	399	399	399
- середня;	247	255	279
- мінімальна	94	105	136
Витрата доменного газу на опалення одного ПН, $м^3/с$	12,213	11,733	11,554
Основні розміри насадок:			
- висота, м;	34,57		
- об'єм, $м^3$;	1204		
- загальна площа перетину насадки, $м^2$;	34,82		
- діаметр камери насадки, м	6,66		

Результати розрахунків (табл. 3) свідчать, що заміна насадки зі зменшенням діаметру каналів забезпечує збільшення питомої об'ємної поверхні нагрівання. Так, заміна насадки 45х45 мм на насадку з каналами діаметром 41 мм збільшує відносну поверхню нагріву на 32 % (з 24,35 до 32,7 $м^2/м^3$), а заміна насадки з каналами діаметром 41 мм на насадку з каналами 30 мм – на 47 % (з 32,7 до 48,0 $м^2/м^3$). При цьому питома площа нагрівання кожного ярусу насадки збільшується (табл. 2), а питома маса насадки зменшується на незначну величину для кожного ярусу за рахунок зниження загальної маси насадки при зменшенні її «живого» перетину.

При цьому заміна насадки з 45х45 мм на насадку діаметром 41 мм забезпечує незначне збільшення температури гарячого дуття (на 29 °С). Більш впливовою є заміна насадки з каналами Ø 41 мм на насадку з каналами Ø 30 мм, яка забезпечує збільшення температури гарячого дуття на 78 °С, що, в свою чергу, дозволяє значно (на 9,0-9,5 кг/т) знизити питомі витрати коксу при тих же габаритах повітронагрівачів. Температура відхідних димових газів на виході з повітронагрівача практично не змінюється, але при цьому необхідно збільшувати на 4,0 % (з 11,733 до 12,213 $м^3/с$) витрати доменного газу на один повітронагрівач.

Недоліком насадки зі зменшеним діаметром каналів (30 мм) є скорочення терміну її експлуатації, так як така насадка скоріше за інші засмічується пилом вентиляторного повітря та доменного газу, а також фрагментами руйнування вогнетривів. В цій насадці швидше відбувається зміщення рядів, особливо для повітронагрівачів з вбудованою камерою згоряння, де спостерігається зміщення кладки камери згоряння на насадку (явище «банана») [11]. Тому очевидно, що термін міжремонтного періоду насадки пропорційний її живому перерізу.

Для другого варіанту, що розглядається, коли заміна насадки здійснюється в період реконструкції повітронагрівачів, а конструктивні розміри насадок вибираються в залежності від заданої температури гарячого дуття, виконано розрахунки теплотехнічних та конструктивних параметрів насадки з каналами 45х45 мм та діаметрами 41 і 30 мм, результати яких наведено в таблиці 4.

Як показали розрахунки, при заміні насадки с каналами діаметром 41 мм на насадку з каналами 30 мм загальна поверхня нагрівання зростає на 12,3 % (з 40455 до 45417 $м^2$). При цьому висота насадки зменшується на 8,36 м при тих же розмірах діаметру насадки та загальній площі її перетину. Максимальна та середня температури димових газів на виході з повітронагрівачів практично не змінюються, також практично не змінюються і витрати доменного газу.

Таблиця 4 – Теплотехнічні показники роботи повітронагрівачів (ПН) з різними насадками (Варіант 2)

Показник	Діаметр каналів, мм		
	Ø30	Ø41	45x45
Поверхня нагріву насадки, м^2	45417	40455	33242
Тривалість періодів	нагрівання – 2,8 години, дуття – 1 години		
Температура дуття на виході з ПН, °С:			
- максимальна;	1327	1323	1309
- середня;	1282	1278	1263
- мінімальна	1240	1240	1240
Температура диму на виході з ПН, °С:			
- максимальна;	399	399	399
- середня;	249	255	281
- мінімальна	95	105	136
Витрата доменного газу на опалення ВН, м^3/с	11,774	11,784	11,889
Основні розміри насадок:			
- висота, м;	27,17	35,53	39,2
- об'єм, м^3;	946	1237	1365
- загальна площа перетину насадки, м^2;	34,82	34,82	34,82
- діаметр камери насадки, м	6,66	6,66	6,66

При зменшенні розміру каналів насадки збільшується кількість їх отворів та загальна поверхня нагрівання, але зменшується маса вогнетривів. Розрахунки показали, що при заміні насадки з каналами 41 мм на 30 мм маса насадки зменшується на 22,3 %. При цьому збільшується перепад максимальних і мінімальних температур дуття, що призводить до зниження його середньої температури. У зв'язку з цим необхідно зменшувати тривалість періоду дуття, на яку впливає наявність паузи, коли повітронагрівачі не опалюються, а навпаки охолоджуються [12]. Це відбувається в періоди переключення повітронагрівачів з режиму нагрівання на дуття, коли необхідно провітрити робочий об'єм, а також перед та наприкінці періоду дуття, коли необхідно наповнювати, а потім опорожнювати робочий об'єм повітронагрівача. Тривалість цієї паузи триває 8-14 хвилин і залежить від корисного об'єму повітронагрівача.

Для того, щоб частково компенсувати значне зменшення маси насадки, УкрДІПРОМЕЗ рекомендує [13] при заміні типу насадки збільшувати питому поверхню нагрівання повітронагрівачів (відношення загальної поверхні нагрівання до об'єму печі, м^2/м^3)

наступним чином:

- при заміні насадки з каналами 45 х 45 мм на діаметр 41 мм збільшувати цю величину з 80 до 90 $м^2/м^3$;
- при заміні насадки з діаметром 41 мм на 30 мм – збільшувати з 90 до 105 $м^2/м^3$.

При проектуванні комплексу повітронагрівачів необхідно знати масу насадки в залежності від витрат дуття (об'єму печі). Для цього використовують наступні співвідношення, одержані за рахунок використання результатів аналізу експлуатації комплексу доменної печі та теорії подібності:

- для блоку повітронагрівачів [14]:

$$m_{бл} = 12 \cdot V_{ДП}^{0.8}, \quad (3)$$

де $V_{ДП}$ – об'єм доменної печі, $м^3$;

- для одного повітронагрівача (формула Д. Санна) [15]:

$$m_c^н = 1000 \cdot \left(\frac{V_0}{10^5} \right)^{0.65}, \text{ т} \quad (4)$$

де V_0 – витрати дуття, що нагрівається, $м^3$/год;

- у Німеччині використовують комплексні параметри [16] – відносну довжину ($\lambda_в$) та відносну тривалість періоду (П)

$$\lambda_{пр} = \frac{\overline{\chi} \cdot F}{V_0 \cdot C_0^{t_{хд}}}, \quad (5)$$

$$П = \frac{\overline{\chi} \cdot F \cdot \Delta\tau'}{m_н \cdot C_0^{t_н}}, \quad (6)$$

де $\overline{\chi}$ – середнє значення коефіцієнта теплопередачі, кДж/($м^2$·цикл·К); $t_{хд}$ – температура холодного дуття, °С; F – поверхня нагріву, $м^2$; $C_0^{t_{хд}}$ – середня об'ємна теплоємність холодного дуття, кДж/($м^3$·К); $C_0^{t_н}$ – середня масова теплоємність насадки при її середній температурі, кДж/(кг·К).

- фірма «Дідьє-Верке» приймає відношення маси 1 тони насадки на добове виробництво 1 тони чавуну [17].

В роботі виконано порівняльні розрахунки втрат тиску при русі теплоносіїв в системі повітронагрівачів, що мають насадки з каналами діаметром 41 та 30 мм (табл. 5). Видно, що, незважаючи на те, що діаметр каналів зменшується, а швидкість димових газів в каналах

насадки збільшується, загальні втрати тиску практично не змінюються за рахунок зменшення висоти насадки.

Таблиця 5 – Втрати тиску по газовому, повітряному і димовому трактам повітронагрівачів

Характеристика	Діаметр каналів насадки, мм	
	41	30
Витрата газу, м^3/с	12,9	13,15
Витрата повітря, м^3/с	12,55	12,8
Витрата диму, м^3/с	23,8	24,26
Кількість ПН у блоці	3	3
Кількість ПН на нагріві	2	2
Втрати тиску по димовому тракту, Па	2162	2148
Втрати тиску по повітряному тракту з урахуванням гасіння пульсацій (1500 Па), Па	6291	6301
Втрати тиску по газовому тракту з урахуванням гасіння пульсацій (1500 Па), Па	6078	6096
Повний приведений тиск, Па	7174	7164
Продуктивність вентилятора, м^3/с	27,25	27,79

Висновки

1. Наразі в доменних повітронагрівачах використовують різноманітні конструкції насадок, спрямованих на збільшення питомої поверхні їх нагрівання за рахунок інтенсифікації процесу теплообміну, зменшення діаметру каналів, та товщини стінки між каналами.

2. Вибір способів інтенсифікації теплообміну в насадках визначається відношенням між досягнутим ефектом інтенсифікації теплообміну і потужністю, яка необхідна для транспортування теплоносіїв.

3. Досліджено зміни теплообмінних, газодинамічних та конструктивних параметрів повітронагрівачів при використанні в них високоефективних форм насадок для двох варіантів:

1) заміна насадки на більш ефективну в тому же її об'ємі та габаритах повітронагрівача;

2) використання більш ефективної насадки при заданих витратах та температурі гарячого дуття, коли змінюється розмір як насадки, так і повітронагрівачів в цілому.

4. При заміні насадки в тому ж її об'ємі під час капітального ремонту повітронагрівача (варіант 1), наприклад, насадки з каналами діаметром 41 мм на 30 мм збільшується на 46 % питома об'ємна поверхня нагрівання, середня температура відхідних димових газів практично не

змінюється, але на 4 % зростають витрати доменного газу. При цьому для умов доменної печі об'ємом 1513 м^3 на 78 °С збільшується температура гарячого дуття, що дозволяє зекономити 9500 т/рік коксу при тих же габаритах повітронагрівачів.

5. При будівництві або реконструкції повітронагрівачів з використанням насадки з каналами діаметром 30 мм та при заданих значеннях витрат та температурі гарячого дуття у порівнянні з насадкою з каналами діаметром 41 мм (варіант 2) загальна поверхня нагріву зростає на 12,3 %, а висота насадки зменшується на 8,36 м. При цьому витрати доменного газу та температури відхідних димових газів практично не змінюються.

6. При зменшенні діаметру каналів насадки збільшується кількість їх отворів та загальна поверхня нагрівання, але зменшується маса вогнетривів, що негативно впливає на рівень температури гарячого дуття. Показано, що при заміні насадки з каналами діаметром 41 мм на насадку з діаметром каналів 30 мм маса насадки зменшується на 22,3%. При цьому збільшується перепад максимальних та мінімальних температур, що призводить до зменшення середньої температури дуття.

7. Розрахунки показали, що не зважаючи на те, що діаметр каналів насадки зменшується, а швидкість димових газів збільшується, загальні втрати тиску теплоносія практично не змінюються за рахунок зменшення висоти насадки. При цьому немає необхідності в заміні вентилятора пальників повітронагрівачів.

Перелік посилань

1. Карп И. Н., Сухин Е. И. Количественная оценка влияния внедрения энергосберегающих технологий на экономию природного газа в промышленности и энергетике. Экотехнологии и ресурсосбережение. 2007. № 4. С. 24-44.

2. Мендрес С., Сперроу Е. М. Турбулентный теплообмен и его интенсификация, потери давления и картины течения жидкости в трубах с периодическим сужением и расширением проходного сечения. Теплопередача. М.: Мир, 1984. № 1. С. 57-66.

3. Онищенко В. Н., Халатов А. А. Обобщение опытных данных по теплообмену и гидравлическому сопротивлению в плоских каналах со сферическими углублениями в поверхности. Промышленная теплотехника. 2007. Т. 29, № 4. С. 5-13

4. Повышение температуры дутья в доменном производстве. Бюллетень Черметинформации. 1987. Вип. 3.- 28 с.

5. Теплотехнические расчеты металлургических печей / Китаев Б. И., Зобнин Б. Ф., Ратников В. Ф. и др. М. : Металлургия, 1970. – 530 с.

6. Соломенцев С. Л. Рациональные типы насадок доменных воздухонагревателей. Липецк: ЛГТУ, 2001.- 432 с.

7. Вилмот А., Бёрнс А. Рекуперативная аналогия расчета нестационарных

режимов тепловых регенераторов. Тепломассоперенос. 1979. Т. 22. № 7. С. 1107-1115.

8. Грес Л. П., Самойленко Т. В., Флейшман Ю. М., Малый В. В., Гусаров А. С., Жариков А. Н. Современный подход к проектному расчету доменных воздухонагревателей. Металлургическая теплотехника. 2001. Том 4. С. 130-134.

9. Грес Л. П. Уточнение граничных условий по высоте насадки доменных воздухонагревателей // Системные технологии. 2001. Выпуск 3 (1 ч.). С. 47-52.

10. Металлургические печи. Теория и расчеты. Т. 2 / Под общ. ред. В. И. Тимошпольского, В. И. Губинского. Минск: Белорус. наука, 2007. 832 с.

11. Грес Л. П. Исследование стойкости огнеупоров в доменных воздухонагревателях / Л. П. Грес, В. В. Малый, Ю. М. Флейшман // Теория и практика металлургии, 1999. № 1. С. 35-37.

12. Хитаваси Токаски. Теплопередача в воздухонагревателях и экономия энергии // Кобэ сэйко гихо. 1984. Т. 34. № 4. С. 54-58.

13. Нормы технологического проектирования доменных цехов: ОНТПУ 1-1-94. Днепропетровск: Укргипромез, 1994. 45 с.

14. Теплообменники доменных печей / Под общей ред. Л. П. Греса. Д. : Пороги, 2012. 491 с.

15. Грес Л. П. Выбор поверхности нагрева и массы насадки доменных воздухонагревателей. Металлургическая и горнорудная промышленность. 2001. № 6. С. 100-102.

16. Сана Д. Конструкция и размеры воздухонагревателей //Черные металлы. 1975. № 15. С. 28-30.

17. Пальц Г. С. Критерии конструирования системы горячего дутья для надежной работы доменной печи. МРТ. Metallurgical plant and technology. 1992. № 2. С. 34-37.

References

1. Karp, I. N., & Sukhin, E. I. (2007). Kolichestvennaia otcenka vliianiia vnedreniia energosberegaiushchikh tekhnologii na ekonomiiu prirodnogo gaza v promyshlennosti i energetike. *Ekotekhnologii i resursosberezhenie*, (4), 24-44

2. Mendres S., & Sperrou E. M. (1984). Turbulentnyi teploobmen i ego intensifikatciia, poteri davleniia i kartiny techeniia zhidkosti v trubakh s periodicheskim suzheniem i rasshireniem prokhodnogo secheniia. *Teploperedacha*, (1) 57-66

3. Onishchenko, V. N., & Khalatov, A. A. (2007). Obobshchenie opytnykh danikh po teploobmenu i gidravlicheskomu soprotivleniiu v ploskikh kanalakh so sfericheskimi uglubleniiami v poverkhnosti. *Promyshlennia teplotekhnika*, 29(4), 5-13

4. Povyshenie temperatury dutia v domennom proizvodstve. (1987). *Biulleten Chermetinformatcii*. Issue 3

5. Kitaev, B. I., Zobnin, B. F., Ratnikov, V. F. et al. (1970). *Teplotekhnicheskie raschety metallurgicheskikh pechei*. Metallurgiia, 1970. – 530 s.

6. Solomentcev, S. L. (2001). *Ratcionalnye tipy nasadok domennykh vozdukhonagrevatelei*. LGTU

7. Vilmot, A., & Berns, A. (1979). Rekuperativnaia analogiia rascheta nestatcionarnykh rezhimov teplovykh regeneratorov. *Teplomassoperenos*, 22(7), 1107-1115

8. Gres, L. P., Samoilenko, T. V., Fleishman, Iu. M., Malyi, V. V., Gusarov, A.

S., & Zharikov, A. N. (2001). Sovremennyi podkhod k proektnomu raschetu domennykh vozdukhonagrevatelei. *Metallurgicheskaia teplotekhnika*, 4, 130-134

9. Gres, L. P. (2001). Utochnenie granichnykh uslovii po vysote nasadki domennykh vozdukhonagrevatelei. Sistemnye tekhnologii, 3 (Part 1), 47-52

10. Timoshpolskii, V. I., & Gubinskii, V. I. (Eds.). (2007). Metallurgicheskie pechi. Teoriia i raschety. Vol. 2. Belorus. nauka.

11. Gres, L. P., Malyi, V. V., & Fleishman, Iu. M. (1999). Issledovanie stoikosti ogneuporov v domennykh vozdukho-nagrevateliakh. *Theory and Practice of Metallurgy*, (1), 35-37

12. Khitavasi Tokaski. (1984). Teploperedacha v vozdukhonagrevateliakh i ekonomiia energii. *Kobe seiko gikho*, 1984, 34(4), 54-58

13. N*ormy tekhnologicheskogo proektirovaniia domennykh tcekhov: ONTPU 1-1-94*. (1994). Ukrgipromez

14. Gres, L. P, (Ed.). (2012). *Teploobmenniki domennykh pechei*. Porogi

15. Gres, L. P. (2001). Vybor poverkhnosti nagreva i massy nasadki domennykh vozdukhonagrevatelei. *Metallurgicheskaia i gornorudnaia promyshlennost*, (6), 100-102

16. Sana, D. (1975). Konstruktciia i razmery vozdukhonagrevatelei. *Chernye metally*, (15), 28-30

17. Paltc, G. S. (1992). Kriterii konstruirovaniia sistemy goriachego dutia dlia nadezhnoi raboty domennoi pechi. MPT. *Metallurgical plant and technology*, (2), 34-37

L. P. Gres[1], D. Sc. (Tech.), Professor, ORCID 0000-0002-5343-3438
O. V. Gupalo[1,*], Ph. D. (Tech.), Assoc. Prof., ORCID 0000-0003-3145-9220
O. O. Yeromin[1], D. Sc. (Tech.), Professor, ORCID 0000-0001-8306-578X
Ye. O. Karakash[1], Ph. D. (Tech.), Assoc. Prof., ORCID 0000-0003-3833-2396
S. Ye. Sulimenko[1], Ph. D. (Tech.), Assoc. Prof., ORCID 0000-0001-5755-3093
Ye. V. Peretiatko[1], Master's degree, ORCID 0009-0009-2026-2239

[1] *Ukrainian State University of Science and Technologies*

[*] *Corresponding author: o.v.gupalo@ust.edu.ua*

INVESTIGATION OF HOT BLAST TEMPERATURE VARIATION, HEAT TRANSFER, GAS DYNAMIC, AND DESIGN PARAMETERS OF BLAST FURNACE STOVES USING HIGH-EFFICIENCY CHECKERWORK SHAPES

Abstract. Improving the energy efficiency of blast furnace production remains one of the most pressing tasks, as it significantly affects the competitiveness of metallurgical products in global markets and allows for a substantial reduction in harmful emissions and minimization of the anthropogenic impact on the environment. One of the well-known and effective ways to reduce energy consumption in pig iron production is to increase the hot blast temperature, which is heated in blast furnace stoves. Improving stove designs by applying high-efficiency checkerwork shapes is a promising direction for increasing the blast temperature and saving specific coke consumption

in the blast furnace process. The aim of this work is a comprehensive investigation of changes in heat transfer, gas dynamic, and design parameters of blast furnace stoves when replacing traditional checkerwork with high-efficiency counterparts. Two main options are considered: the first involves replacing the checkerwork during a major overhaul without changing the chamber volume or the structural parameters of the stove; the second option concerns stove reconstruction, where the design dimensions of the checkerwork and the stoves themselves are changed depending on the required hot blast temperature. The research content is based on numerical calculations of heat transfer parameters in the checkerwork, the temperature distribution of flue gases and the blast along the height of the checkerwork, as well as the determination of the required heating surface and changes in pressure losses of the gases flows. The research results indicate that replacing the checkerwork with a reduced channel diameter provides a substantial increase in the specific volumetric heating surface. It is shown that for the first option, replacing checkerwork with 41 mm diameter channels with 30 mm channels allows increasing the hot blast temperature by 78 °C, which contributes to a reduction in specific coke consumption by 9.0–9.5 kg/t while maintaining the stove dimensions. However, this entails a 4% increase in blast furnace gas consumption for heating the stoves. The second option demonstrates that when reducing the channel diameter from 41 to 30 mm, the total heating surface increases by 12.3%, and the checkerwork height decreases by 8.36 m, thereby allowing for a reduction in the overall structural dimensions. It was established that reducing the channel diameter while increasing their quantity contributes to the growth of the heating surface but leads to a 22.3% reduction in the mass of refractories, which may exacerbate fluctuations in the blast temperature and shorten the service life between repairs of the checkerwork due to potential clogging or displacement of rows. Analysis of gas dynamic characteristics showed that, despite changes in the gases velocities, the total pressure losses in the system remain almost unchanged due to a corresponding decrease in the checkerwork height, which avoids the need for replacing the blower equipment.

Key words: blast furnace stoves, checkerwork, hot blast temperature, heat transfer, energy efficiency, specific coke consumption.

For citation: Gres, L. P., Gupalo, O. V., Yeromin, O. O., Karakash, Ye. O., Sulimenko, S. Ye., & Peretiatko, Ye. V. (2026). Investigation of hot blast temperature variation, heat transfer, gas dynamic, and design parameters of blast furnace stoves using high-efficiency checkerwork shapes. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 40, 349-363. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-022

Рукопис надійшов до редакції / Received 23.02.2026
Рекомендовано до друку / Accepted 28.05.2026
Опубліковано / Published 30.05.2026

ISSN 2522-9117 (print), ISSN 2786-6149 (online)
"Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії". 2026. Випуск 40
"Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy". 2026. Issue 40

https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-023

УДК 669.162.63

І. О. Маначин[1,*], к.т.н., ст.д., с.н.с., ORCID 0000-0001-9795-6751
В. П. Петруша[1], м.н.с. ORCID 0000-0002-1031-3241
О. Л. Руденко[1], к.т.н., с.н.с., ORCID 0000-0001-6068-9901
В. В. Чугуй[1], пров. інж.
С. О. Почитаєв[1], інж. 1 кат.
Д. В. Єськов[2], аспірант, ORCID 0009-0001-3286-9291

[1] *Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України*
[2] *Дніпровський державний технічний університет*

[*] *Автор для листування: imanachyn@gmail.com*

ПОРІВНЯЛЬНИЙ АНАЛІЗ ЕФЕКТИВНОСТІ ПРОЦЕСІВ ПОЗАПІЧНОЇ ДЕСУЛЬФУРАЦІЇ ЧАВУНУ ЗЕРНИСТИМ МАГНІЄМ

Анотація. Позапічна десульфурація чавуну стала необхідною та надійною ланкою між доменним та сталеплавильним виробництвом при виробництві якісної металопродукції. Оцінка ефективності видалення сірки з чавуну визначає якість технології знесірчення в цілому, забезпечуючи якісне й повне видалення сірки з розплаву. Найбільшого поширення у практиці позапічного знесірчення чавуну знайшов реагент – магній, що має унікальні властивості взаємодії з розплавом чавуну. Обґрунтовано необхідність комплексного та всебічного підходу до оцінки та вибору технології позапічної десульфурації чавуну. Представлені фактичні дані щодо технологій коінжекції вапна з магнієм (CaO + Mg) та моноінжекції зернистого магнію за українською технологією вдування на різних металургійних підприємствах. Показано, що одним із основних параметрів і показників є витрата реагенту, яка визначає всі основні характеристики процесу. Проведено порівняльний аналіз різних технологічних показників за різними технологіями вдування магнію у розплав чавуну. Найменші питомі витрати реагенту при моноінжекції магнію зумовлюють найменші витрати при промисловому освоєнні цього процесу. Фактичні показники промислових продувок свідчать про те, що моноінжекція зернистого магнію характеризується найменшими витратами реагентів – у середньому 0,42 – 0,55 кг/т чавуну, найменшою тривалістю операції десульфурації – у середньому 5,5 – 7,7 хв, забезпеченням надглибокої десульфурації чавуну – до 0,0003 – 0,001 %, ступенем десульфурації – до 99 %, високою інтенсивністю видалення сірки – у середньому 12 – 14,4 %/хв, високим ступенем засвоєння реагенту – у середньому 75– 92 %. Зроблений висновок, що моноінжекція зернистого магнію є пріоритетним і найбільш економічним процесом

© І. О. Маначин, В. П. Петруша, О. Л. Руденко, В. В. Чугуй, С. О. Почитаєв, Д. В. Єськов, 2026

Це стаття відкритого доступу за ліцензією CC BY-NC-ND 4.0
https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/legalcode.uk

позапічної десульфурації чавуну, перевершуючи інші технології знесірчення за багатьма показниками.

Ключові слова: позапічна десульфурація чавуну, порошкоподібне вапно, гранульований магній, витрата реагентів, ефективність знесірчення.

Посилання для цитування: Порівняльний аналіз ефективності процесів позапічної десульфурації чавуну зернистим магнієм / І. О. Маначин, В. П. Петруша, О. Л. Руденко, В. В. Чугуй, С. О. Почитаєв, Д. В. Єськов // *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії.* 2026. Вип. 40. С. 364-374. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-023

Вступ. Необхідність покращення техніко-економічних показників виплавки чавуну та сталі [1–5], а також активне зростання потреби різних галузей промисловості у використанні продукції з низьким вмістом сірки в зумовили впровадження на багатьох металургійних підприємствах технологій і засобів для видалення сірки, зокрема позапічної десульфурації чавуну в ковшах [6, 8].

Останніми роками споживачі знесірченого чавуну посилили вимоги до процесу десульфурації у таких напрямах:

1. Забезпечення отримання значної частини чавуну з вмістом сірки ≤ 0,005 %, зокрема особливо чистого за сіркою (≤0,001 – 0,002 %);
2. Значне скорочення тривалості циклу операцій з позапічної підготовки чавуну – аж до ≤ 20 хв для забезпечення режиму роботи «плавка за плавкою»;
3. Зниження втрат температури рідкого чавуну;
4. Зменшення втрат чавуну як зі шлаком, так і через інші технологічні фактори;
5. Зниження собівартості десульфурації чавуну;
6. Забезпечення мінімальних капітальних витрат на створення комплексу десульфурації чавуну та очищення його від шлаку;
7. Гарантування стабільності (до 90 % і більше) технології та надійності обладнання в умовах промислової експлуатації.

Аналіз світового досвіду позапічної десульфурації чавуну [8-12] показує, що наразі найпоширенішими є так і технологічні процеси з використанням магнію:

1. Моноінжекція зернистого магнію;
2. Коінжекція суміші вапна та магнію.

Ці технології значною мірою відповідають сучасним вимогам, але не всім. Тому **метою** роботи є об'єктивна оцінка ефективності технологій десульфурації чавуну було проведено комплекс всебічних досліджень показників позапічної обробки чавуну в однакових і рівноцінних умовах рафінування за двома групами ковшів – з масою чавуну 80 – 120 т та понад 200 т (великовантажні ковші).

Методика дослідження й результати. Одним із найбільш поширених процесів ковшової десульфурації чавуну є коінжекція меленого вапна в суміші з магнієм через занурювану фурму. Її активне впровадження зумовлене необхідністю підвищення здатності вапна до десульфурації, а також тим, що металурги більшості країн (крім України) не вміють раціонально та надійно вводити магній у чавун.

Коінжекцію магнію в суміші з вапном переважно застосовують у ковшах з масою чавуну понад 80 т, при цьому вміст магнію у вдуваній суміші зазвичай становить близько 20 %. Дані, що характеризують показники десульфурації чавуну в ковшах з масою 110, 180 і 220 т, наведені в таблиці 1. З них видно, що коінжекція суміші CaO і Mg також забезпечує зниження вмісту сірки в чавуні до 0,001 %.

Тривалість операції введення (вдування) реагентів, як правило, не перевищує 15 – 16 хв, що супроводжується меншими втратами температури чавуну. Тому коінжекція суміші CaO і Mg пов'язана з меншими (у порівнянні наприклад з KR-процесом) матеріальними та енергетичними витратами, хоча має більш складну структуру обладнання, систем автоматизації та управління.

При оцінці процесу коінжекції необхідно враховувати, що балансове співвідношення вапна і магнію становить не 4:1, а 6:1, тобто вапна витрачається більше, ніж зазначено в літературі [12-14], оскільки 2 частини вапна (відносно магнію) витрачаються під час занурення та підйому фурми з чавуну [13, 14]. Цей захід здійснюється для збереження чистоти (від заметалювання) каналу фурми.

На рис. 1 представлена отримана номограма залежності питомої витрати магнію (вдуваного в чавун методом коінжекції з вапном у 250-тонні заливальні ковші Каметсталь (м. Кам'янське) від початкового вмісту сірки та заданого кінцевого (цифри біля ліній номограми). Спостерігається чітка закономірність: витрати магнію (а відповідно і вапна) зростають зі збільшенням початкового вмісту сірки в чавуні та зниженням її кінцевого значення. Лінії функцій на діаграмі розташовані досить близько одна до одної, що можна пояснити участю вапна в процесі десульфурації чавуну.

Проведені нами спеціальні дослідження (на промислових ковшах) дозволили зробити висновок, що при вдуванні суміші магнію з вапном оксид кальцію також бере участь у реакціях взаємодії з сіркою чавуну. Отже, доданий до вапна магній не лише реагує з сіркою, але й виконує функцію відновника, активуючи вапно та беручи участь у реакції взаємодії 15 % CaO з сіркою чавуну.

Таблиця 1- Показники десульфурації чавуну коінжекцією суміші вапна та магнію в ковшах різного типорозміру

№	Показники	Шаганський МК	Ханданський МК	ПАТ «Каметсталь»
1	Маса чавуну в ковшах, т	178	108	223
2	Витрата реагентів, кг/т чавуну:			
	- магнію	0,43	0,443	0,51
	- вапно на вдування Mg	0,62	2,27	2,00
	- вапно всього	1,30	2,59	3,07
	- реагентів всього	1,73	3,08	3,58
3	Зміст сірки в чавуні, %			
	- $[S]_{поч.}$	0,006-0,062 0,027	0,006-0,056 0,030	0,017-0,047 0,054
	- $[S]_{кін.}$	0,001-0,047 0,009	0,001-0,041 0,016	0,003-0,110 0,025
4	Температура чавуну :			
	- початкова	1345	1323	1272
	- після обробки	1330	н/д	1263
	- Δ t	15	н/д	10
	- Δ t/ $\tau_{прод}$, °С/ хв	1,1	н/д	0,82
5	Показники десульфурації:			
	- Ст. D (Степ. десу .), %	66,7	57,9	56,2
	- Д $_{Mg}$ (Ст.D /q_{Mg})	15,6	13,3	11,0
	- Ст.D / $\tau_{прод}$, %/хв	3,9	н/д	4,6
	- β $_{Mg}$ (q Mg / Δ [S]) , кг/кг	2,4	2,01	1,6
	- β $_{реаг.}$, кг/кг	9,7	14,0	11,2
6	$\tau_{прод}$ – тривалість продування, хв	14	н/д	12,2
7	Інтенсивність вдування реагентів у чавун, хв.:			
	- магнію	5,5	н/д	9,4
	- вапна	8,0	н/д	36,6
8	Додатково утворюється шлаку, кг/кг чавуну	3,46	6,16	7,16
9	Втрати чавуну з додатково утворюваним шлаком, кг/кг чавуну	1,75	3,10	3,6
10	Ступінь засвоєння магнію на сірку, (K^S_{Mg}) , %	31,8	37,7	47,7
11	Вміст сірки в сталі , %	н/д	н/д	0,031

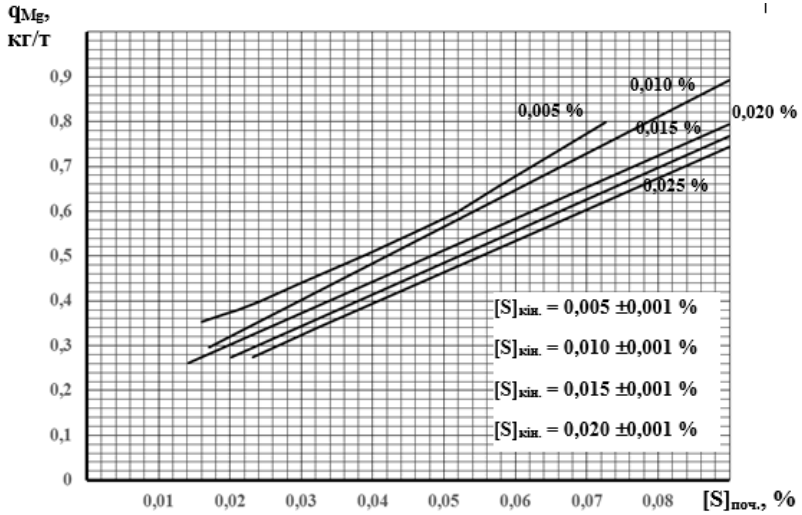


Рисунок 1- Залежність питомої витрати магнію (q_{Mg}) від початкового ($[S]_{поч.}$) та кінцевого (цифри біля ліній) вмісту сірки в чавуні при коінжекції вапна в суміші з магнієм. Маса чавуну в ковшах – 220 т (ПАТ «Камет-сталь»)

За результатами цих досліджень зроблено висновок, що при вдуванні суміші CaO і Mg близько 30 – 40 % вилученої сірки взаємодіє з оксидом кальцію. Таким чином, за цією технологією магній «працює» як десульфуратор, так і як відновник.

Моноінжекція зернистого магнію (без розбавляючих добавок) – сучасний технологічний процес ковшової десульфурації чавуну методом моноінжекції зернистого магнію за українською розробкою є новим технологічним рішенням [5], у якому усунено раніше наявні недопрацювання та недоліки.

Першою відмінністю є, передусім, забезпечення виняткової керованості, стабільності та надійності дозованої подачі магнію в рідкий чавун. Системи дозування та вдування магнію забезпечують надзвичайно високе парціальне тиск магнію в реакційній зоні, що створює сприятливі умови для його розчинення в чавуні та реалізації найбільш оптимального механізму взаємодії з сіркою чавуну.

З урахуванням змінних і нестабільних початкових умов у ковші щодо шлаку, передбачено вибіркову корекцію складу шлаку шляхом додавання фракціонованих матеріалів із відходів металургійного виробництва в невеликій кількості – близько 1 кг/т чавуну.

Для запобігання потраплянню утвореного післяпродувного шлаку в

конвертер передбачено високомеханізовані стенди для зливу шлаку з дистанційним керуванням та продувкою чавуну азотом у період зливу. Параметри технологічного процесу та компонування установки десульфурації дозволяють забезпечити найвищу пропускну здатність установки – до 4 ковшів за 1 годину. Процес моноінжекції зернистого магнію перевірено в промислових умовах на ковшах із масою чавуну від 2 – 3 т до 350 т. У таблиці 2 наведено показники промислового застосування моноінжекції зернистого магнію в ковшах із масою чавуну 100, 150 і 260 т.

Фактичні показники промислових продувок свідчать про те, що моноінжекція зернистого магнію характеризується найменшими витратами реагентів – у середньому 0,42 – 0,55 кг/т чавуну,найменшою тривалістю операції десульфурації – у середньому 5,5 – 7,7 хв, і водночас забезпечує надглибоку десульфурацію чавуну – до 0,0003 – 0,001 %, ступінь десульфурації – до 99 %, високу інтенсивність видалення сірки – у середньому 12 – 14,4 %/хв, високий ступінь засвоєння реагенту – у середньому 75 – 92 %.

Звертає на себе увагу той факт, що моноінжекція магнію супроводжується найменшим додатковим шлакоутворенням і, відповідно, втратами чавуну з цим шлаком.

На рис. 2 представлено діаграму зміни питомої витрати магнію залежно від $[S]_{поч.}$ для двох інжекційних процесів – моноінжекції магнію та коінжекції магнію в суміші з флюїдизованим вапном, з якої видно, що у випадку коінжекції магнію в суміші з вапном (за інших рівних умов) питома витрата магнію більша на 0,1 кг/т чавуну, ніж при моноінжекції.

При цьому слід звернути увагу на те, що сумарна витрата реагенту при коінжекції суміші у 6–7 разів перевищує витрату магнію, оскільки кінцеве співвідношення магнію до вапна при процесі коінжекції становить 1:6 [10], що пов’язано з тим, що при цій технології занурення та підйом фурми з чавуну здійснюється з подачею вапна (що запобігає заметалюванню каналу фурми).

Висновки

Підсумовуючи результати досліджень та аналізу, слід зробити висновок, що моноінжекція зернистого магнію є пріоритетним і найбільш економічним процесом позапічної десульфурації чавуну. Витрати на її реалізацію менші ніж за іншими технологіями введення магнію. Крім того, капітальні витрати на встановлення установки десульфурації методом моноінжекції магнію у 1,3– 2,0 рази менші, ніж при використанні інших технологій.

ISSN 2522-9117 (print), ISSN 2786-6149 (online)
"Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії". 2026. Випуск 40
"Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy". 2026. Issue 40

Таблиця 2 – Показники десульфурації чавуну моноінжекційного зернистого магнію на різних підприємствах в ківшах різного типорозміру

№ з/п	Показники	Баотоський меткомбінат (КНР)	Тонхуанський меткомбінат (КНР)	Корпор. CSC, стальзавод №2 (Тайвань)
1.	Маса чавуну в ковшах, т	92–103 97	139–156 140	246–273 233
2.	Питома витрата магнію, кг/т чавуну	0,32-1,08 0,53	0,32-0,74 0,55	0,28-0,67 0,42
3.	Тривалість вдування магнію ($\tau_{прод.}$), хв.	5,0-15,5 7,1	3,8-7,7 5,5	4,7-11,8 7,7
4.	Вміст сірки в чавуні, %:			
	- початковий	0,021-0,096 0,041	0,015-0,050 0,030	0,015-0,061 0,029
	- кінцевий	0,001-0,020 0,005	0,003-0,005 0,002	0,001-0,006 0,0029
5.	Температура чавуну, °С			
	- початкова	1223–1363 1300	1287-1386 1335	1263–1394 1327
	- після вдування	1197-1357 1285	1275–1374 1326	1257–1388 1319
	- Δ t (Різниця)	0–30 15	2–17 9	4–31 8
6.	Швидкість зниження температури чавуну при вдування зернистого магнію, ˚С /хв.	0,1-2,0 0,9	0,1-0,9 0,6	0-1,0 0,5

ISSN 2522-9117 (print), ISSN 2786-6149 (online)
"Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії". 2026. Випуск 40
"Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy". 2026. Issue 40

Продовження табл. 2

№ з/п	Показники	Баотоський меткомбінат (КНР)	Тонхуанський меткомбінат (КНР)	Корпор. CSC, стальзавод №2 (Тайвань)
7.	Інтенсивність вдування магнію, кг/хв.	3,5-9,0 7,3	10–20 14,4	16–16 16
8.	Показник β (Витрата магнію на сірку віддалену), кг/кг	1,05-3,45 1,64	1,3-3,6 2,2	1,1-3,5 1,8
9.	Ст. D , % (ступінь десульфурації підсумкова)	63–98 86	86–99 93	67–97 90
10.	Д (Питомий ступінь десульфурації - Ст D на 0,1 кг/т магнію), %	9–27 17	11,8-28,1 17,6	14,1-29,8 22,5
11.	$D\tau$ = Ст. D \ $\tau_{прод}$ (інтенсивність видалення сірки), %/хв.	-	11,2-23,7 14,9	-
12.	K^{S}_{Mg}- ступінь засвоєння магія на сірку , %	22,1-72 50	21–57 39	21,6-70,5 47,4
13.	K^{S+Mg}_{Mg} - ступінь засвоєння магнію на сірку віддалену і магній залишковий в чавуні, %	42–99 75	69–99 80	74–99 92

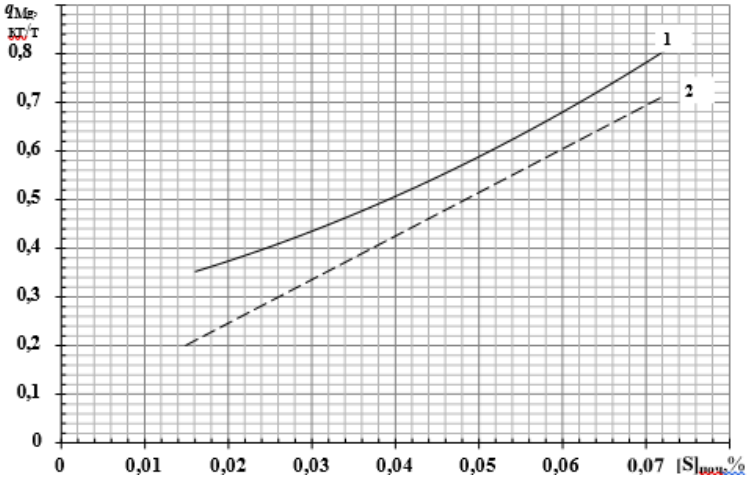


Рисунок 2-Питомі витрати магнію (q_{Mg}) залежно від початкового вмісту сірки ($[S]_{поч.}$) при зниженні вмісту сірки в чавуні до 0,005 %. Маса чавуну в ковшах – 220 – 260 т: 1 – моноінжекція магнію; 2 – коінжекція магнію в суміші з флюїдизованим вапном

Перелік посилань / References

1. Voronova, N. A. (1983). *Desulfurization of Hot Metal by Magnesium*. Iron & Steel Society

2. Robey, R., Whitehead, M. (2014). Out-of-blast processing of cast iron, taking into account specific production conditions. *MPT International*, 1, 16-24

3. Molchanov, L., Nizyaev, K., Boychenko, B., Stoyanov, A., & Synehin, Ye. (2013). Ladle desulphurization of liquid iron in context of the tasks of national industry. *New Materials and Technologies in Metallurgy and Mechanical Engineering*, 2, 38-41

4. Zborshchik, A. M., Kuberskii, S. V., Pismarev, K. E., Akulov, V. V. & Dovgalyuk, G. Ya. (2010). Comparison of ladle technologies for hot-metal desulfurization. *Steel Transl*., 40, 35–37. https://doi.org/10.3103/S0967091210010092

5. Shevchenko, A. F., Bashmakov, A. M., Vergun, A. S., Manachin, I. A., Kislyakov, V. G., Trotsenko, E. A., Yie, Liu Dong & Rui, Yang Jia (2019). Modern High-Performance Complexes of Extra-Deep Desulphurization of Cast iron by Mono-Injection of Magnesium. *Metallurgist*, 62, 965–973. https://doi.org/10.1007/s11015-019-00734-w

6. Shevchenko, A. F., Manachin, I. A., Shevchenko, A. M., Dvoskin, B. V., Vergun, A. S., Shevchenko, S. A., Rudenko, A. L., Bashmakov, A. M., & Kurilova, L. P. (2013). Technical and economic indices of different processes of external pig iron desulphurization comparative analysis. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 27, 97-110. http://jnas.nbuv.gov.ua/article/UJRN-0000839597

7. Vergun, A. S., Shevchenko, A. F., Kislyakov, V. G., Molchanov, L. S., & Dvoskin, B. V. (2019). Sulphur and gas removal from hot metal by injecting disperse magnesium in a gas jet. *Steel in translation*, 49(1), 45-49. https://doi.org/10.3103/S0967091219010133

8. Lindström, D., Nortier, P., & Sichen, D. (2014). Functions of Mg and Mg–CaO Mixtures in Hot Metal Desulfurization. *Steel Research International*, 85(1), 76–88. https://doi.org/10.1002/srin.201300071

9. Shevchenko, A. F., Manachin, I. A., Vergun, A. S., Dvoskin, B. V., Kislyakov, V. G., Shevchenko, S. A., Ostapenko, A. V. (2017). *Out-of-furnace desulphurisation of cast iron in ladles. Technology, research, analysis, improvement*. Dnipro-VAL. ISBN 978-966-8704-75-8

10. Rudenko, A. L. (2014). The analysis of patterns of interphase sulfur distribution in the injection treatment of iron with magnesium. Izvestiya. Ferrous Metallurgy, 57(8), 13-18. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2014-8-13-18

11. Rudenko, A. L. (2016). Kinetics of interfacial transition of sulfur during ladle refining of iron by magnesium. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*, 59(12), 896-902

12. Schrama, F. N. H., Beunder, E. M., Van den Berg, B., Yang, Y., & Boom, R. (2017). Sulphur removal in ironmaking and oxygen steelmaking. *Ironmaking & Steelmaking*, 44(5), 333–343. https://doi.org/10.1080/03019233.2017.1303914

13. Zborshchik, A. M., Kuberskii, S. V., Dovgalyuk, G. Ya. & Vinnik, K. V. (2011). Effectiveness of fluidized lime in the desulfurization of hot metal in 300-t casting ladles. *Steel Transl*., 41, 741–744. https://doi.org/10.3103/S096709121109021X

14. Zborshchik, A. M., Kuberskii, S. V., Dovgalyuk, G. Y. & Belomerya, V. N. The Efficiency of Using Fluidized Lime for Desulfurization of Iron in 300-Ton Charging Ladles. Scientific papers of Donetsk National Technical University. Series: Metallurgy, 13(194), 53-60. https://ea.donntu.edu.ua:8080/jspui/handle/123456789/14635

I. O. Manachyn[1,*], Ph. D. (Tech.), Associate Professor, Senior Researcher, ORCID 0000-0001-9795-6751
V. P. Petrusha[1], Junior Researcher, ORCID 0000-0002-1031-3241
O. L. Rudenko[1], Ph. D. (Tech.), Senior Research, ORCID 0000-0001-6068-9901
V. V. Chuhui[1], Leading Engineer
S. O. Pochytaiev[1], 1st Category Engineer
D. V. Yeskov[2], Ph. D. Student, ORCID 0009-0001-3286-9291

[1] *Iron and steel institute of Z.I. Nekrasov of National academy of science of Ukraine*
[2] *Dnipro State Technical University*

[*] *Corresponding author: imanachyn@gmail.com*

COMPARATIVE ANALYSIS OF THE EFFICIENCY OF PIG IRON LADLE DESULFURIZATION PROCESSES USING GRANULAR MAGNESIUM

Abstract. Off-furnace desulfurization of hot metal has become a necessary and reliable link between blast furnace and steelmaking operations in the production of

high-quality metal products. The efficiency of sulfur removal from hot metal determines the overall quality of the desulfurization process, ensuring thorough and effective sulfur elimination from the melt. Magnesium, due to its unique interaction properties with molten iron, has become the most widely used reagent in off-furnace desulfurization practices. A comprehensive and well-rounded approach to evaluating and selecting the appropriate desulfurization technology is justified. The paper presents actual data on co-injection technologies using lime and magnesium (CaO + Mg), as well as mono-injection of granular magnesium based on a Ukrainian injection technology implemented at various metallurgical plants. It is shown that one of the key parameters is reagent consumption, which determines all major characteristics of the process. A comparative analysis of various technological indicators for different magnesium injection methods into molten iron has been conducted. The lowest specific reagent consumption is observed with mono-injection of magnesium, which results in the lowest costs during industrial implementation. Industrial data show that mono-injection of granular magnesium is characterized by: the lowest reagent consumption – on average 0.42–0.55 kg per ton of hot metal, the shortest desulfurization duration – on average 5.5–7.7 minutes, ultra-deep desulfurization levels – down to 0.0003–0.001% sulfur, desulfurization efficiency – up to 99%, high sulfur removal rate – averaging 12–14.4% per minute, high reagent utilization rate – averaging 75–92%. It is concluded that mono-injection of granular magnesium is the most promising and cost-effective off-furnace desulfurization process, outperforming other desulfurization technologies across multiple performance indicators.

Key words: ladle desulfurization of pig iron, powdered lime, granular magnesium, reagent consumption, desulfurization efficiency.

For citation: Manachyn, I. O., Petrusha, V. P., Rudenko, O. L., Chuhui, V. V., Pochytaiev, S.O. & Yeskov, D. V. (2026). Comparative analysis of the efficiency of pig iron ladle desulfurization processes using granular magnesium. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 40, 364-374. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-023

Рукопис надійшов до редакції / Received 18.01.2026
Рекомендовано до друку / Accepted 28.05.2026
Опубліковано / Published 30.05.2026

ISSN 2522-9117 (print), ISSN 2786-6149 (online)
"Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії". 2026. Випуск 40
"Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy". 2026. Issue 40

https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-024

УДК 669.02/09.411:669.18.003.12

В. Г. Кисляков[1,*], к.т.н., зав. відділу, ORCID 0000-0002-1775-5050
Д. М. Тогобицкая[1], д.т.н., проф., пр.н.с., ORCID 0000-0001-6413-4823
В. П. Петруша[1], м.н.с. ORCID 0000-0002-1031-3241
Ю. М. Ліхачов[1], н.с. ORCID 0000-0003-3168-7813
Н. Є. Ходотова[1], м.н.с ORCID 0000-0002-6958-4636

[1] *Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України*

[*] *Автор для листування: vovkadragon12@gmail.com*

РОЗВИТОК І НАПОВНЕННЯ ІНФОРМАЦІЙНОЇ СИСТЕМИ "ПОЗАПІЧНА ОБРОБКА ЧАВУНУ" ПОКАЗНИКАМИ КОМПЛЕКСНОЇ ОБРОБКИ ЧАВУНУ

Анотація. Метою роботи є продовження розвитку і поповнення інформаційної системи позапічної обробки чавуну "ПОЧ" показниками комплексної обробки чавуну. Сучасне виробництво сталі характеризується зростанням обсягів виплавки сталей з низьким вмістом неметалевих включень. Позапічне рафінування чавуну широко використовується для забезпечення конвертерного переробу чавуном заданої якості, що забезпечує суттєве зниження витрат на виробництво високоякісної металопродукції. Поповнення бази даних інформацією про технології не тільки десульфурації чавуну, а й комплексного видалення домішок дасть змогу одержати описові моделі для зазначених технологій і стати основою для алгоритмічного забезпечення аналітичного блоку експертної системи для обраної технології рафінування чавуну. База даних з позапічного оброблення чавуну "ПОЧ" є повнотекстовою формою організації документально-фактографічної бази даних і дає можливість забезпечити тематичний пошук за певною проблемою або певним питанням, що регламентується відповідним запитом, забезпеченим гнучким інтерфейсом. Набуло розвитку програмне забезпечення інформаційно-пошукової системи, зокрема було розроблено програмний модуль автоматизованої процедури поповнення форматизованих за спеціальним шаблоном машинних паспортів з архіву технологічної інформації Користувача в середовищі Excel. Аналітичний блок поповнено інтерфейсом доступу до підсистеми аналізу процесів міжатомної взаємодії в системі "метал-шлак" із застосуванням концепції спрямованого хімічного зв'язку, генерації комплексних показників, а також оцінки ролі окремих складових математичної моделі. Виконано аналіз залежностей ефективності видалення домішок (S, Si, P) як функції властивостей наведеного шлаку, основності

© В. Г. Кисляков, Д. М. Тогобицкая, В. П. Петруша, Ю. М. Ліхачов, Н. Є. Ходотова, 2006

Це стаття відкритого доступу за ліцензією CC BY-NC-ND 4.0
https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/legalcode.uk

шлаку, вмісту компонентів у шлаку, а також інтенсивності обробки. Опрацьовано архітектуру модельної системи для експертної оцінки технології комплексного рафінування чавуну.

Ключові слова: чавун, комплексне рафінування, ефективність, інформаційна система, база даних, параметри, інтегральні показники.

Посилання для цитування: Розвиток і наповнення інформаційної системи "Позапічна обробка чавуну" показниками комплексної обробки чавуну / В. Г. Кисляков, Д. М. Тогобицкая, В. П. Петруша, Ю. М. Ліхачов, Н. Є. Ходотова // *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії.* 2026. Вип. 40. С. 375-385. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-024

Стан питання. Сучасне виробництво сталі характеризується зростанням обсягів виплавки сталей з низьким вмістом неметалевих включень. Позапічне рафінування чавуну широко використовується для забезпечення конвертерного переробу чавуном заданої якості, що забезпечує суттєве зниження витрат на виробництво високоякісної металопродукції.

Під час вирішення завдань позадоменної обробки чавуну розробка моделей посідає важливе місце. Це пов'язано з тим, що проведення реальних експериментів з дослідження поведінки параметрів процесу рафінування розплаву є складним, економічно витратним, а також бувають випадки, коли їх проведення просто неможливе. Математичні моделі, призначені для прогнозування параметрів процесу, відрізняються великою складністю з огляду на ту обставину, що здебільшого мають місце фізико-хімічно складні та багатостадійні процеси, які залежать від безлічі різноманітних чинників, що змінюються з плином часу і впливають на формування кінцевого продукту.

В Інституті чорної металургії (ІЧМ) створено банк даних "Металургія", що містить бази даних "Залізорудні матеріали", "Шлак", "ШУС", "Шлак-Метал-Газ" для оперативної оцінки металургійних властивостей залізорудної сировини та продуктів виплавки металу. Результати експериментальних досліджень, накопичених у базах, використовують для розроблення прогнозних моделей властивостей залізорудних матеріалів та одержуваних із них розплавів з метою вдосконалення методів управління виробництвом високоякісної сировини та отримання з них якісних продуктів плавки [1–3]. Спільними зусиллями відділів ПОЧ і ФХП у рамках виконання фундаментальних проектів проведено роботу зі створення інтегрованої бази даних, що узагальнює інформацію про параметри технології десульфурації чавуну зернистим магнієм, розроблено експертну систему "Позапічна обробка чавуну" ("ПОЧ"), яка дає змогу на основі

розробленої моделі для прогнозування питомої витрати магнію під час обробки чавуну здійснювати підтримку ухвалення рішень для забезпечення раціонального перебігу процесу рафінування [4].

Поповнення бази даних інформацією про технології не тільки десульфурації чавуну, а й комплексного видалення домішок дасть змогу отримати описові моделі для зазначених технологій і стати основою для алгоритмічного забезпечення аналітичного блоку експертної системи для обраної технології рафінування чавуну.

Мета роботи. Продовження роботи щодо розвитку та наповнення інформаційної системи "ПОЧ" показниками комплексної обробки чавуну та аналітичного модуля прогнозних моделей.

Основні результати дослідження. Основою інформаційної технології є дані, що враховують характеристики ковшів, хімічний склад і температуру чавуну, реагенти, а також склад чавуну і шлаку після закінчення обробки. Інформація, організована в базу даних (БД), відображає реальні параметри технологій позапічного рафінування чавуну. База даних (БД) являє собою сукупність взаємопов'язаних файлів даних певної організації, регламентованої відповідним машинним паспортом у суворій відповідності до паспортизації, прийнятої при створенні галузевого банку даних "Металургія" [5].

Інформаційна система (ІС) призначена для збирання та накопичення інформації, що характеризує технологію рафінування чавуну. Для роботи з базою даних використано Інформаційну пошукову систему (ІПС) розробки ІЧМ, що була створена з метою мобільності зміни засобів ІПС та її швидкої адаптації як до реалій технології металургії чавуну і сталі, так і до потреб Користувачів. Основні компоненти ІПС - це програмні засоби, пошуковий масив документів, засоби підтримки інформаційної мови системи, що забезпечує організацію та управління даними (введення, зберігання, захист, пошук і видача) відповідної інформації. Він являє собою набір посилань на документи (або їхніх описів), що зберігає основну інформацію про них і організований так, щоб забезпечити оперативний пошук. Створена БД орієнтована на Користувача, який не має досвіду роботи з інформаційними технологіями баз даних.

База даних з позапічного оброблення чавуну "ПОЧ" є повнотекстовою формою організації документальної БД і дає змогу забезпечити тематичний пошук за певною проблемою або певним питанням, що регламентується певним запитом, забезпеченим гнучким інтерфейсом.

Адаптована ІПС дає можливість:

- ввести документ, відредагувати його, здійснити пошук і сформувати звітні документи за результатами пошуку у форматі

Користувача;

- зберігати в БД документи різного типу (форматів);
- використовувати для запису даних поля змінної (нефіксованої) довжини;
- забезпечити зберігання і роботу з декількома значеннями однієї характеристики в одному полі;
- реалізувати гнучкі пошукові функції (під час роботи з текстом).

Для змістовної інтерпретації складно-структурованої фактографічної інформації комплексного рафінування чавуну інтерфейс Експерта бази "Voch" поповнено модулем кластерного представлення фізико-хімічної та технологічної складових за принципом "Вхід-Технологія-Вихід" у вигляді окремих таблиць. Документ бази даних складається з декількох полів, які об'єднуються в групи. Група 1 описує документальну частину бази (Рис.1). Фактографічну частину описує Таблиця 1. Для пошуку інформації використовуються поля "Ключові слова", "Автори" тощо.

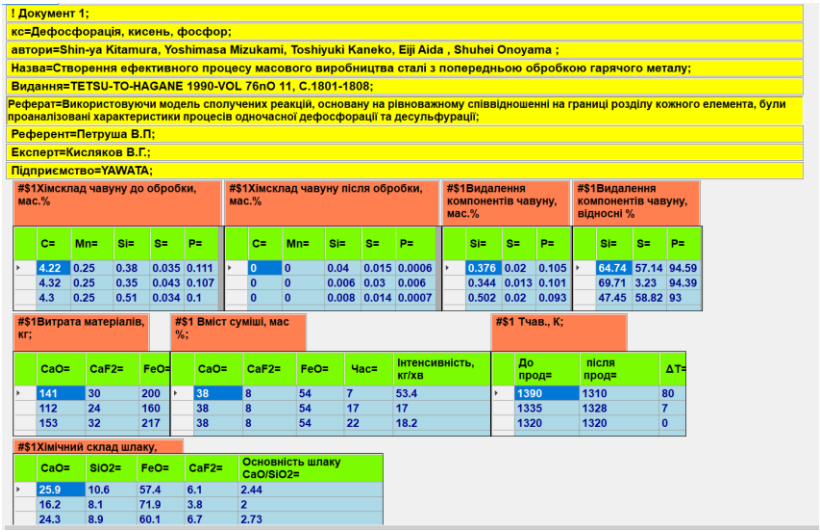


Рисунок 1 - Документально-фактографічна частина бази (фрагмент підсистеми “Експерт”

Продовження розробок інформаційно-математичного забезпечення зі створення Експертної системи щодо комплексного оброблення чавуну велися в кількох напрямках.

Перший пов'язаний з розвитком підсистеми інформаційного забезпечення. Було розроблено програмний модуль автоматизованої

процедури поповнення форматизованих за спеціальним шаблоном машинних паспортів з архіву технологічної інформації Користувача в середовищі Excel. Для актуалізації бази даних і багатопланового пошуку за пошуковими образами (ключові слова, автори, підприємство, показники технології тощо) розроблено програму, що дає змогу конвертувати інформацію з Excel-файлів у структуру ІПС з метою її поповнення та формувати адекватні індексні й пошукові образи.

Другий напрямок пов'язаний з аналізом вихідних даних і моделюванням фізико-хімічних систем, що взаємодіють, на рівні міжатомної взаємодії, а також оцінкою ролі окремих складових математичної моделі.

Таблиця 1 - Фактографічна частина бази

№	Маса чавуну, т	Витрата матеріалів, кг			Вміст суміші, мас%			Час обробки, хв.	Інтенсивність, кг/хв	Тчав., °С		Хімсклад чавуну до обробки /після обробки, %		
		CaO	CaF_2	FeO	CaO	CaF_2	FeO			до	після	Si	S	P
1	5	141	30	200	38	8	54	7	53,4	1390	1310	0,380 0,004	0,035 0,015	0,111 0,006
2	5	112	24	160	38	8	54	17	17	1335	1328	0,350 0,006	0,043 0,030	0,107 0,006
3	5	153	32	217	38	8	54	22	18,2	1320	1320	0,510 0,008	0,034 0,014	0,100 0,007

У таблицях 2 і 3 наведено результати розрахунку інтегральних параметрів розплаву чавуну (Zy – параметр зарядового стану системи, d - середньостатистична між'ядерна відстань між катіоном і аніоном, tg α - середньостатистичний параметр, що характеризує індивідуальність катіонної підришітки, d_Zy – відстань між атомами у напрямленій хімічній зв’язці, d_d - середня міжатомна відстань між атомами одного типу, Rol – радіус спрямованого зв'язку між атомами, Rl – радіус зв'язку атома, Zc – ефективний заряд атома) [3] для вихідного і кінцевого хімскладу чавуну при обробці сумішшю CaO-CaF_2-FeO.

За наявними даними хіманалізу було виконано розрахунок інтегральних параметрів кінцевого шлаку (Табл. 4). D – середньозважена між'ядерна відстань, De – енергія зв'язку в точці рівноважної відстані між атомами, tgα - середньозважений градієнт залежності зміни радіусу від заряду в зв’язку катіон-аніон r – середньозважений показник стехіометрії, Dzm – показник

нерівноважності катіонної підрешітки, M – середньозважена молекулярна мас [3].

Таблиця 2 - Інтегральні параметри, розраховані за даними хіманалізу вихідного чавуну

№	Zy	d	tg α	d_Zy	d_a	Rol
1	1,385963	2,3635	0,093104	0,299141	-0,17338	3,992633
2	1,388674	2,3572	0,093209	0,302856	-0,17418	3,999623
3	1,392105	2,3573	0,093188	0,306099	-0,17366	4,000128

Продовження таблиці 2

№	Rl^C	Rl^Mn	Rl^Si	Rl^S	Rl^P	Rl^Fe
1	3,552445	4,2356224	4,014151	3,832545	3,929189	4,082974
2	3,56014	4,2451633	4,023096	3,841002	3,937906	4,092048
3	3,560294	4,2452723	4,023218	3,841133	3,938032	4,09221
№	Zc^C	Zc^Mn	Zc^Si	Zc^S	Zc^P	Zc^Fe
1	-2,61222	0,243953	-1,17516	0,098303	-0,51604	0,202176
2	-2,60436	0,255765	-1,16464	0,107771	-0,50601	0,213028
3	-2,60417	0,255931	-1,16447	0,107949	-0,50584	0,213253

Таблиця 3 - Інтегральні параметри ,розраховані за даними хіманалізу кінцевого чавуну

№	Z_Y	d	tg α	d_Z_Y	d_a	Rol
1	1,136828	2,827	0,088004	0,000875	-0,00023	3,488936
2	1,137711	2,8269	0,088007	0,001796	-0,00024	3,488946
3	1,137154	2,8269	0,088004	0,001204	-0,00027	3,489053
№	Rl^C	Rl^Mn	Rl^Si	Rl^S	Rl^P	Rl^Fe
1	3,6166092	3,43145	3,27962	3,360418	3,489009	3,6166092
2	3,6167808	3,43161	3,27977	3,360574	3,489076	3,6167808
3	3,6167884	3,43162	3,279782	3,360585	3,48913	3,6167884
№	Zc^C	Zc^Mn	Zc^Si	Zc^S	Zc^P	Zc^Fe
1	-3,17278	-0,58662	-1,91745	-0,57209	-1,22463	-0,56744
2	-3,17262	-0,58638	-1,91723	-0,57189	-1,22442	-0,56735
3	-3,1726	-0,58636	-1,91721	-0,57187	-1,2244	-0,56727

Таблиця 4 - Інтегральні параметри, розраховані за даними хіманалізу кінцевого шлаку

CaO	SiO_2	FeO	CaF_2	D	De	tg α	r	Dzm	M
25,90	10,60	57,40	6,10	3,4459	-3,7323	0,1108	0,8562	0,049	63,2564
16,2	8,1	71,9	3,8	3,5452	-4,2091	0,1027	0,8892	0,044	65,8834
24,3	8,9	60,1	6,7	3,4763	-3,786	0,1101	0,8654	0,0492	63,9627

На основі отриманого розрахунку інтегральних параметрів, а також технологічних параметрів обробок було виконано аналіз залежностей ефективності видалення домішок (S, Si, P) як функція інтегральних параметрів чавуну і шлаку, основності шлаку, вмісту компонентів у шлаку, а також інтенсивності обробки.

На рисунку 2, як приклад ,наведено залежності видалення домішок від основності вихідного шлаку.

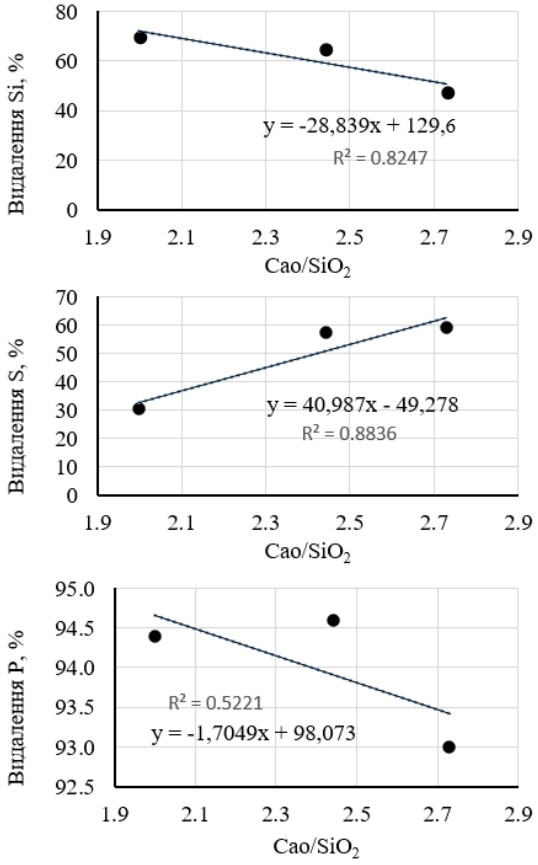


Рисунок 2 - Залежність видалення домішок від основності вихідного шлаку

Третій напрямок досліджень пов'язаний із розробленням архітектури модельної підсистеми для експертної оцінки комплексного рафінування чавуну, макросхему якої представлено на рис. 3.

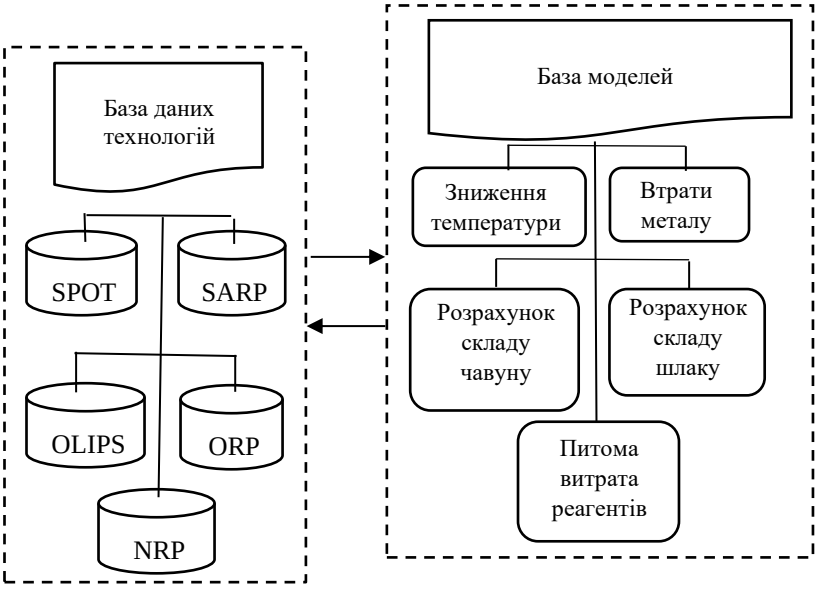


Рисунок 3 - Схема інформаційно-математичного забезпечення алгоритму системи комплексної обробки чавуну

До бази даних технологій віднесено відомі технології комплексної обробки чавуну – SPOT, SARP, OLIPS, ORP, NRP, які були реалізовані в умовах японських меткомбінатів. База моделей, що описують технологію комплексної обробки чавуну, охоплює моделі зниження температури, розрахунку складу чавуну після рафінування, розрахунку складу шлаку після обробки, питомої витрати реагентів для отримання заданого хімічного складу чавуну після обробки, а також втрат металу в результаті обробки.

У рамках продовження досліджень даної тематики продовжуються роботи по наповненню бази даних власними показниками комплексної обробки чавуну у лабораторних умовах. Поєднання отриманих даних з можливостями експертної системи дозволить виконати пошук раціональних параметрів процесу обробки.

Висновки

1. Одержали розвиток напрямки розробок програмного забезпечення і поповнення інформаційної системи позапічної обробки

чавуну "ПОЧ" показниками комплексної обробки чавуну (видалення домішок сірки, кремнію та фосфору) як власними лабораторними експериментальними даними, так і даними зарубіжних технологій.

2. До бази даних технологій віднесено відомі технології комплексної обробки чавуну – SPOT, SARP, OLIPS, ORP, NRP, які були реалізовані в умовах японських меткомбінатів.

3. Виконана обробка фактичних даних, що характеризують процес комплексної обробки чавуну сумішшю реагентів CaO-CaF_2-FeO, дала можливість розширити концепцію існуючої експертної системи «Позапічна обробка чавуну». Модельний модуль аналітичної системи повинен в якості складових мати інтелектуальне ядро генерації комплексних показників хімічного складу системи шлак-метал-газ та технологічних параметрів обробок.

4. Доцільно по мірі розширення скомпонованого банку фактичних даних, продовжити їх математико-статистичну обробку з метою одержати описові моделі для різних реагентів, які слугуватимуть основою для алгоритмічного забезпечення аналітичного блоку Експертної системи.

Перелік посилань

1. Тогобицька Д. М., Степаненко Д. О., Бєлькова А. І., Петров О. П., Ліхачов Ю. М. Банк даних «Металургія» - інформаційна основа прогнозування властивостей фізико-хімічних систем та їх розплавів. *Сучасні проблеми металургії. Наукові вісті*. 2021. №24. С. 140-148.

2. Приходько Э. В., Тогобицкая Д. Н., Хамхотько А. Ф., Степаненко Д. А. Прогнозирование физико-химических свойств оксидных систем. Монография. Днепропетровск : Пороги. 2013. 344 с.

3. Togopbitska D., Belkova A. New approach to evaluating the thermodynamic consistency of melts in the “Metal-Slag” system based on interatomic interaction parameters. *Lithuanian Journal of Physics*. 2023.

4. Тогобицкая Д. Н., Вергун А. С, Молчанов Л. С., Кисляков В. Г., Лихачев Ю. М., Ходотова Н. Е. Подсистема «Внепечная обработка чугуна» в решении задач выбора рациональной технологии получения качественной металлопродукции в сложившихся сырьевых и технологических условиях. *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії*. 2019. Вип. 33. С. 106-115. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2019-33-105-115

5. Жмойдин Г. И., Приходько Э. В., Тогобицкая Д. Н., Хамхотько А. Ф., Лихачев Ю. М. О паспортизации экспериментальных материалов для банка данных «Металлургия». *Изв. ВУЗов. Черная металлургия*. 1988. №8. С. 136-139.

References

1 Tohobytska, D. M., Stepanenko, D. O., Bielkova, A. I., Petrov, O. P., & Likhachov, Y. M. (2021). Bank danykh "Metalurhiia" - informatsiina osnova prohnozuvannia vlastyvostei fizyko-khimichnykh system ta yikh rozplaviv. *Suchasni problemy metalurhii. Naukovi visti,* 24, 140-148

2. Prykhodko, E. V., Tohobytskaia, D. N., Khamkhotko, A. F., & Stepanenko, D. A. (2013). Prohnozyrovanye fyzyko-khymycheskykh svoistv oksydnykh system. Porohy

3. Togopbitska, D., & Belkova, A. (2023). New approach to evaluating the thermodynamic consistency of melts in the "Metal-Slag" system based on interatomic interaction parameters. *Lithuanian Journal of Physics*

4. Togobitskaya, D. N., Vergun, A. S., Molchanov, L. S., Kislakov, V. G., Likhachev, Yu. M., & Khodotova, N. E. (2019). Podsistema "Vnepechnaya obrabotka chuguna" v reshenii zadach vybora racionalnoj tehnologii polucheniya kachestvennoj metalloprodukcii v slozhivshihsya syrevyh i tehnologicheskih usloviyah. *Fundamentalni ta prykladni problemy chornoi metalurhii*, 33, 106-115. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2019-33-105-115

5. Zhmojdin, G. I., Prihodko, E. V., Togobickaya, D. N., & Hamhotko, A. F., Lihachev, Yu. M. (1988). O pasportizacii eksperimentalnyh materialov dlya banka dannyh "Metallurgiya". *Izv. VUZov. Chernaya metallurgiya*, (8), 136-139

V. G. Kislyakov[1,*], Ph. D., Head of Department, ORCID 0000-0002-1775-5050
D. M. Togobytska[1], D. Sc. (Tech.), Professor, ORCID 0000-0001-6413-4823
V. P. Petrusha[1], Junior Researcher ORCID 0000-0002-1031-3241
Y. M. Likhachov[1], Researcher, ORCID 0000-0003-3168-7813
N. E. Khodotova[1], Junior Researcher, ORCID 0000-0002-6958-4636

[1] *Iron and Steel Institute of Z. I. Nekrasov National Academy of Sciences of Ukraine*

[*] *Corresponding author: vovkadragon12@gmail.com*

DEVELOPMENT AND FILLING OF THE INFORMATION SYSTEM "OUT-OF-FURNACE IRON PROCESSING" WITH INDICATORS OF COMPLEX IRON PROCESSING

Abstract. The aim of this work is to continue the development and updating of the information system for out-of-furnace cast iron treatment "POCH" with indicators of complex cast iron treatment. Modern steel production is characterized by an increase in the production of steels with a low content of non-metallic inclusions. Out-of-furnace pig iron refining is widely used to provide BOF processors with pig iron of a given quality, which significantly reduces the cost of producing high-quality steel products. Updating the database with information on technologies for not only pig iron desulphurization, but also complex impurity removal will allow us to obtain descriptive models for these technologies and become the basis for algorithmic support of the expert system's analytical block for the selected pig iron refining technology. The Out-of-Furnace Iron Processing Database "POCH" is a full-text form of documentary database organization and makes it possible to provide a thematic search for a particular problem or a certain issue, which is regulated by a corresponding query provided with a flexible interface. The information support subsystem was developed, in particular, a software module for the automated procedure of replenishing machine passports formatted according to a special template from the User's technological information archive in Excel was developed. The analytical unit was supplemented with a subsystem for analyzing the processes

of interatomic interaction in the metal-slag system using the concept of directed chemical bonding, generating complex indicators, and assessing the role of individual components of the mathematical model. The dependences of the efficiency of impurity removal (S, Si, P) as a function of the properties of the injected slag, slag basicity, component content in the slag, and treatment intensity were analyzed. The architecture of the model system for expert evaluation of the technology of complex cast iron refining was developed.

Key words: cast iron, complex refining, efficiency, information system, database, parameters, integral indicators.

For citation: Kislyakov, V. G., Togobytska, D. M., Petrusha, V. P., Likhachov, Y. M., & Khodotova, N. E. (2026). Development and filling of the information system "Out-of-Furnace Iron Processing" with indicators of complex iron processing. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 40, 375-385. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-024

Рукопис надійшов до редакції / Received 05.01.2026
Рекомендовано до друку / Accepted 28.05.2026
Опубліковано / Published 30.05.2026

ISSN 2522-9117 (print), ISSN 2786-6149 (online)
"Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії". 2026. Випуск 40
"Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy". 2026. Issue 40

https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-025

УДК 669.184.244.66

А. Г. Чернятевич[1], д. т. н., проф., г. н. с., ORCID 0000-0002-4552-4997
Л. С. Молчанов[1,*], к. т. н., старш. дослід., ORCID 0000-0001-6139-5956

[1] *Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України*

[*] *Автор для листування: metall729321@gmail.com*

НАПРЯМКИ ПІДВИЩЕННЯ ЕНЕРГОЕФЕКТИВНОСТІ КОНВЕРТЕРНОЇ ПЛАВКИ В УМОВАХ ПАТ «АРСЕЛОРМІТТАЛ КРИВИЙ РІГ»

Анотація. Останні прогнози свідчать про те, що найближчі 20-30 років доменне та киснево-конвертерне виробництво збережеться як домінуюча ланка в отриманні сталі по технологічному маршруту «доменна піч – кисневий конвертер» завдяки економічній вигідності з тепловим коефіцієнтом до 90 % і більше. На сьогодні найбільш актуальним напрямком вдосконалення процесу виплавки киснево-конвертерної сталі в України, в умовах поширених у світовій практиці технологій попереднього нагріву металевого брухту в порожнині конвертера і комбінованої продувки ванни киснем зверху через звичайну багатосоплову фурму та нейтральним перемішуючим газом (азот, аргон) через днище, є підвищення частки брухту, що переробляється, вище 25 %. Метою роботи є розробка та запропонування до впровадження в повоєнний період в умовах конвертерного цеху ПАТ «АРСЕЛОРМІТТАЛ КРИВИЙ РІГ» на 160-т конвертерах: нової конструкції паливно-кисневої фурми і енергоефективного способу для попереднього нагріву металевого брухту в порожнині конвертера; багатоцільової двоярусної кисневої фурми, що забезпечує функції енергоефективної комбінованої продувки конвертерної ванни з допалюванням відхідних газів при подаванні зверху надзвукових і звукових кисневих і азотних струменів з одночасним вдуванням через днище агрегату нейтральних перемішуючих газів (азот, аргон) і отриманням кінцевого залізовуглецевого напівпродукту з підвищеною витратою металобрухту, а також нанесення шлакового гарнісажу на футерівку конвертера з метою подовження робочої кампанії конвертера. З використанням отриманих даних високотемпературного моделювання нагріву металевого брухту в порожнині конвертера і комбінованої продувки конвертерної ванни розроблені та запропоновані до впровадження в повоєнний період наступні нові енергоефективні фурмені пристрої та способи введення конвертерної плавки з підвищеною часткою брухту в металошихті: обертова паливно-киснева фурма для нагріву брухту в конвертері при вертикальному положенні з використанням пиловугільного палива або природного газу, що обладнана головкою з 4-ма кисневими соплами Лаваля з розміщенням в кожному із них циліндричних паливних сопел та технологія

© А. Г. Чернятевич, Л. С. Молчанов, 2026

Це стаття відкритого доступу за ліцензією CC BY-NC-ND 4.0
https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/legalcode.uk

нагріву брухту з подаванням ПВП або ПГ в кільцевій кисневій оболонці; енергоефективна технологія комбінованої продувки конвертерної ванни зверху надзвуковими і звуковими кисневими і азотними струменями з допалюванням CO до CO2 відхідних газів і нейтральним газом перемішуючим газом (азот, аргон) через днище з використанням нової конструкції двоярусної фурми, що містить дворядну нижню головку (4 сопла Лаваля і 8 циліндричних) і верхній сопловий блок із 8-ма циліндричними соплами.

Ключові слова: кисневий конвертер, паливно-киснева фурма, нагрів металевого брухту, двоярусна киснева фурма, комбінована продувка конвертерної ванни. допалювання відхідних газів, енергоефективність плавки

Посилання для цитування: Чернятевич А. Г., Молчанов Л. С. Напрямки підвищення енергоефективності конвертерної плавки в умовах ПАТ «АРСЕЛОРМІТТАЛ КРИВИЙ РІГ». *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії.* 2026. Вип. 40. С. 386-432. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-025

Вступ. Важливою умовою досягнення високих темпів розвитку економіки України в повоєнний період є проведення робіт по технічному переозброєнню підприємств чорної металургії, особливо киснево-конвертерних цехів з організацією декарбонізації (зниження викидів CO_2) виробництва сталі по технологічному маршруту «доменна піч – кисневий конвертер» за рахунок підвищення частки металевого брухту в шихті (брухт + рідкий чавун) конвертерної плавки понад 25 % [1, 2].

В умовах дефіциту рідкого чавуну та зростаючої кількості металевого брухту забезпечити належне виробництво якісної киснево-конвертерної сталі зі зниженням витрати чавуну можливо за рахунок поліпшення теплового балансу плавки шляхом розробки і впровадження нових конструкцій паливно-кисневих і кисневих фурм, що пристосовані відповідно для попереднього нагріву металобрухту у порожнині конвертера та комбінованої продувки конвертерної ванни з інтенсивним допалюванням відхідних газів без зниження стійкості футеровки агрегату.

Удосконалення існуючих та розробка нових енергоефективних технологій конвертерної плавки з підвищеною переробкою металобрухту на сьогоднішній день передбачає попередній нагрів брухту в порожнині конвертера з використанням природного газу (ПГ) і пиловугільного палива (ПВП), подальшу комбіновану продувку конвертерної ванни різноімпульсними надзвуковими і звуковими кисневими та азотними струменями з частковим допалюванням відхідних газів.

В даний час актуальним є проведення в нових напрямках високотемпературних експериментальних досліджень механізму явищ,

що супроводжують нагрів металевого брухту в порожнині конвертера газо-кисневими і пиловугільно-кисневими факелами, комбіновану верхню продувку конвертерної ванни надзвуковими кисневими струменями та допалювання CO до CO_2 звуковими кисневими струменями з можливістю заміни останніх на азот. Отримана при цьому інформація конче потрібна для розробки і практичної реалізації нових енергоефективних технологій нагріву металобрухту в порожнині конвертера та комбінованої продувки конвертерної ванни з використанням нових конструкцій паливно-кисневих та кисневих фурм, які виконують функції попереднього нагріву брухту, продувки ванни з частковим допалюванням відхідних газів та нанесення шлакового гарнісажу на футерівку конвертера.

Мета роботи. Розробити та запропонувати до впровадження в повоєнний період в умовах ПАТ «АРСЕЛОРМІТТАЛ КРИВИЙ РІГ» нові енергоефективні фурмені пристрої і способи попереднього нагріву металевого брухту в порожнині 160-т конвертерів та продувки ванни з частковим допалюванням відхідних газів із забезпеченням підвищеної переробки металобрухту в шихті конвертерної плавки без зниження стійкості футеровки агрегату.

Аналіз попередніх промислових досліджень. З моменту пуску і по сьогоднішній день у конвертерному цеху № 2 металургійного комбінату «Криворіжсталь», а нині ПАТ «АРСЕЛОРМІТТАЛ КРИВИЙ РІГ» (ПАТ «АМКР»), що мав у своєму складі спочатку шість 130-т конвертерів, а надалі замінених на 160-т агрегати, були випробувані в дослідно-промисловому масштабі і освоєні в постійній промисловій експлуатації ряд прогресивних технічних рішень, що стосуються:

- конструкцій паливно-кисневих фурм і технологій для попереднього нагріву металевого брухту в порожнині агрегату [3-5];
- конструкцій двоярусних кисневих фурм і технологій для продувки конвертерної ванни з частковим допалюванням CO до CO_2 відхідних газів [6-10];
- спеціальних конструкцій фурм факельного торкретування футеровки конвертера, гарнісажних фурм і технологій для нанесення шлакового гарнісажу та торкрет-покриття на футерівку конвертера з метою продовження стійкості останньої [11-18].

Свого часу співробітниками Інституту чорної металургії (на сьогодні ІЧМ НАНУ, м. Дніпро) і конвертерного цеху № 2 металургійного комбінату «Криворіжсталь» на 160-т конвертері були проведені дослідження [2-5] по підвищенню витрати металевого брухту в результаті його нагріву природним газом (ПГ). При цьому використали універсальну паливно-кисневу фурму-пальник [3,4] для

нагріву брухту і продувки ванни, головка якої містить (рис. 1) центральне циліндричне газове сопло діаметром 62 мм та 4 периферійні сопла Лаваля критичного діаметру 32 мм, розташовані по кругу під кутом 18^0 до вертикалі фурми в кисневій камері і головці.

В 160-т конвертер завантажували брухт, частину вапна (~ 20 %), після чого опускали фурму-пальник і гріли брухт в порожнині конвертера газокисневим факелом на протязі 2-8 хв. в залежності від витрати брухту. Фурму-пальник розташовували на висоті 1,0-1,5 м над поверхнею брухту, співвідношення витрати кисню і природного газу в суміші складало в середньому 1,83. Загальну витрату вапна скорочували пропорційно зниженню витрати чавуну.

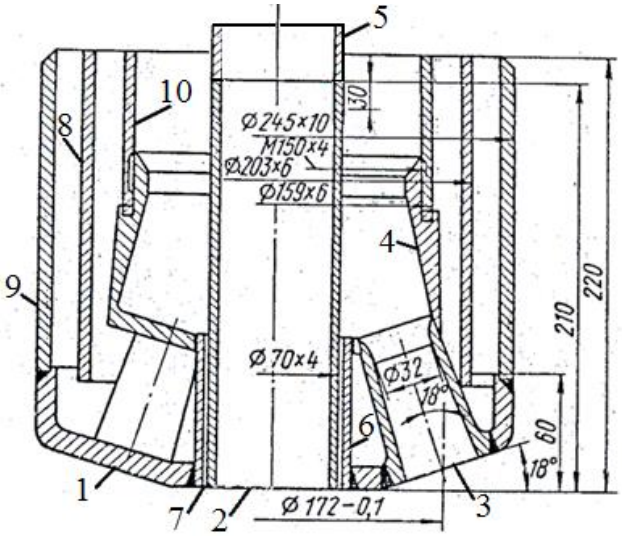


Рисунок 1 - Конструкція зварної головки паливно-кисневої фурми-пальника [3,4] для нагріву брухту і продувки ванни в 160-т конвертері: 1- головка; 2- центральне газове сопло; 3- кисневі сопла; 4- киснева камера; 5- центральна труба підведення природного газу; 6- металевий стакан; 7- кільцевий зазор для проходження кисню; 8, 9- патрубки підведення і відведення охолоджуючої води відповідно; 10- труба підведення кисню

Кількість брухту підвищували на 2-8 % від маси металозавалки при відповідному зниженню витрати чавуну. Плавки продували по відпрацьованій в цеху технології, при цьому тривалість продувки дослідних плавок була менше на 1,7 хв. за рахунок зниження витрати чавуну і, очевидно, часткового окислення брухту.

Попередній нагрів в 160-т конвертері металевого брухту тривалістю 4,4 хв. паливно-кисневою фурмою (див. рис. 1) з тепловою потужністю 110,2 МДж/хв. на тонну брухту дозволив забезпечити наступні показники плавки: при витрати чавуну 797,0 та брухту 334,5 кг/т сталі (29,6 %) на плавку підвищення витрати брухту склало 34,7 кг/т; зросла тривалість циклу плавки на 2 хв. та знизилась продуктивність конвертера на 4,5 %.

Співробітниками Дніпропетровського металургійного інституту (ДМетІ), Українського науково-дослідного інституту металів (м. Харків) і металургійного комбінату «Криворіжсталь» вперше в світовій практиці була досліджена [6-8] довготривала робота промислових
130-т конвертерів з двоярусними кисневими [6] різних конструкцій (рис. 2), призначеними для організації допалювання CO в робочому просторі агрегату. Нижній ярус сопел всіх фурм представляв собою звичайну п'ятисоплову кисневу фурму з кутом нахилу сопел Лаваля в головці до вертикалі 20^0, розраховану на витрату основного потоку кисню безпосередньо на продувку ванни 400-500 $м^3$/хв.. Віддалення головки двоярусної фурми від рівня спокійної ванни при продувці складало 1,0 м. Відстань між нижнім і верхнім ярусами сопел - 1,0, 1,65 і 2,0 м (для фурм різних варіантів), витрати додаткового потоку кисню через циліндричні сопла верхнього ярусу на допалювання CO до CO_2 досягали 100-200 $м^3$/хв.

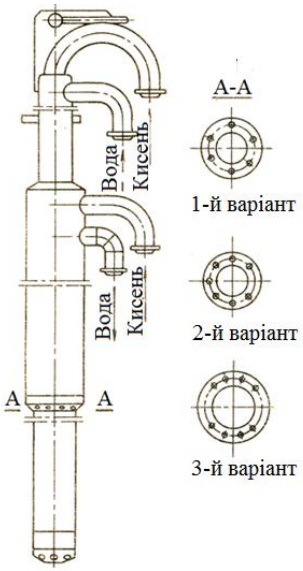


Рисунок 2 – Загальний вигляд досліджених варіантів двоярусних кисневих фурм: 1- головка фурми; 2- верхній ярус сопел

При продувці конвертерної ванни через фурму 1 варіанту (див. рис. 2), яка мала у верхньому ярусі 6 сопел діаметром 15 мм з кутом нахилу до вертикалі 45^0, віддалених від торця головки фурми на відстань 1,65 м, спостерігався значний місцевий знос футеровки конвертера навпроти кожного із сопел верхнього ярусу на 0,4-0,8 м вище точки перерізу осі сопла і поверхні кладки (в ділянці горловини конвертера).

При використанні для продувки ванни 2 варіанту фурми, яка мала у верхньому ярусі 8 сопел діаметром 18 мм з кутом нахилу до вертикалі 30^0 з подачею через сопла 60 $м^3$/хв. і більше зона локального зносу футеровки зміщувалась до середини циліндричної частини конвертера (до зони інтенсивного зносу на звичайних плавках).

Кисневі струмені верхнього ярусу фурми 3 варіанту були направлені на ділянки футеровки, які менше зношуються внаслідок утворення шлакового гарнісажу при поворотах конвертера і можуть бути підварені протягом гарячого ремонту. Але в цьому випадку висока стійкість футеровки досягається за рахунок зниження продуктивності конвертера, викликаного простоями на гарячому ремонті футеровки, тому від застосування фурми 3 варіанту відмовилися.

Найвищі показники отримали при використанні фурм варіанту 2 з видаленням верхнього ярусу сопел від торця головки на відстань 1,65 м і подачею кисню в кількості 30-35 % від витрат через сопла Лаваля головки. Завдяки значному надходженню тепла у ванну від допалювання CO вдалося збільшити витрати брухту на 6-7 %, скоротити тривалість продувки на 22 %, знизити витрати вапна, вапняку і плавикового шпату, підвищити основність кінцевого шлаку, ступінь десульфурації і дефосфорації металу. Окисленість металу і вміст в ньому азоту на дослідних і порівняльних плавках знаходились на однаковому рівні, окисленість шлаків на дослідних плавках була на 2-3 % вища, ніж на порівняльних.

Досвід застосування у 130-т конвертерах металургійного комбінату «Криворіжсталь» двоярусних кисневих фурм [6-8] також показав, що таким методом можна збільшити масовий вміст у шихті брухту на 6-7 %, одночасно підвищуючи інтенсивність продувки і продуктивність конвертерів внаслідок скорочення тривалості продувки при тому ж газовідвідному тракті. Оскільки теплопередача в металевій ванні, в даному випадку від факела горіння CO, здійснюється недостатньо ефективно (термічний ККД складає 30-35 %), а стійкість футеровки у верхній частині дещо знижується (на 30 %), процес допалювання газів у порожнині конвертерів необхідно було удосконалювати з одночасним підвищенням стійкості футеровки конвертера.

Свого часу було встановлено [7] , що продувка ванни 160-т

конвертерів киснем з витратою 380-390 м^3/хв. з використанням штатної конструкції фурми з 5-ти сопловою головкою (сопла Лаваля критичного діаметру ($d_{кр}$) 30 мм, розташовані по кругу під кутом (α) 20^0 до вертикальної осі фурми) та технології з частковим проміжним скачуванням первинного низькоосновного шлаку, з присадкою звичайного і доломітизованого вапна при малій кількості добавок плавикового шпату і формуванням в процесі продувки шлаку з підвищеним до 8 % вмістом оксиду магнію, часто супроводжується «згортанням» шлаку, погіршенням видалення шкідливих домішок, посиленням виносу крапель металу і шлаку з утворенням металошлакової охолоді на стовбурі фурми, конусної частини футеровки і горловині конвертера.

Щоб запобігти інтенсивному заметалюванню стовбура фурми і горловини конвертера, локальному зносу футеровки у верхній частині робочого простору агрегату, співробітниками Дніпродзержинського державного технічного університету (ДДТУ), а нині Дніпровського державного технічного університету (ДДТУ, м. Кам'янське) була розроблена та пройшла дослідно-промислові випробування технологія верхньої продувки ванни 160-т конвертерів ПАТ «АРСЕЛОРМІТТАЛ КРИВИЙ РІГ» із використанням спрощеної конструкції двоярусної кисневої фурми [7-10] із розділенням потоку кисню за допомогою спеціального розподільника на основний і додатковий, що подаються через нижній і верхній яруси сопел відповідно. Двоярусна фурма (рис. 3) містить нижню мідну литу головку 9 із 4-ма соплами Лаваля (рис. 3, а, г) критичного діаметру ($d_{кр}$) 34 мм з кутом нахилу до вертикалі (α) фурми 20^0 для формування надзвукових струменів при витратах кисню 380-390 м^3/хв. та верхній мідний литий 12-ти сопловий блок 7 із циліндричними соплами ($d_ц$= 7 мм; α= 30^0), розташований на відстані 2,5 м від торця головки, для формування дозвукових струменів при витратах кисню 20-25 м^3/хв. Передбачалось також використання штатної литої конструкції 5-ти соплової нижньої головки 9 (рис. 3, д) з соплами сопла Лаваля ($d_{кр}$=30 мм і α=20^0).

Стовбур розробленої двоярусної фурми (рис. 3) довжиною 13050 мм складається з трьох частин. Верхня частина стовбура довжиною 2500 мм включає три концентрично розташовані сталеві труби: внутрішню 1 (діаметром 133 × 8 мм) для підведення технологічного кисню, проміжну 2 (діаметром 168 × 6 мм) і зовнішню 4 (діаметром 219 × 8 мм) для підведення і відведення охолоджуючої води відповідно. У середній частині стовбура перед верхнім сопловим блоком 7 здійснена заміна зовнішньої труби 4 діаметром 219 × 8 мм на трубу 3 діаметром 273 × 8 мм і довжиною 2425 мм, яка з'єднана з верхнім сопловим блоком 7. При цьому в центральну трубу вмонтований

металошланговий компенсатор 8. Для проходу охолоджуючої води в міжсопловому просторі блоку 7 є 24 циліндричні проточки діаметром 14 мм.

З мідним сопловим блоком 7 за допомогою зварювання з'єднані зовнішні і проміжні вставки зі сталевих труб ∅ 273 × 8 мм, ∅ 219 × 8 мм і ∅ 168 × 6 мм. З проміжною і центральною вставками герметично з'єднаний сталевий розподільник 6, який має 4 циліндричні канали діаметром 10 мм для проходу додаткового кисню в передсопловий простір, обмежений проміжними вставками, кришкою і вставкою. Прохід охолоджуючої води через розподільник 6 забезпечується за допомогою 4-х щілинних проточок.

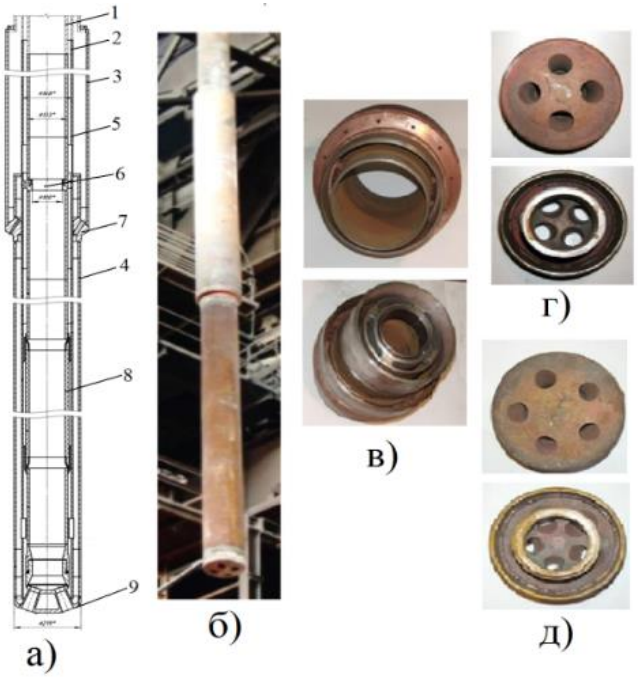


Рисунок 3 - Конструкція (а) і фотографії стовбура двоярусної фурми ПАТ «АРСЕЛОРМІТТАЛ КРИВИЙ РІГ» (б), верхнього соплового блоку (в) і нижньої 4-х (г) і 5-ти (д) соплових головок: 1,2,3 - внутрішня, проміжна і зовнішня труби верхньої частини стовбура фурми відповідно; 4 - зовнішня труба середньої частини стовбура фурми; 5 роз'ємний компенсатор; 6 - розподільник; 7 - верхній сопловий блок; 8 - металошланговий компенсатор; 9 - нижня головка

Розподільник 6 здійснює поділ потоку кисню, що надходить по внутрішній трубі 1 (∅ 133 × 8 мм), на основний, що йде на продувку конвертерної ванни через головку 9, і додатковий, що вдувається через верхній соплової блок 7 в робочий простір конвертера. Компенсація температурних напружень в двоярусній фурмі забезпечується за допомогою роз'ємного і металошлангового компенсаторів.

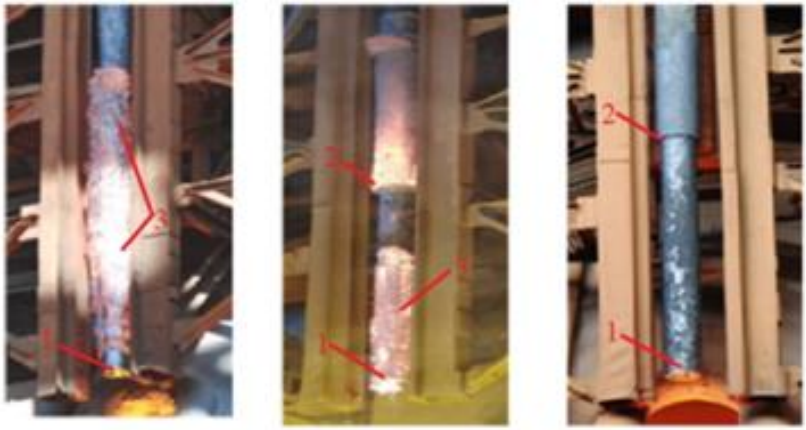
Запропонована конструкція двоярусної фурми працює наступним чином. Кисень від підвідного патрубка з загальною витратою 380-390 м^3/хв. надходить по внутрішній трубі діаметром 133 × 8 мм до розподільника верхнього соплового блоку. При цьому 20 - 25 м^3/хв. кисню подається через 12 циліндричних сопел верхнього соплового блоку, що призводить до формування своєрідної завіси із дозвукових кисневих струменів на шляху зустрічного потоку відхідних конвертерних газів, що несе в підвішеному стані дрібнодисперсний пил, краплі металу і шлаку. Тим самим знижується інтенсивність покриття металошлаковими охолодями стовбура фурми і горловини конвертера (рис. 4). При цьому допалювання монооксиду вуглецю відхідних газів в цьому випадку відбувається без агресивного високотемпературного впливу факелів допалювання, що утворюються, на футеровку верхньої частини конвертера. Основний потік кисню по центральній трубі діаметром 133 х 8 мм направляється до нижньої 4-х або 5-ти соплової головки і забезпечує формування надзвукових кисневих струменів і продування конвертерної ванни з глибоким проникненням їх в розплав при робочій висоті фурми, інтенсивне перемішування і зневуглецювання ванни.

При максимальній подачі кисню через 12-ти сопловий верхній блок 25 м^3/хв. розрахункова довжина утворених факелів допалювання СО складає 0,54 м, таким чином попереджається високотемпературний вплив факелів на футеровку агрегату.

У ході дослідно-промислової кампанії була підтверджена ефективність запропонованої конструкції двоярусної фурми (рис. 3, *а*) із забезпеченням: надійної роботи системи охолодження при витраті води 80-100 м^3/год; спокійного ходу продувки конвертерної ванни із заглушанням виносу мілких крапель металу, попередженням інтенсивного заметалювання стовбура фурми та горловини конвертера; підвищенням витрат кисню до 450 м^3/хв. та скороченням тривалості продувки на 0,5-1,0 хв.

Свого часу належна стійкість футеровки всіх шести 160-т конвертерів ПАТ «АРСЕЛОРМІТТАЛ КРИВИЙ РІГ» забезпечувалась шляхом факельного торкретування футеровки вертикальним способом з використанням установок (рис. 5) по проєкту «Укрдіпромеза» (м. Дніпро) і розробкам ДонНДІчормета (м. Донецьк) [11,12]. Для

торкретування футеровки конвертерів використовувалась торкрет-маса (вміст фракції 0,09 мм не менше 90 %), що включала горючий сланець і магнезит (не більше 65 % MgO, не менше 18 % CaO і 10 % C) або кам'яновугільний кокс і магнезит (не менше 56 % MgO і 21 % C, не більше 7 % CaO). Установка для торкретування (рис. 4) містить рухому платформу, на якій по вертикальним направляючим переміщується каретка з торкрет-фурмою [15]. Торкрет-фурму можна пересувати, піднімати, опускати і обертати навколо поздовжньої осі на 180 град по обидва боки зі швидкістю 0,78-1,56 об/хв., що дозволяє ремонтувати футеровку на любій ділянці робочого простору конвертера.



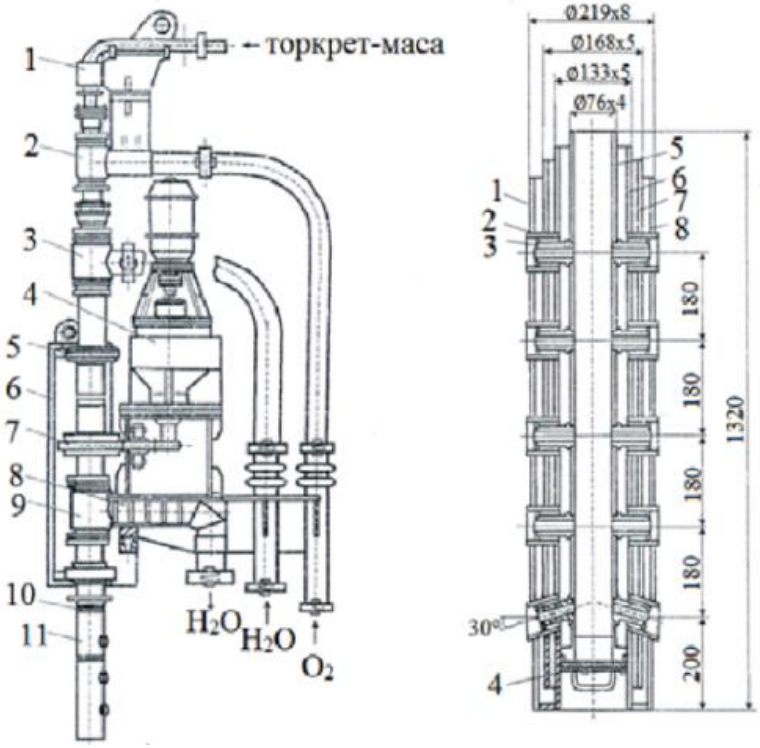
а) б) в)

Рисунок 4 – Вид шлакометалевої охолоді на стовбурах штатної кисневої фурми з 5-ти сопловою головкою (а) та на двоярусних фурмах з 4-х (б) і 5-ти (в) сопловими головками: 1- нижня головка; 2- верхній сопловий блок; 3- металошлакова охолодь

Наконечник торкрет-фурми (рис. 5, б) складається із корпусу, який є продовженням чотиритрубного стовбура торкрет-фурми, сопел подавання кисню і торкрет-маси, знімної заглушки. Сопла для подавання кисню і торкрет-маси типу «труба в трубі» (10 шт.) розташовані в два ряди по висоті наконечника в одній площині. Під час зливу залізовуглецевого напівпродукту і випуску шлаку із конвертера каретка з продувальною кисневою фурмою відводиться і замість неї наводиться торкрет-фурма, що виключає додатковий час на підготування конвертера до факельного торкретування.

Крім факельного торкретування продовжування стійкості футеровки 160-т конвертерів додатково забезпечувалось формуванням в ході продувки шлаку, збагаченого оксидом магнію до 8-10 %, який

після випуску залізовуглецевого напівпродукту, через штатну 5-ти соплову кисневу фурму роздувався на протязі 3-4 хв. азотними струменями з метою нанесення шлакового гарнісажу на футеровку [19].



а) б)

Рисунок 5 – Схеми установки для факельного торкретування футеровки 160-т конвертера (а) і наконечника торкрет-фурми (б): а) 1-3 - верхні колектори; 4- мотор-редуктор; 5- підшипник; 6- каретка; 7- зубчата передача; 8- платформа; 9- нижній колектор; 10- вертикальна торкрет-фурма; 11- наконечник торкрет-фурми; б) 1- корпус; 2- сопла подавання кисню; 3- сопла подавання торкрет-маси; 4- знімна заглушка; 5- труба подавання торкрет-маси; 6- труба подавання кисню; 7- труба подавання води; 8- труба відведення води

На основі отриманих даних холодного моделювання процесів роздування шлаку і факельного торкретування [20] співробітниками ДДТУ було запропоновано [13-18]:

- поєднання в часі операцій роздування кінцевого шлаку азотними струменями і факельного торкретування футеровки шляхом

модернізації базової конструкції установки (рис. 5);

- спрощення конструкції торкрет-фурми за рахунок реалізації газового охолодження наконечника азотом, замість прийнятого охолодження за допомогою води.

На першому етапі була розроблена та освоєна технологія гарячого ремонту футеровки 160-т конвертерів ПАТ «АрселорМіттал Кривий Ріг» із використанням комбінованої газоохолоджуваної торкрет-фурми (рис. 6), що забезпечує сумісне або роздільне нанесення шлакового гарнісажу та факельне торкретування футеровки [13, 15, 16]. Після відпрацювання технології транспортування порошків без вуглецьвміщуючої складової, повністю відмовились від використання доломітосланцевої торкрет-маси та впровадили технологію ремонту футеровки з використанням сирого доломіту.

В подальшому на другому етапі була розроблена та впроваджена у промислову експлуатацію технологія газопорошкового роздування шлаку із використанням газоохолоджуваної обертової гарнісажної фурми із соплами Лаваля типу «труба у трубі» (рис. 7).

Фурма забезпечує подавання порошкоподібного необпаленого доломіту (400-800 кг/хв.) у потоці повітря (60-80 м^3/хв.) через сопла 1 (рис. 6, а) безпосередньо у шлакову ванну по ходу операції [13-15,17]. При цьому соплами Лаваля 2 (рис. 6,а) забезпечується подача азоту (350-430 м^3/хв.) для роздування шлакової ванни на футеровку конвертера.



а) б)

Рисунок 6 – Конструкція (а) та вигляд (*б*) комбінованої газоохолоджуваної торкрет-фурми: а) 1- наконечник фурми; 2- внутрішня труба подачі торкрет-маси; 3- бокові циліндричні сопла; 4- зовнішня труба; 5- торцева головка; 6- сопла Лаваля; 7- тарілка; 8- сальниковий компенсатор; 9- зовнішня труба стовбура фурми; *б*) 1-наконечник фурми; 2- сопла Лаваля; 3- бокові циліндричні сопла; 4- торкрет-факела

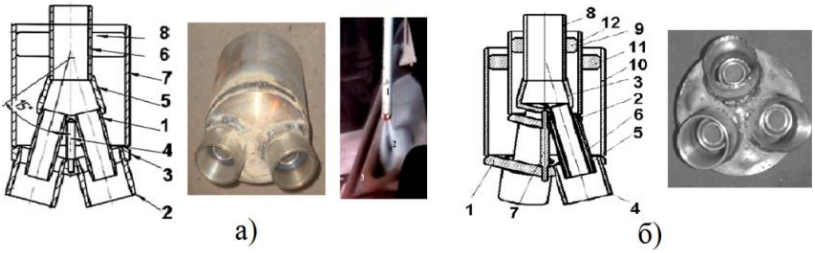


Рисунок 7 – Конструкція та вигляд наконечників дво- (а) та трисоплової (б) газопорошкової фурми:
а) 1- газопорошкове сопло; 2- азотне сопло Лаваля; 3- нижня тарілка; 4- фіксатор; 5- верхня тарілка; 6 - труба 7- зовнішня труба; 8- фіксатор; 9- наконечник у зборі;
б) 1- нижня тарілка; 2- верхня тарілка; 3- чаша; 4- азотне сопло Лаваля; 5- газопорошкове сопло; 6- кисневе сопло; 7- фіксатор; 8, 9, 10- патрубки; 11 та 12- фіксатори

У період 2006-2008 р.р. забезпечено зменшення питомої витрати торкрет-маси з 2,88 кг/т сталі до 0,92 кг/т сталі (на 68%), при зменшенні тривалості операції ремонту на 50% та підвищенні стійкості футеровки, у середньому на 750 плавок, підвищення випуску сталі, у середньому на 103,0 тис.т/конвертер за кампанію по футеровці. За рахунок безпосереднього направленого вдування порошкоподібних матеріалів у об'єм кінцевого конвертерного шлаку, що містить 5-6% MgO:

- зменшені втрати торкрет-маси із відвідними газами. Середня витрата торкрет-маси на операцію склала 360,0 кг, що на 72% та 58% менше ніж при використанні штатної водоохолоджуваної торкрет-фурми (рис. 5) та комбінованої гарнісажної торкрет-фурми (рис. 6) відповідно. Зменшення питомої витрати торкрет-маси склало 62% (з 1,42 кг/т сталі у 2008 р. до 0,53 кг/т сталі у 2012 р.), тривалість операції ошлакування скоротилась на 30-35% (до 2,0- 2,5 хв.) із формуванням більш міцного гарнісажу;

- у 2011 р. середня стійкість футеровки конвертерів у порівнянні із 2010 р. збільшилася на 297 плавок та склала 3172 плавки (рекордна стійкість 4475 плавок);

- по ходу роздування стовбур гарнісажної фурми (рис. 7) покривається шаром продуктів дисоціації карбонатів торкрет-маси, що сприяє його самоочищенню від шлакової охолоді по закінченню операції;

- використання запропонованих гарнісажних фурм сприяло зниженню інтенсивності заметалювання кисневої фурми та призвело до скорочення кількості операцій обрізання охолоді з 2-3 у зміну до 1-2. Вихід з ладу кисневих фурм унаслідок пошкодження під час обрізання

охолоді скоротився з 44% у 2006 р. до 26% у 2011 р.

Для реалізації технології роздування в'язких конвертерних шлаків була розроблена та запропонована до впровадження гарнісажна фурма із трисопловим наконечником (рис. 7, б) типу «труба у трубі» [18], що забезпечує формування струменів, які складаються з центрального газопорошкового струменю (60- 80 $м^3$/хв. повітря + 100-350 кг/хв. сирого доломіту) та двох кільцевих струменів (100- 150 $м^3$/хв. кисню та 350- 430 $м^3$/хв. азоту).

Передумови вдосконалювання технологічного маршруту виробництва залізовуглецевого напівпродукту в умовах роботи конвертерного цеху ПАТ«АРСЕЛОРМІТТАЛ КРИВИЙ РІГ»

В даний воєнний час в роботі знаходяться тільки три 160-т конвертера другого відділення цеху, кожний з яких експлуатується у складі технологічного маршруту «доменна піч - кисневий конвертер – установка ківш-піч – машина безперервного лиття заготовок». Перше відділення цеху у складі трьох 160-т конвертерів законсервовано.

Відома технологія попереднього нагріву металевого брухту в порожнині конвертера з використанням кускового газового вугілля з подачею останнього на завантажений брухт під струмені кисню в цеху не використовується.

Хімічний склад доставленого із доменного цеху переробного чавуну коливається в широких межах: 3,9- 4,6 % C, 0,5-1,2 % Si, 0,25-0,42 % Mn, 0,10- 0,15 % P та 0,025- 0,070 % S.

На сьогоднішній день виплавка залізовуглецевого напівпродукту в 160-т конвертерах передбачає максимальне видалення фосфору і сірки безпосередньо при верхній продувці ванни киснем з використанням штатної конструкції кисневої фурми з 5-ти сопловою мідною литою головкою китайського виробництва. При цьому забезпечується продувка конвертерної ванни киснем з інтенсивністю 380-390 $м^3$/хв. через сопла Лаваля критичного діаметра 30 мм, розташовані в головці під кутом 20° до вертикальної осі фурми. При діаметрі зовнішньої труби фурми 219 мм реалізовано периферійне підведення охолоджувальної води до головки з витратою 90-100 $м^3$/год..

В початковий період продувки конвертерної ванни (до 5-6 хв. плавки) з витратою кисню 380-390 $м^3$/хв. при висоті фурми від 1,9 до 2,3 м над рівнем ванни здійснюється повне видалення кремнію, частини марганцю і вуглецю з наведенням рідкорухливого основного шлаку, що містить 4-6 % оксиду магнію, шляхом присадки суміші доломітизованого і звичайного вапна в співвідношенні 3:1 без добавок плавикового шпату. Подальша продувка ванни з робочим положенням фурми від 1,0-1,2 м у період інтенсивного окислювання вуглецю найчастіше супроводжується «згортанням» шлаків, погіршенням

видалення шкідливих домішок, посиленням виносу крапель металу і шлаку з утворенням металошлакової охолоді на стовбурі кисневої фурми і горловині конвертера. Необхідні значення температури металу на випуску і вмісту в ньому фосфору і сірки забезпечуються переважно за рахунок відповідних додувок ванни (з досягненням вмісту [C] від 0,04-0,06 %), що супроводжується підвищенням окисленості металу і шлаку, збільшенням витрат розкислювачів і зниженням виходу рідкого залізовуглецевого напівпродукту. Після випуску із конвертера залізовуглецевого напівпродукту проводиться роздув кінцевого шлаку азотними струменями при інтенсивності подавання азоту через кисневу фурму 390-400 м^3/хв. з метою нанесення шлакового гарнісажу на футерівку конвертера.

Розроблена та впроваджена в свій час технологія гарячого ремонту футеровки 160-т конвертерів ПАТ «АрселорМіттал Кривий Ріг» із використанням комбінованої газоохолоджуваної торкрет-фурми [13-15,17] не використовується. Необхідне обладнання, крім самої торкрет-фурми (рис. 7, а), в своїй більшості виведено із ладу.

Експлуатація штатної 5–ти соплової кисневої фурми в конвертерному цеху характеризується:

- низькою стійкістю головок (у середньому 120 плавок) і високими витратами зовнішньої труби фурми Ø219×7 мм через ушкодження при обрізуванні кисневою трубкою металошлакової охолоді;

- високими середньомісячними простоями на ремонт і заміну фурм, видалення металошлакової охолоді зі стовбура фурми і горловини конвертера. Видалення охолоді з горловини конвертера за допомогою совка, закріпленого на завалочному крані, найчастіше супроводжується ушкодженням футерівки верхньої конічної частини робочого простору агрегату.

З урахуванням наявного досвіду застосування в конвертерному цеху ПАТ«АРСЕЛОРМІТТАЛ КРИВИЙ РІГ» попереднього нагріву металевого брухту [3,5] з використанням паливно-кисневої фурми (рис. 1), верхньої продувки конвертерної ванни надзвуковими і звуковими кисневими струменями, сформованими соплами Лаваля і циліндричними двоярусних фурм відповідно [6-9], а також підвищення стійкості футеровки конвертерів шляхом нанесення шлакового гарнісажу за допомогою обертових торкрет-фурм [13-15], пропонується у рамках технічної модернізації конвертерного цеху в повоєнний період реалізувати наступну енергоефективну технологічну схему конвертерної плавки з підвищеною до 40 % витратою металобрухту, яка включає:

- попередній нагрів металевого брухту в порожнині всіх 6-ти 160-т конвертерів з використанням нової конструкції обертової паливно-

кисневої фурм на модернізованих установках факельного торкретування футерівки конвертерів (рис. 5), обладнаних відновленими трубопроводами підведення кисню, природного газу, азоту, пиловугільного палива і води;

- комбіновану продувку конвертерної ванни зверху кисневими надзвуковими та звуковими кисневими і азотними струменями з використанням нової конструкції двоярусної фурми з дворядною головкою, оснащеною системи підведення до неї двох регульованих потоків кисню з можливістю їхньої повної заміни на азот у потрібні періоди операції, при одночасному подаванні через днище конвертера нейтральних перемішуючих газів (азот, аргон);

- нанесення шлакового гарнісажу шляхом роздуву кінцевого підготовленого конвертерного шлаку з підвищеним вмістом 8,0-10,0 % MgO надзвуковими і звуковими азотними струменями з використанням двоярусної фурми з дворядною головкою.

Для реалізації запропонованої технологічної схеми конвертерної плавки з підвищеною переробкою металевого брухту було необхідно:

- з використанням високотемпературного моделювання здобути достовірну невідому інформацію відносно: особливості нагріву металевого брухту в порожнині конвертера багатосопловою паливно-кисневою фурмою з використанням в якості палива природного газу і вугільного пилу; фізико-хімічних і гідрогазодинамічних закономірностей верхньої продувки ванни з допалюванням відхідних газів через двоярусну фурму з дворядною головкою;

- на основі даних високотемпературного моделювання і досвіду розробки промислових конструкцій двоярусних і гарнісажних фурм [6-9, 13-15] розробити та запропонувати до впровадження нову конструкцію обертової паливно-кисневої фурми для нагріву металобрухту, багатоцільову двоярусну кисневу фурму для комбінованої продувки конвертерної ванни з допалюванням відхідних газів і нанесення шлакового гарнісажу на футерівку агрегату та енергоефективні режими ведення плавки з їх використанням.

Обладнання та методика високотемпературного моделювання нагріву металевого брухту і продувки конвертерної ванни.

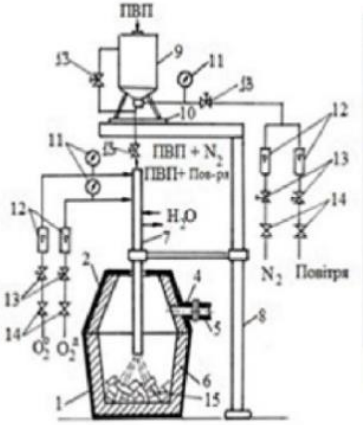
Високотемпературне моделювання процесу нагріву брухту за умов, найбільш подібних до виробничих, вирішували із застосуванням установки (рис. 8), змонтованої на базі 80-кг конвертера, виготовленого в масштабі 1:18 щодо 160-т промислового агрегату.

Конвертер 1 оснащено знімною горловиною 2, що має оглядове вікно 3 з кришкою і патрубок 4 евакуації відхідних газів і пилу, який з'єднується з металошланговим рукавом. Футеровка 6 конвертера виконана шляхом набивання по шаблонах з обпаленого магнезіального

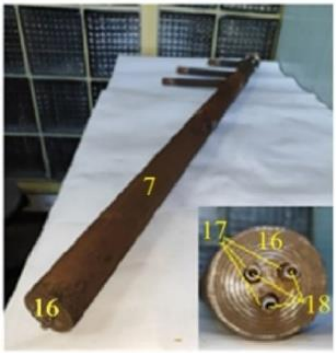
порошку зі зв'язкою на рідкому склі. Зменшення тепловтрат досягається застосуванням шару каолінової вати і листового азбесту, покладених між кожухом і футеровкою конвертера.



а)



б)



в)

Рисунок 8 – Вид (а) і схема (б) установки високотемпературного моделювання нагріву металевого брухту з використанням паливно-кисневої фурми (в): 1- корпус конвертера; 2- знімна горловина; 3- оглядове вікно; 4- патрубок евакуації відхідних газів і пилу; 5- металошланговий рукав, 6- футеровка конвертера; 7- паливно-киснева фурма для нагріву металевого брухту; 8- пристрій для закріплення і переміщення фурми; 9- живильник пиловугільного палива; 10- лабораторні ваги ТВЕ-120-5; 11-манометри; 12- ротаметри; 13- регулювальні вентилі; 14- відсічні вентилі; 15- металевий брухт; 16- головка паливно-кисневої фурми; 17- кільцеві канали; 18- центральні циліндричні сопла

До складу установки входять: паливно-киснева фурма 7 для нагріву металевого брухту з використанням пиловугільного палива (ПВП) і пропан-бутаної суміші (ПБС), пристрій 8 для закріплення і переміщення фурми; живильник 9 пиловугільного палива, встановлений на лабораторних вагах 10 марки ТВЕ-120-5; обладнання для подачі до конвертера кисню, азоту, пропан-бутанової суміші, компресорного повітря і води; контрольно-вимірювальна й регулююча апаратура. Живлення конвертера киснем, азотом, аргоном і пропан-бутаном від рамп із балонами, повітрям від компресора, які розміщені в спеціальному приміщенні, здійснюється через газові магістралі, обладнані манометрами 11 і ротаметрами 12 для контролю тиску і витрат газів, регулювальними 13 та відсічними 14 вентилями.

Паливно-киснева фурми (рис. 8, в) містить мідну головку з 3-ма розміщеними по кругу під кутом 15^0 до вертикальної осі фурми концентричними циліндричними соплами типу «труба в трубі» з подачею через центральні циліндричні сопла 18 діаметром 2 мм пропан-бутану або пиловугільного палива в потоці азоту, а через 1,5 мм кільцевій канал 17 між соплами кисню.

Випал і розігрів футеровки конвертера перед нагрівом металевого брухту і конвертерною плавкою здійснюється шляхом спалювання завантаженого в конвертер коксу з вдуванням в порожнину останнього компресорного повітря за допомогою кисневої або паливно-кисневої фурми при закритому кришкою оглядовому вікні. Відведення димових газів, що утворюються в ході розігріву футеровки, так і нагріву металевого брухту проводиться через металошланговий рукав, з'єднаний із димососом ВДД–11 і димовідвідною трубою.

Експрес-контроль температури поверхні футеровки конвертера під час розігріву останньої, а також температури нагріву металевого брухту у діапазоні від 800 до 1300 ^{0}С здійснюється за допомогою переносного пірометра часткового випромінювання «Смотрич-5ПО2». Спостереження за перебігом нагріву металевого брухту з використанням ПВП і ПБС, діяння кисневих та паливно-кисневих струменів на поверхню металобрухту, безпосереднє формування паливно-кисневих струменів здійснюється через оглядове вікно з фіксацією відеокамерою CASIOES-FH25 (30 – 1000 к/с).

Високотемпературне моделювання верхньої продувки конвертерної ванни кисневими и азотними струменями з використанням двоярусної фурми проводились теж з використанням установки (рис. 8, 9) на базі 80-кг конвертера.

а)

б)

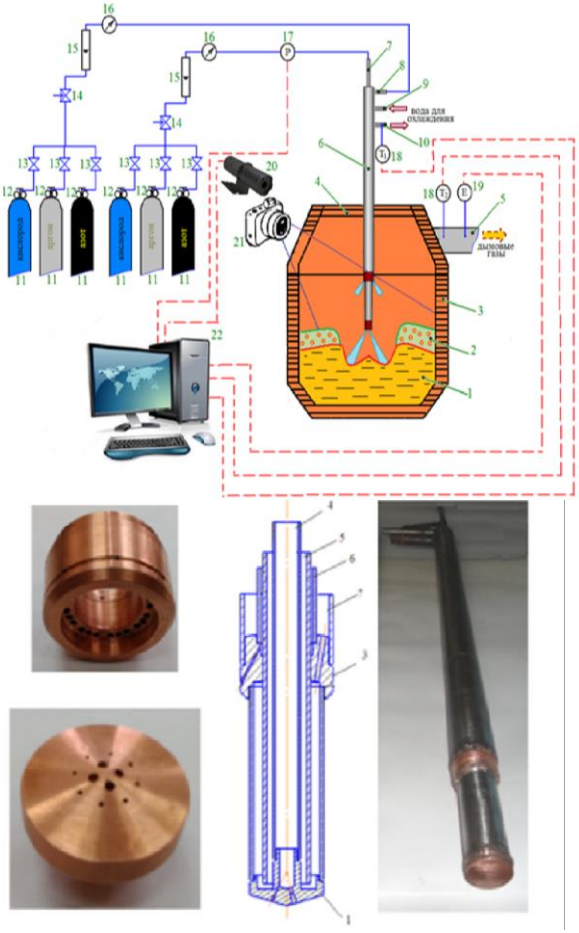


Рисунок 9- Схема (а) установки високотемпературного моделювання продувки конвертерної ванни кисневими і нейтральними (N_2, A_r) газовими струменями з використанням двоярусної фурми з дворядною головкою (б): а) 1- металева ванна; 2- шлакометалева емульсія; 3- корпус конвертера; 4- знімна горловина з оглядовим вікном; 5- димовідвідний тракт; 6- двоярусна фурма; 7- патрубок підведення основного кисню; 8- патрубок підведення додаткового кисню; 9,10- патрубки підведення і відведення охолоджуючої води; 11- газові балони; 12- редуктори; 13- відсічні вентилі; 14- регулюючі вентилі; 15- ротаметри; 16- манометри аналогові; 17- манометр цифровий; 18- термопари; 19- датчик викиду пилу ДВП-02; 20- пірометр; 21- відеокамера; 22- комп'ютер; б) 1- нижня дворядна головка (а); 2- верхній сопловий блок; 4- труба підведення основного кисню; 5- труба підведення води; 6- труба підведення додаткового кисню; 7- труба відведення води

Двоярусна киснева фурма (рис. 9, б) обладнана нижньою дворядною головкою 1, що містить розміщені по внутрішньому кругу 4 сопла Лаваля з критичним ($d_{кр}$) і вихідним ($d_{вих}$) діаметром 1.7 і 2,5 мм відповідно для формування надзвукових кисневих струменів та 12 розміщених по зовнішньому кругу циліндричних сопел діаметром ($d_ц$) 1,0 мм для формування дозвукових кисневих струменів. Кут нахилу до вертикалі фурми сопел Лаваля (α_1) і циліндричних (α_2) в головці фурми дорівнює відповідно 12 і 30 град. Верхній сопловий блок, розташований на відстані 2,5 м від торця нижньої головки ($Н_я$) 105 мм, містить розміщених по кругу 8 циліндричних сопел ($d_ц$=1,0 мм. $\alpha_З$=30 град) для формування дозвукових кисневих струменів.

Переробний рідкий чавун відомого складу (в середньому 4,15% C, 0,32% Mn, 0,55% Si, 0,034% S та 0,095% P) з температурою 1350-1450 ^{0}C готували в кислому тиглі індукційної печі. Після відбору проби чавуну і заливання 60 кг останнього в конвертер починали продувку ванни з використанням двоярусної кисневої фурми (рис. 9, б), забезпеченої незалежно регульованими підводами до неї основного ($Q_{O_2}^{осн}$) і додаткового ($Q_{O_2}^{дод}$) потоків кисню з витратами в межах 2,0 - 3,3 і 0,18 - 1,65 м^3/т·хв. відповідно через групи сопел Лаваля і циліндричних. Висоту фурми над рівнем ванни у спокійному стані змінювали в межах 20 - 60 калібрів.

Для наведення шлаку розосереджено присаджували доломітизоване вапно, плавиковий шпат і залізорудні окотиші фракцією 8 - 12 мм в кількості 1,5 - 2,5, 0,2 - 0,3 і 0,1 - 0,2 кг відповідно.

З метою пошуку додаткових керуючих впливів на стан спіненої шлакометалевої емульсії в конвертері у певні періоди продувки проводили заміну додаткового кисню на азот з витратою 0,18 - 2,05 м^3/т·хв.

Спостереження за перебігом продувки, процесів взаємодії кисневих і азотних струменів з конвертерною ванною здійснювалося через оглядове вікно з фіксацією відеокамерою Casio Exilim EX F1 зі швидкістю 300 кадрів/с. Протягом всього періоду продувки з інтервалом 3 - 5 хв. відбирали проби металу і шлаку для подальшого хімічного аналізу, фіксували температуру металу.

Результати високотемпературного моделювання нагріву металевого брухту в порожнині конвертера

На початковому етапі лабораторних досліджень [21] були виявлені наступні особливості нагріву металевого брухту в конвертері з подаванням через сопла типу «труба в трубі» паливно-кисневої фурми (рис. 8, в) пиловугільного палива з витратою 0,4-0,5 кг/хв. в потоці азоту 0,15-0,20 м^3/хв. і кисню 0,25-0,39 м^3/хв.:

- зниження температури футеровки конвертера до 700-750 ^{0}C перед

нагрівом брухту, а також використання баластного азоту в якості газу-носія пиловугільного палива призводить до сповільнення стадій спалювання пиловугільних частинок, а саме до зростання часу прогріву частинок вугілля до запалювання летких та їх згорання, подальшого прогріву коксового залишку до займання і вигорання з формуванням високотемпературного пиловугільного факелу належної теплової потужності (рис. 10);

- при спалюванні вугільного пилу в кисневому середовищі, через значну сумарну поверхню вугільних частинок, основна маса летких C_mH_n не встигає виділитися до початку займання частинок, і вуглець горить з такою ж швидкістю, як і леткі. Це сприяє формуванню високотемпературних факелів з великою світимістю, які ефективно впливають на поверхню брухту (рис. 11);

- коефіцієнт використання кисню, що вдувається, і пиловугільного палива суттєво вищий, ніж при використанні кускового газового вугілля протягом нагрівання будь-якої тривалості. Це обумовлено більшою світністю утворених факелів, що сприяє інтенсивному поглинанню теплової енергії поверхнею брухту.

- скорочується час, необхідний для нагрівання поверхні металобрухту до заданої температури, що дозволяє уникнути утворення рідкої складової, яка може призвести до небажаних наслідків, таких як нерівномірний нагрів або пошкодження футерівки конвертера.

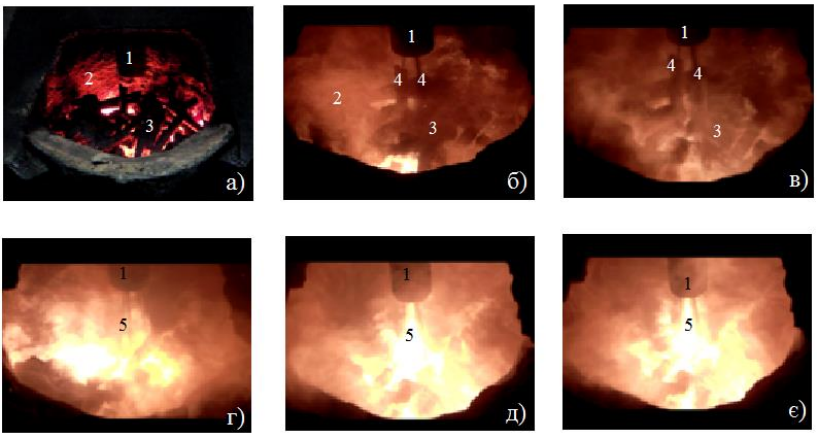


Рисунок 10.- Динаміка інкубаційного періоду нагріву металевого брухту в порожнині конвертера пиловугільним факелом: 1- паливно-киснева фурма; 2- футерівка конвертера; 3- металевий брухт; 4- струмені пиловугільного палива; 5- пиловугільні факели

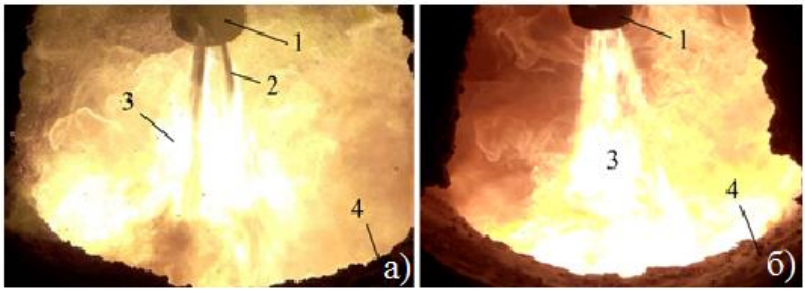


Рисунок 11- Початок процесів запалювання (а) і горіння (б) сформованого пиловугільного палива: 1- паливно-киснева фурма; 2- струмені пиловугільного палива; 3- пиловугільні факели; 4- футерівка конвертера

На початку вдування частинки вугільного пилу нагріваються до температури запалювання. Це відбувається за рахунок теплопередачі випромінюванням від нагрітої футеровки конвертера. На першому етапі нагріваються крайові області струменю ПВП через недостатнє перемішування з киснем кільцевої оболонки. В подальшому з підвищенням температури горіння формуються високотемпературні (до 2000 °С) пиловугільні факели, що діють на поверхню металевого брухту (рис. 12).

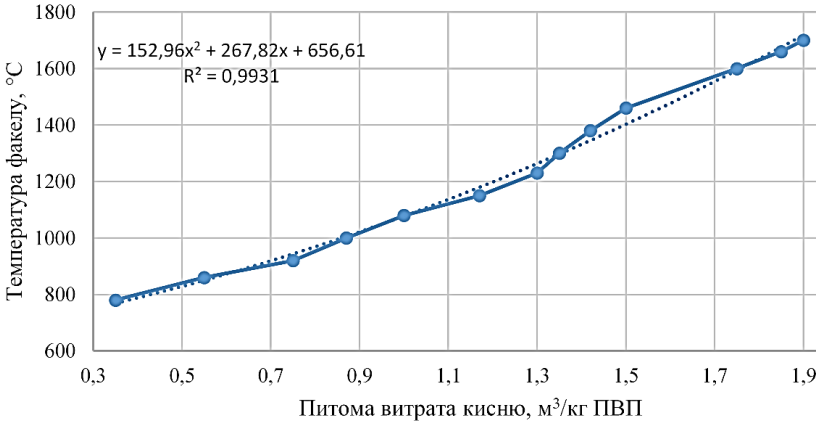


Рисунок 12 – Вплив питомої витрати кисню на температуру факелу ПВП

Як відомо [22], а це підтверджено експериментами (рис. 13), природний газ (пропан-бутанова суміш) спалюється в малосвітному факелі з низькою тепловіддачею випромінюванням. У зв'язку з цим необхідно організувати спалювання природного газу так, щоб утворюваний факел мав максимальну світність, яка підвищує ступінь

чорноти його і тепловіддачу випромінюванням металевому брухту.

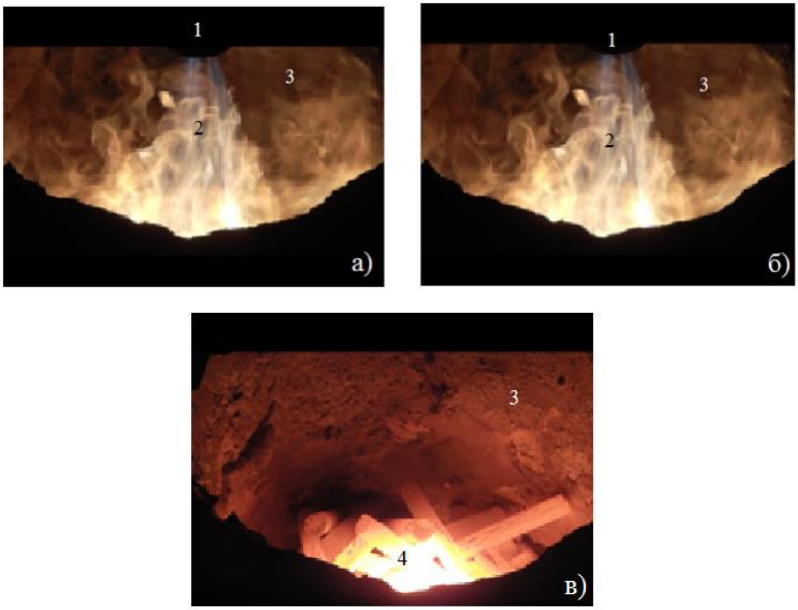


Рисунок 13- Динаміка нагріву металевого брухту пропан-бутановим факелом: 1- головка паливно-кисневої фурми; 2- сформований пропан-бутановий факел; 3- футеровка конвертера; 4 – нагрітий металевий брухт

Світність факелу значно зростає при появі в ньому часток сажистого вуглецю, які можуть бути внесені в нього або створені в самому факелі в процесі горіння вуглеводнів. Значна кількість сажистого вуглецю створюється в факелі при горінні вуглеводнів, які входять до складу рідкого палива (мазут). При добавці рідкого палива в факел природного газу його світність може бути значно підвищена [22]. Однак практична реалізація цього методу підвищення світності факела природного газу (шляхом карбюрації рідким паливом) при нагріві металевого брухту в конвертерах пов’язана з організацією мазутного господарства, ускладненням експлуатації і не завжди може бути рекомендована.

Проведеними експериментами встановлено (рис. 14), що підвищення світності і температури факела газової пропан-бутанової суміші досягається шляхом введення в потік останньої добавки пиловугільного палива. За рахунок одночасної подачі через центральні циліндричні сопла в потоці пропан-бутанової суміші пиловугільного палива, а через кільцеві канали між соплами кисню забезпечується

прискорене формування високотемпературного пиловугільного факела з підвищеною температурою і тепловою потужністю.

Це пояснюється, насамперед тим, що пропан-бутанова суміш (природний газ) виконує роль летких складових, займаючись раніше пиловугільного палива, він сприяє прискореному прогріву частинок вугілля з підвищенням швидкості згорання вуглецю. Крім того, внаслідок зменшення кількості баластного азоту в якості газу-носія пиловугільного палива виділяється більше тепла при згоранні вуглеводнів CmHn і вугільного пилу, що призводить до підвищення температури і теплової потужності пиловугільних факелів, а також скорочення часу нагріву металевого брухту до визначеної температури та підвищення продуктивності киснево-конвертерного процесу.

Результати високотемпературного моделювання продувки конвертерної ванни двоярусною фурмою з допалюванням відхідних газів

З початком продувки конвертерної ванни з витратою основного кисню ($Q_{O_2}^{осн}$) 0,20 м^3/хв (3,33 м^3/(т·хв.) через двоярусну фурму з дворядною головкою (рис. 9, б) стійке «запалювання» плавки відбувалося [23,24] при розташуванні торця головки на початковій висоті ($H_ф^{поч}$) 45-50 калібрів. Зі встановленням двоярусної фурми на робочій висоті ($H_ф^{роб}$) 30 калібрів і витраті основного кисню 0,20 м^3/хв. через 4 сопла Лаваля забезпечувалася продувка в режимі глибокого проникнення надзвукових кисневих струменів в розплав з формуванням в глибині останнього відокремлених реакційних зон. З меж цих реакційних зон, в разі розташування рівня спіненої шлакометалевої емульсії поблизу торця наконечника фурми, відбувається періодичний вихід на поверхню ванни об'ємів CO у вигляді макропузирів. При цьому у формуванні факелів допалювання CO до CO_2 беруть участь тільки звукові струмені додаткового кисню, розташовані на стороні виходу макропузиря, інші ж струмені впроваджуються у спінений шлак і взаємодіють з останнім (рис. 15).

З підвищенням швидкості зневуглецювання в основний період продувки, а відповідно зі збільшенням обсягу виділяємого за межі реакційної зони монооксиду вуглецю, зростає по діаметру довколофурмена область виходу на поверхню ванни CO. Це сприяє при витраті додаткового кисню 0,084-0,13 м^3/хв. (1,4-2,16 м^3/(т·хв.) інтенсивному розвитку допалювання залученого в звукові струмені CO до CO_2 з формуванням високотемпературних факелів, що взаємодіють з поверхнею ванни за межами зон безпосередньої взаємодії надзвукових кисневих струменів з розплавом (рис. 16).

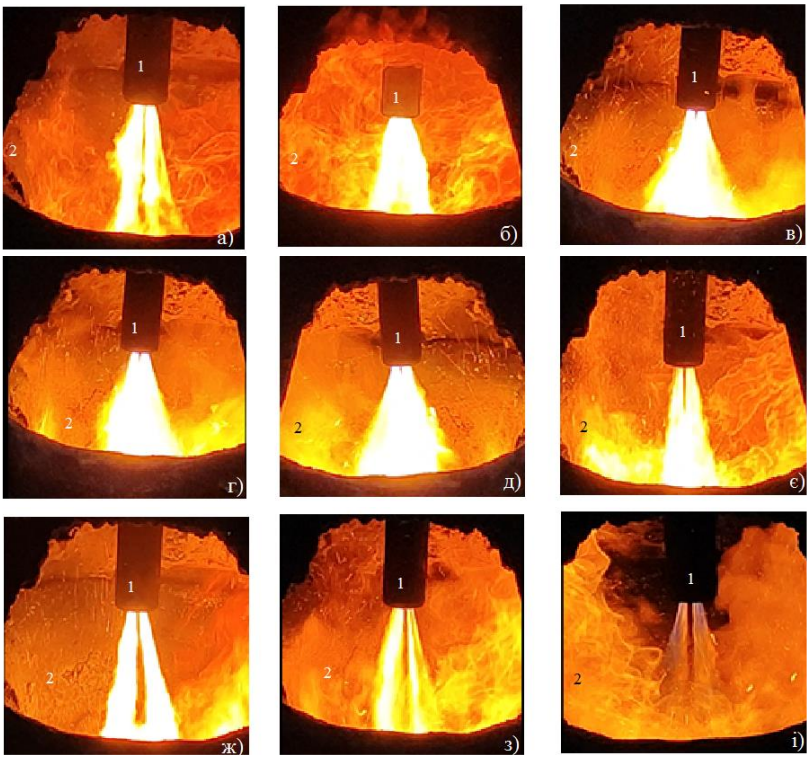


Рисунок 14- Стадії формування і підвищення світності факелу пропан-бутанової суміші шляхом карбюрації добавкою пиловугільного палива: 1-паливно-киснева фурма; 2- футеровка конвертера; а)- сформовані пропан-бутанові факели; (б-д)- формування факелів пропан-бутанової суміші з добавкою пиловугільного палива; (є-з)- поступове зменшення добавки пиловугільного палива в пропан-бутанові факели; і)- створення пропан-бутанового факелу

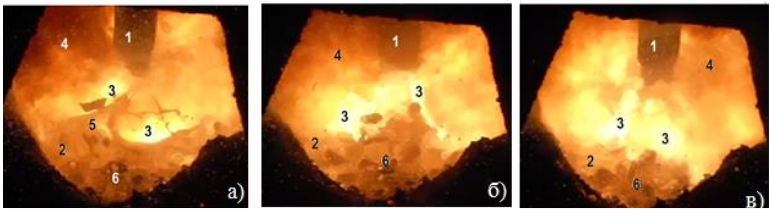


Рисунок 15- Картина продувки конвертерної ванни з використанням двоярусної фурми при параметрах дуття: $Q_{O_2}^{осн}$= 0,20 м^3/хв (3,33 м^3/т·хв.); $Q_{02}^{дод}$ = 0,12 м^3/хв. (2,0 м^3/т·хв); $H_{ф}^{роб}$ = 30 калібрів: 1- двоярусна фурма; 2 - поверхня шлаку; 3 – факели допалювання СО; 4 –вихід бурого диму; 5 – сплески шлаку; 6 – шматки доданого вапна

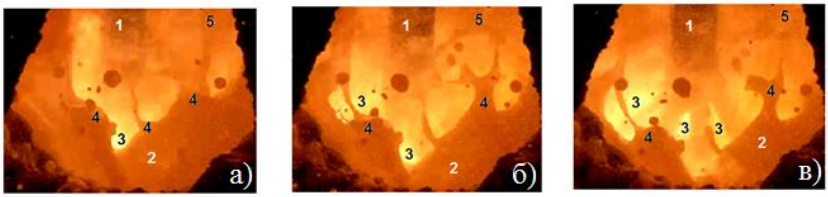


Рисунок 16 – Картина продувки конвертерної ванни з використанням двоярусної фурми в період наведення шлаку при параметрах дуття: ($H_ф^{роб}$ = 30 калібрів, $Q_{O_2}^{осн}$= 0,20 м^3/хв. (3,33 м^3/т·хв.), $Q_{02}^{дод}$= 0,13 м^3/хв (2,17 м^3/т·хв.): 1- двоярусна фурма; 2 – поверхня шлаку; 3 – факела допалювання СО; 4 –сплески шлаку; 5 – вихід бурого диму

З інтенсифікацією окислення вуглецю із меж реакційної зони посилюється потік великих і дрібних бризок металу, спрямованих в шлак, а утворені в результаті дроблення металеві корольки (к) піддаються в шлаку зневуглецюванню за реакцією

$$[C]_к+(FeO)\rightarrow\{CO\}+[Fe]_к. \quad (1)$$

При цьому дрібні бульбашки СО накопичуються в шлаку з формуванням спіненої шлакометалевої емульсії.

При рівні спіненої шлакометалевої емульсії, що розташовується поблизу (див. рис. 16) або над верхнім ярусом (рис. 17) циліндричних сопел продувка зазвичай протікає в режимі, коли з певною частотою за межі реакційної зони виходить ланцюжок спливаючих уздовж стовбура фурми макропузирей СО, які в процесі спливання і укрупнення викликають початкове збільшення висоти шару спіненого шлаку і подальше зниження після виходу і руйнування чергового макропузиря на поверхні ванни у довколофурменій зоні.

Високотемпературні продукти реакції допалювання

$$\{CO\}+1/2\{O_2\}=\{CO_2\} \quad (2)$$

передають тепло оточуючій макропузир оболонці шлакометалевої емульсії, яка в перегрітому до більш високої температури стані виноситься на поверхню ванни (рис. 18), приймаючи участь в процесі передачі тепла від допалювання через шлак до присадженого кускового вапна і металевій ванні. Теплопередача від факела допалювання здійснюється за закономірностями зануреного горіння, завершується в шлаковому шарі і не викликає додаткового нагріву футеровки. Як відомо, на кордоні розділу шлак-метал і в об'ємі спіненої шлакометалевої емульсії отримує переважний розвиток окислення фосфору за реакцією

$$2[P]+5(FeO)+4\ (CaO) \rightarrow (4CaO\ P_2O_5) +5\ [Fe]. \quad (3)$$

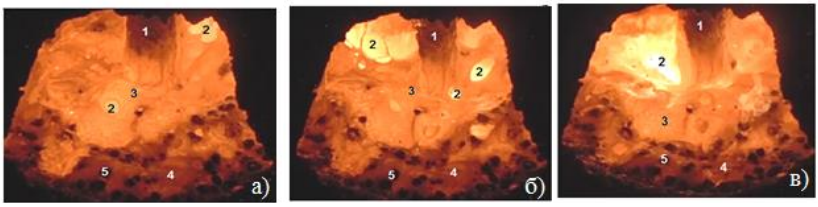


Рисунок 17- Картина продувки конвертерної ванни з використанням двоярусної фурми в період наведення шлаку при параметрах дуття: ($Н_ф^{роб}$ = 50 калібрів, $Q_{O_2}^{осн}$= 0,20 м^3/хв (3,33 м^3/т·хв.), $Q_{02}^{дод}$= 0,13 м^3/хв (2,17 м^3/т·хв): 1 - двоярусна фурма; 2 - вихід СО; 3 - довколофурмений перегрітий об'єм шлаку; 4 - периферійний шлаковий об'єм; 5 - шматки доданого вапна

Для прискорення видалення фосфору при високому вмісті вуглецю в конвертерній ванні, а також запобігання утворенню металошлакової охолоді на стовбурі звичайної кисневої фурми необхідно домагатися максимально раннього спінювання шлаку і можливо більшої тривалості продувки з наявністю спіненої шлакометалевої емульсії, що наближається до горловини конвертера, не допускаючи при цьому виникнення викидів.

У початковий і основний періоди продувки конвертерної ванни через двоярусну фурму з дворядним наконечником (рис. 18) вдалося прискорити процес шлакоутворення без додавання плавикового шпату, інтенсифікувати видалення фосфору при високому вмісті вуглецю шляхом:

- розташування в ході продувки двоярусної фурми на початковій ($Н_ф^{поч}$) і робочої (($Н_ф^{роб}$) висоті, яка визначається з рівнянь:

$$Н_ф^{поч}/d_{кр} = 63{,}1\left(\sum i_{O_2}^{осн}/mg\right)^{0{,}094}, \quad (4)$$

$$Н_ф^{роб}/d_{кр} = 40{,}8\left(\sum i_{O_2}^{осн}/mg\right)^{0{,}092}, \quad (5)$$

де $\sum i_{O_2}^{осн}$ - сумарний імпульс основних надзвукових кисневих струменів, що впливають на ванну, кг·м/с^2; m - маса рідкого металу, кг; g - прискорення сили тяжіння, м/с^2; $d_{вих}$- критичний діаметр сопла Лаваля;

- розподілу загального потоку кисню на основний $Q_{O_2}^{осн} = Q_{O_2}^{л,н} + Q_{O_2}^{ц,н}$, що вдувається в порожнину конвертера через сопла Лаваля та циліндричні головки, і додатковий ($Q_{O_2}^{дод} = Q_{O_2}^{ц,я}$), що подається через верхній ярус циліндричних сопел, в процентному співвідношенні 78:12:10.

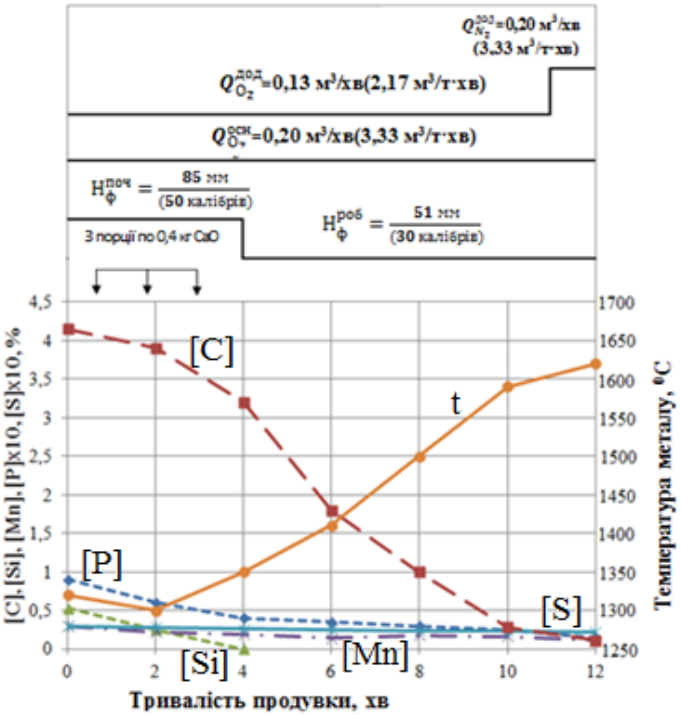


Рисунок 18- Зміна хімічного складу і температури металу у процесі продувки з використанням двоярусної фурми з дворядною головкою при відпрацьованих параметрах дуття і присадки шлакоутворюючих матеріалів.

При такому режимі дуття (див.рис. 18) по завершенню початкового періоду продувки при низькій температурі металу 1300-1330 ^{0}C і основності рідкорухливого шлаку CaO/SiO2 = 1,9-2,1, що містить 23,7 - 24,2% FeO і 4,0 - 4,2% MgO, забезпечується видалення фосфору з початкового вмісту в чавуні 0,09 - 0,12% до 0,024 - 0,025% по завершенню початкового періоду продувки з досягненням ступіня дефосфорації 73,3 - 79,1%. По закінченню продувки ванни концентрація вуглецю і фосфору в металі становила 0,09 - 0,10% і 0,015 - 0,017% відповідно.

Розроблені і запропоновані до впровадження конструкція паливно-кисневої фурми і спосіб нагріву металобрухту

З урахуванням попереднього досвіду нагріву металобрухту в порожнині 160-т конвертера з використанням природного газу [3], відомих недоліків зварної головки [3.4] фурми-пальника (рис. 1),

запланованої модернізації установки факельного торкретування футеровки конвертера (рис. 5, а) і наконечника торкрет-фурми (рис. 5, б) з метою переобладнання останньої для нагріву брухту, а також отриманих даних високотемпературного моделювання нагріву брухту пиловугільними [21] і пропан-бутановими факелами, розроблена, замість торкрет-фурми (рис. 5, а,б), нова конструкція [25] верхньої 4-х соплової головки обертової паливно-кисневої фурми (рис. 19), що пристосована для нагріву металевого брухту в порожнині конвертера з використанням як пиловугільного палива, так і природного газу.

Технологічні параметри фурми:

- робочий тиск кисню перед фурмою - 1,5 МПа;
- робочий тиск природного газу перед фурмою - 0,8 МПа;
- робочий тиск азоту перед фурмою - 0,8 МПа;
- максимальні витрати кисню - 400 м^3/хв;
- максимальні витрати природного газу - 250 м^3/хв;
- максимальні витрати пиловугільного палива (ПВП) - 500 кг/хв;
- максимальні витрати азоту на подачу ПВП - 40 м^3/хв;
- кількість сопел типу «циліндричне сопло в соплі Лаваля» - 4 шт;
- витрати охолоджуючої води - 80 м^3/год.

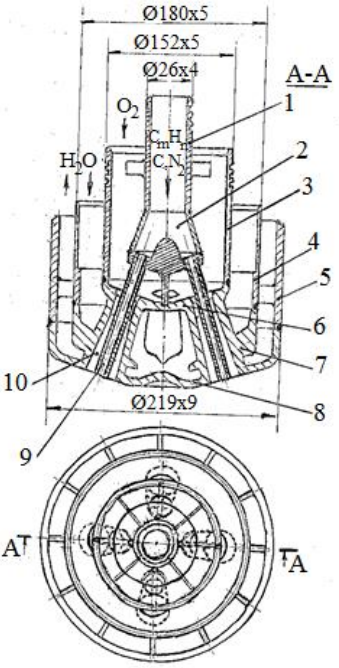


Рисунок 19 - Конструкція 4-х соплової головки обертової паливно-кисневої фурми для нагріву металевого брухту в 160-т конвертері: 1- паливний патрубок; 2- паливний розподільник; 3- кисневий патрубок; 4- проміжний водяний патрубок ; 5- зовнішній водяний патрубок; 6- верхня чаша суцільнолитої мідної головки; 7- розподільник води; 8- нижня чаша головки, 9- паливні циліндричні сопла; 10- кисневі сопла Лаваля

Водоохолоджувана цільнолита мідна головка фурми (див.рис. 19) включає паливний патрубок 1 (Ø 76х4 мм) з паливним розподільником 2, в якому розміщені за допомогою різьбового з'єднання рівномірно по колу під кутом 17^0 до вертикалі фурми чотири паливних сопел 9. Кожне паливне сопло містить центральний циліндричний паливний канал, на вхідній частині зовнішньої циліндричної поверхні кожного паливного сопла виконана різьба, вихідна частина має форму шестигранника. Між верхньою 6 і нижньою 8 чашами суцільнолитої мідної головки розміщені розподільник7 охолоджуючої води і рівномірно під тим же кутом до вертикалі чотири кисневих сопла Лаваля 10.

Багатосоплова паливно-киснева фурма працює наступним чином. Охолоджувальна вода надходить в головку фурми по кільцевому зазору між кисневим патрубком 3 (Ø 152х 5 мм) та проміжним патрубком 4 підведення води (Ø 180х 5 мм) і проходить до розподільника 7. Потім по відвідних каналах між верхньою чашею і розподільником і між корпусами кисневих сопел вода направляється до центра нижньої чаші 8. Далі по відвідних каналах між розподільником, нижньою чашею і корпусами кисневих сопел вода відводиться в кільцеві зазори між проміжним 4 (Ø 180х10 мм) та зовнішнім 5 (Ø 219х9 мм) патрубками.

Кисень надходить до верхньої чаші 6 головки по кільцевим зазорам між паливним 1 (Ø 76х4 мм) і кисневим 3 (Ø 152х5 мм) патрубками. Потім потік кисню розподіляється між чотирма кисневими соплами Лаваля 10 і проходить по трьом змінним по довжині зазорам між: поверхнею вхідної звужувальної частини кисневого сопла 10 і циліндричною зовнішньою поверхнею паливного сопла 9; поверхнею центральної циліндричної частини кисневого сопла і зовнішньою циліндричною поверхнею; поверхнею вихідного розширеної частини кисневого сопла 10 і шестигранною боковою поверхнею паливного сопла 9. В результаті на виході головки фурми формуються чотири турбулізованих кільцевих пульсуючих кисневих струменів.

Пиловугільне паливо в струмені азоту або природний газ надходять через паливний патрубок 1 (Ø 76х4 мм) в паливний розподільник 2. Далі паливо перерозподіляється між центральними циліндричними каналами паливних сопел 9 з формуванням чотирьох паливних струменів на торцевій шестигранній поверхні паливного сопла.

З одночасним надходженням палива і кисню через паливні 9 і кисневі 10 сопла забезпечується на виході із головки фурми поширення паливних струменів в турбулізованій пульсуючій кільцевій кисневій оболонці з формуванням чотирьох високотемпературних факелів, що направлені на поверхню металевого брухту у порожнині конвертера. Використання турбулізованої пульсуючої кільцевої кисневої оболонки

навколо паливного струменя, що витікає із паливного сопла 9 з центральним каналом, дозволяє забезпечити інтенсивне перемішування кисню і палива та спалювання останнього порівняно із звичайними соплами типу «труба у трубі». Все це дозволяє значно підвищити теплову потужність фурми, скоротити час нагрівання підвищеної кількості металевого брухту, забезпечити розосереджений характер взаємодії високотемпературних факелів з поверхнею металевого брухту без локального розплавлення останнього перед заливанням чавуну в конвертер, досягти економії чавуну і підвищення продуктивності киснево-конвертерного процесу.

Компенсація лінійного подовження зовнішньої труби (Ø219х9 мм) фурми, яка виникає при попередньому нагріванню металевого брухту у порожнині конвертера, забезпечується завдяки створенню кільцевих ковзних ущільнень з гумовими кільцями на патрубках паливної (Ø 76х4 мм) та кисневої (Ø 152х5 мм) труб головки.

В процесі монтажу суцільнолитої головки проводиться тільки один зварний кільцевий шов для з'єднання зовнішнього водяного патрубка (Ø 219х9 мм) з трубою відведення охолоджуючої води з фурми. Заміна головки здійснюється шляхом розрізання зовнішнього водяного патрубка і подальшого вилучення головки шляхом роз'єднання паливного (Ø 76х4 мм) і кисневого (Ø 152х5 мм) патрубків з гумовими ущільнювальними кільцями відповідно із стаканами, що розміщені на паливній (Ø 76х4 мм) і кисневій (Ø 152х5 мм) трубах стовбура паливно-кисневої фурми.

У випадку зношення центральних каналів корпусів паливних сопел 9 заміна їх у верхній тарілці паливного розподільника головки здійснюється шляхом викручування зношених та укручування нових за допомогою спеціального торцевого шестигранного ключа. При цьому відпадає необхідність відрізання головки від верхньої паливно-кисневої фурми та приварювання до фурми нової головки, що значно знижує витрати часу і матеріалів, адже це можна здійснювати при знаходженні верхньої фурми безпосередньо над конвертерами у каретці машини для подачі кисню, палива та води. Таким чином забезпечується продовження терміну експлуатації фурми за рахунок зниження трудомісткості виготовлення і збирання фурми, спрощення і прискорення ремонтних операцій по заміні як паливних сопел, так і зношеної головки.

Розроблені і запропоновані до впровадження конструкція двоярусної кисневої фурми і режим комбінованої продувки ванни 160-т конвертера

Запропонована до впровадження конструкція двоярусної фурми з дворядною головкою (рис. 20) складається зі стовбура довжиною 13286

мм, нижньої головки і верхнього соплового блоку з відстанню між їхніми торцями 2600 мм [26].

Верхня частина стовбура включає три концентрично розташовані суцільнотягнуті сталеві труби: внутрішню 1 (Ø 133×7 мм), проміжну 2 (Ø 169×5 мм) і зовнішню 3 (Ø 219×7 мм), з'єднаних з патрубками 4, 5, 6 підведення до них основного потоку кисню, охолоджувальної води і додаткового потоку кисню відповідно. У середній частині до верхнього стовбура фурми додана зовнішня труба 7 (Ø 273×8 мм) відведення охолоджувальної води через патрубок 8. У верхній частині стовбура труби 1 і 2 з рівномірним зазором між ними закріплені жорстко за допомогою зварювання, а кріплення труб 2 і 3, 3 і 7 здійснено за допомогою розбірних сальникових компенсаторів 9 і 10 відповідно.

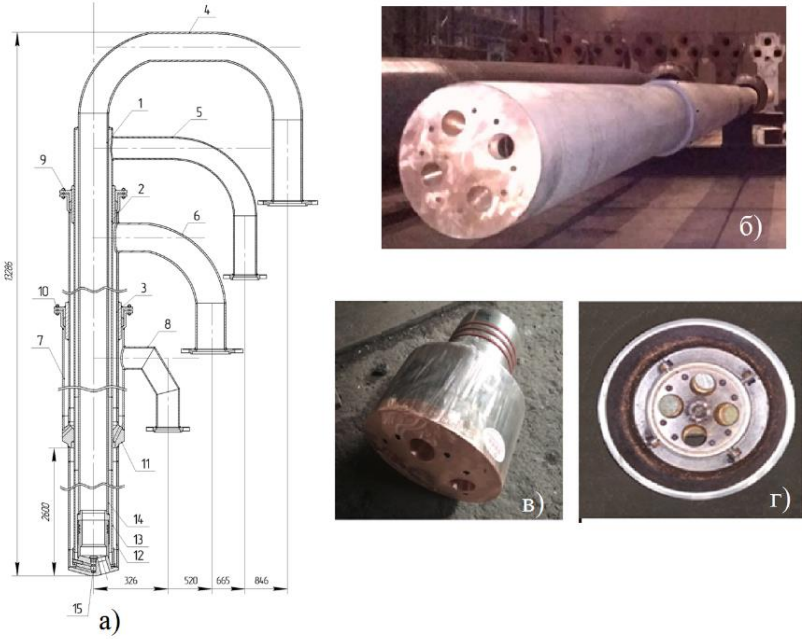


Рисунок 20 – Загальний вигляд запропонованої до впровадження конструкції двоярусної кисневої фурми (а,б) з дворядною нижньою головкою (в,г): 1,2,3- внутрішня, проміжна і зовнішня труби верхньої частини стовбура фурми; 4,5,6- патрубки підведення основного потоку кисню, охолоджувальної води і додаткового потоку кисню; 7,8- зовнішня труба і патрубок відведення охолоджувальної води; 9,10- сальникові компенсатори; 11- верхній сопловий блок; 12,13,14- зовнішня, проміжна і внутрішня труби нижньої частини стовбура фурми; 15- нижня дворядна головка: 16,17- сопла Лаваля і циліндричні

Верхній сопловий блок 11 призначений для подачі додаткового потоку кисню з формуванням своєрідної завіси із звукових струменів для допалювання CO до CO_2 відхідних газів із запобіганням локального зносу футеровки у верхніх горизонтах робочого простору конвертера та інтенсивного заростання металошлаковою охолоддю горловини останнього.

Нижня частина стовбура фурми довжиною 2600 мм складається із зовнішньої труби 12 (Ø 219×7 мм), проміжної 13 (Ø 169×5 мм) і внутрішньої 14 (Ø 133×7 мм). Нижня дворядна головка (15) із круговим розташуванням сопел Лаваля і циліндричних, яка забезпечує, за рахунок підведення до неї по трубі 14 основного потоку кисню, формування над- і звукових струменів, що впливають безпосередньо на металеву, шлакову і газову фази конвертерної ванни в межах утворюваної реакційної зони.

Основною деталлю конструкції верхнього соплового блоку двоярусної фурми є виготовлений з мідної кованої заготівки суцільноточений сопловий блок (рис. 21, 22), що містить вісім циліндричних сопел діаметром 13 мм, розташованих під кутом 30 град. до вертикальної осі фурми, для подачі в порожнину конвертера додаткового кисню, а також вісім щілинних проточок для проходу охолоджувальної води між соплами. Вихідні перетини сопел розташовані на бічній поверхні суцільноточеного блоку.

Відмінною особливістю запропонованої конструкції дворядної нижньої головки для двоярусної фурми є застосування суцільноточеного мідного соплового блоку (рис. 23), у якому під кутом 12º до вертикалі розміщаються по колу у внутрішньому ряді чотири сопла Лаваля критичного діаметру 41 мм, а в зовнішньому ряді під кутом нахилу 30º вісім циліндричних сопел діаметром 9 мм, що формують відповідно основні надзвукові і додаткові звукові кисневі струмені. У блоці між соплами виконано чотири радіальні нижні (3), одна вертикальна (4) і чотири верхніх (5) циліндричних проточок для проходу охолоджувальної води. У зібраному вигляді головка (рис. 24) включає з'єднані зварюванням з мідним сопловим блоком 1 сталеві штуцер із циліндричними пазами (5) для розміщення гумових ущільнюючих кілець і вставку (6) із труби Ø219×7 мм. Розсікач (3) потоку води, який надходить, закріплюється на сопловому блоці 1 з допомогою відвідних трубок 2, при цьому необхідний зазор для проходу води під торцем розсікача забезпечується трьома рівномірно привареними до нього обмежниками 7. Пробка 8 закриває зверху вертикальну проточку 9 без якої неможливо було б конструктивно виконати водяне охолодження міжсоплового простору в суцільноточеному мідному блоці 1.

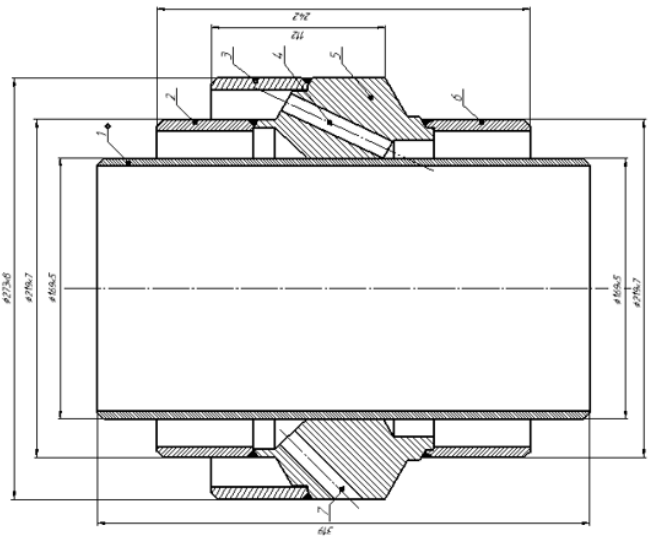


Рисунок 22 – Верхній сопловий блок у зібраному вигляді: 1 - вставка труби ø169×5 мм; 2, 6 - вставки труби ø219×7 мм; 3 - вставка труби ø273×8 мм; 4 - щілинні проточки; 5 - мідний суцільноточений сопловий блок

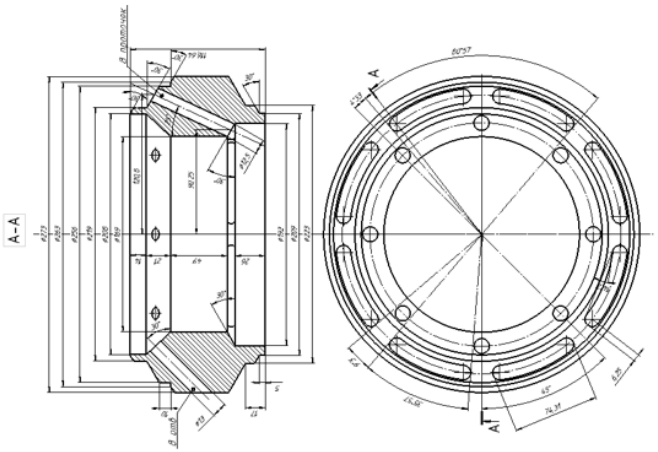


Рисунок 21 – Верхній мідний суцільноточений сопловий блок

Рисунок 24 – Дворядна головка двоярусної фурми: 1- мідний суцільноточений сопловий блок; 2- трубки, що відводять; 3- розсікач; 4- штупер; 5- циліндричні пази; 6- вставка труби ø 219×7 мм; 7- обмежувач; 8- пробка; 9- вертикальна проточка

Рисунок 23 – Нижній мідний сопловий блок: 1- сопло Лаваля; 2- циліндричне сопло; 3- нижні радіальні проточки; 4- вертикальна проточка; 5- пробка; 6- верхні радіальні проточки

Приєднання нижньої дворядної головки (див.рис. 24) до фурми здійснюється (рис. 25) з використанням прогресивної системи зниження механічного напруження в головці з компенсацією температурного подовження зовнішньої труби фурми. Забезпечується це за допомогою кільцевого ковзного ущільнення з гумовими кільцями 3 на штуцері 2 головки, яка входить у муфту 1, з'єднану із трубою Ø219×7 мм підведення основного потоку кисню.

Додаткова компенсація температурних напруг у двоярусній фурмі забезпечується за допомогою телескопічного рознімного 4 (рис. 24) і сальникових 9, 10 компенсаторів (рис. 20, а).

Запропонована конструкція двоярусної фурми працює в такий спосіб (рис. 20, а). Основний кисень із загальною витратою 360 м^3/хв. надходить від патрубка 4 по трубах 1, 14 до дворядної нижньої головки (рис. 23) і з витратою 330 і 30 м^3/хв. через чотири сопла Лаваля 1 і вісім циліндричних сопел 2 відповідно вдувається в порожнину конвертера з формуванням надзвукових і звукових струменів. При цьому забезпечується продувка із глибоким проникненням надзвукових кисневих струменів у металевий розплав з допалюванням CO до CO_2 звуковими струменями у верхній частині реакційної зони при робочій висоті розташування фурми, інтенсивне перемішування і зневуглецювання ванни із запобіганням «згортання» шлаків і утворенням металошлакової охолоді над головкою фурми..

Додатковий кисень із витратою 30 м^3/хв. подається від патрубка 6 по трубі 3 до верхнього соплового блоку 11 (рис. 20, а) і через вісім циліндричних сопел вдувається в порожнину конвертера, що приводить до формування другої завіси зі звукових кисневих струменів на шляху зустрічного потоку відхідних конвертерних газів, що несе у суспензійному стані дрібнодисперсний пил, краплі металу і шлаку. Тим самим гарантовано знижується інтенсивність покриття металошлаковою охолоддю стовбура фурми і горловини конвертера. При цьому допалювання монооксиду вуглецю відхідних газів у цьому випадку відбувається без агресивного високотемпературного впливу утворюваних факелів допалювання на футерівку верхньої частини конвертера. Охолоджувальна вода з витратою від 100 до 120 м^3/год. подається (рис. 20, а) від патрубка 5 у кільцевому зазорі між трубами 1, 2 і 13, 14 до нижньої головки, проходить у кільцевому зазорі (див.рис. 24) між штуцером 4 і розсікачем 3. При цьому здійснюється подвійне розділення основного потоку води: один потік обмиває периферійну поверхню соплового блоку 1 із проходженням під торцем розсікача 3 у кільцевий зазор між ним і зовнішньою вставкою 6 головки, а потім між трубами 12 і 13 нижньої частини стовбура фурми (рис. 20, а); другий потік по чотирьох нижніх радіальних міжсоплових проточках

спрямовується в центр блоку, а потім по вертикальній і через чотири верхні радіальні проточки із вставленими відвідними трубками 2 (рис. 24) спрямовується в тракт відводу охолоджувальної води між розсікачем і зовнішньою трубою. Надалі (рис. 20) вода в зазорі між трубами 12 і 13 нижньої частини стовбура фурми надходить до верхнього соплового блоку 11 (рис. 20) і проходить через вісім щілинних проточок останнього в кільцевий простір між трубами 3 і 7 середньої частини стовбура фурми і видаляється з фурми через патрубок 8.

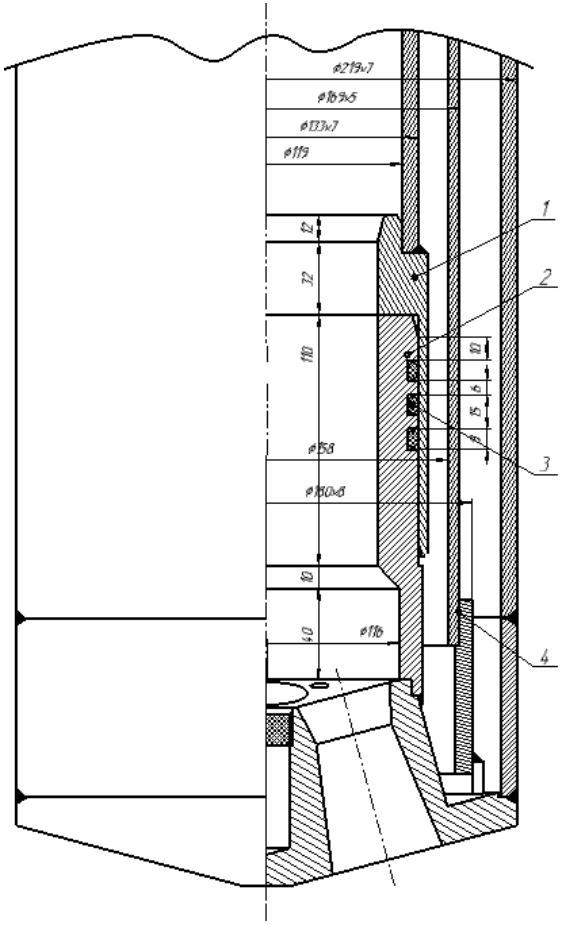


Рисунок 25 – Дворядна головка у приєднаному до стовбура двоярусної фурми стані: 1- муфта; 2- штуцер; 3- кільцеві ущільнення з гумовими кільцями; 4- телескопічне з'єднування

Приєднання дворядної головки (рис. 25) до фурми здійснюється шляхом попереднього встановлення трьох гумових кілець у пази штуцера 2 і з'єднання штуцера і муфти 1 із забезпеченням надійної герметичності шляхом нанесення рідкого герметика на зовнішню поверхню штуцера. При цьому розсікач телескопічно охоплює розділювальну трубу фурми ∅ 169×5 мм, формуючи спрямоване підведення охолоджувальної води до головки. У процесі монтажу проводиться тільки один зварний кільцевий шов при з'єднанні зовнішньої труби фурми і вставки головки.

Особливості запропонованої технології дуттьового і шлакового режимів ведення плавок (рис. 26) при комбінованій продувці конвертерної ванни [26] киснем зверху через двоярусну фурму (рис. 20-25) і нейтральним перемішуючим газом (N_2, $A_г$) через днище наступні. Верхню продувку конвертерної ванни ведуть через двоярусну фурму (рис. 26, а), оснащену модернізованою системою підведення до неї двох незалежно регульованих потоків основного і додаткового кисню з можливістю їх заміни на азот у необхідні періоди плавки (рис. 26, а). Донну подачу нейтральних газів (N_2, $A_г$) здійснюють з витратою 12-16 м^3/хв. через 8 фурм типу «труба в трубі» з вогнетривкою заглушкою в центральному каналі, розміщених в днище конвертера по двох колах. У період завалювання брухту і заливання чавуну через днище подається азот з витратою 8 м^3/хв.

Вапно в кількості від 20 до 30 % від загальної витрати (від 4 до 5 т) присаджується на завантажений металевий брухт до заливання чавуну.

Включення основного $Q_{o_2}^{осн}$ і $Q_{02}^{дод}$ додаткового кисню на продувку проводиться при введенні фурми в конвертер у момент розташування верхнього соплового блоку на рівні горловини. Фурма опускається до заданого положення від 3,0 до 2,5 м, характерного для стійкого «запалювання» плавки при сталих витратах основного і додаткового кисню. При використанні підготовленого металевого брухту початок продувки плавки протягом від 1 до 2 хв. після «запалювання» ведеться з положенням двоярусної фурми над рівнем спокійної ванни від 3,0 до 2,5 м при витраті основного $Q_{o_2}^{осн}$ кисню 400 м^3/хв. і додаткового $Q_{02}^{дод}$ – 20 м^3/хв. (рис. 26, б). Надалі, протягом від 0,5 до 1,0 хв., щоб уникнути ушкодження дворядної головки шляхом «посадки» на виступаючий над поверхнею ванни брухт проводиться плавне опускання фурми до початкової $Н_ф^{поч}$ для періоду шлакоутворення висоти 1,7-1,6 м і при вищенаведених параметрах продувка ведеться до закінчення періоду шлакоутворення з повним окисленням кремнію, переважної частини марганцю і фосфору.

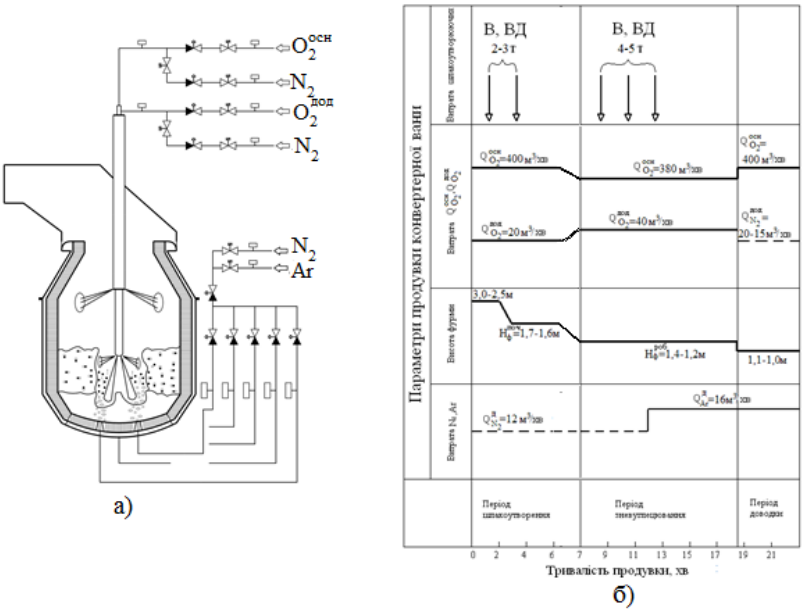


Рисунок 26 – Загальний вигляд комбінованої продувки ванни 160-т конвертерів ПАТ «АРСЕЛОРМІТТАЛ КРИВИЙ РІГ» (а), дуттьовий і шлаковий режими плавки (б)

Для прискореного наведення первинного окислювального шлаку (18-23 % FeO, 3-5 % MgO, CaO/SiO_2=1,9-2,1), який має необхідну дефосфоруючу здатність, здійснюється присадка звичайного вапна (В) і доломітизованого вапна (ВД) у співвідношенні 3:1 без добавок плавикового шпату з першої по сьому хвилини продувки трьома-чотирма рівними порціями загальною вагою 2–3 т. Температурний хід процесу регулюється добавкою від 0,2 до 0,4 т залізорудних окатишів.

Після витрати 2500- 2800 м^3 кисню на протязі 6-7 хв. продувки з наявністю спіненої шлакометалевої емульсії перший період продувки (період шлакоутворення) закінчується з організацією видалення кремнію до сліду, фосфору до 0,020-0,025% і вуглецю до 3,3-3,5% і температури металу не більше 1450 С.

У другий період продувки (період інтенсивного зневуглецювання) робочу висоту ($H_ф^{роб}$) розташування фурми над рівнем спокійної ванни підтримують у межах 1,4-1,2 м, а витрати основного і додаткового кисню на рівні 380 і 40 м^3/хв. відповідно при донній подачі азоту з інтенсивністю 12 м^3/хв. Здійснюється наведення шлаку основністю 3,5-4,0 та вмістом 10-12% MgO шляхом присадки порцій звичайного (1,0 т)

і доломітизованого (1,0 т) вапна.

По досягненню витрат на продувку від 4000 до 4500 м^3 кисню проводиться заміна азоту, що вдувається через днище, на аргон з витратою 16 м^3/хв., подача якого зберігається до моменту повалення конвертера.

У третій період продувки (період доводки) аби уникнути перегріву і переокислення металу при виплавці залізовуглецевого напівпродукту [С] ≤ 0,12 % в останні 2-3 хв. продувки двоярусна фурма опускається на висоту 1,1- 1,0 м, витрати основного кисню збільшуються до 400 м^3/хв, а додатковий кисень заміняється на азот $Q_{N2}^{дод}$ з витратою 20 -15 м^3/хв., що дозволяє запобігти запечатування верхніх циліндричних сопел двоярусної фурми бризками металу і шлаку.

Момент закінчення продувки визначається за кількістю витраченого кисню, показниками газоаналізатора і приладу, що реєструє вихід димових газів, за рекомендаціями АСУ плавкою, а також орієнтуючись на попередні плавки.

З початком випуску залізовуглецевого напівпродукту з конвертера через днище подається азот с інтенсивністю 5 м^3/хв. По закінченню випуску металу, з переходом на роздувку кінцевого шлаку з нанесенням шлакового гарнісажу на футерівку, щоб уникнути запечатування донних фурм високомагнезіальним шлаком витрати азоту становлять 18 м^3/хв., а після ошлакування футерівки знижуються до 8 м^3/хв.

Необхідно відзначити, що запропонована до впровадження в умовах киснево-конвертерного цеха ПАТ «АРСЕЛОРМІТТАЛ КРИВИЙ РІГ» конструкція двоярусної кисневої фурми (рис. 20) і режим комбінованої продувки ванни 160-т конвертера (рис. 26) з позитивним результатом вже випробувані в дослідно-промисловому масштабі на 120-т конвертері в одному із закордонних конвертерних цехів [27].

Висновки

Проведений аналіз стану технологій та дуттьових пристроїв для реалізації конвертерної плавки в умовах ПАТ «АРСЕЛОРМІТТАЛ КРИВИЙ РІГ» зі збільшеною переробкою металевого брухту свідчить про те, що вирішення існуючих проблем потребує теоретичних та експериментальних пошуків у нових напрямках з метою створення енергоефективних багатоцільових конструкцій паливно-кисневих і кисневих фурм та технологій конвертерної плавки з попереднім нагрівом металевого брухту та продувки конвертерної ванни з допалюванням відхідних газів. На основі отриманих результатів високотемпературного моделювання нагріву металевого брухту в порожнині конвертера паливно-кисневою фурмою з використанням в якості палива природного газу і вугільного пилу, а також верхньої продувки конвертерної ванни через двоярусну фурму з дворядною

головкою надзвуковими кисневими і звуковими кисневими і азотними струменями з допалюванням відхідних газів для умов роботи 160-т конвертерів ПАТ «АРСЕЛОРМІТТАЛ КРИВИЙ РІГ» розроблені та запропоновані до впровадження в післявоєнний період:

- нова конструкція вертикальної обертової паливно-кисневої фурми для нагріву брухту в порожнині конвертера з використанням пиловугільного палива або природного газу, що обладнана головкою з 4-ма кисневими соплами Лаваля з розміщенням в кожному із них циліндричних паливних сопел та технологія нагріву брухту з подаванням ПВП або ПГ в кільцевій кисневій оболонці;

- нова конструкція багатоцільової двоярусної кисневої фурми, що містить дворядну нижню головку (4 сопла Лаваля і 8 циліндричних) і верхній сопловий блок (8 циліндричних сопел), для комбінованої продувки конвертерної ванни з допалюванням відхідних газів і нанесення шлакового гарнісажу на футерівку агрегату та енергоефективні режими ведення конвертерної плавки з її використанням.

Перелік посилань

1. Voraberger B., Wimmer G., Dieguez U. Wimmer S. E., Pastucha K., Fleischanderl A. Green LD (BOF) Steelmaking – Reduced CO_2 Emissions via Increased Scrap Rate. *Metals*. 2022. № 12. P. 466-483. https://doi.org/10.3390/met12030466

2. Шнеєров Я. А., Афонин С. З., Лепорский С. В., Вяткин Ю. Ф., Смоктий В. В., Старов Р. В., Адаменко Л.П. Снижение расхода чугуна при производстве стали в действующих конвертерных цехах. *Черная металургия: Бюл. ин-та «Черметинформация»*. 1987. № 21. С. 2-19.

3. Горобец В. Г., Белокуров Э. С., Павлов Н. И., Береза В. В. Анализ технико-экономических показателей плавки с повышенным расходом лома. *Технология выплавки конвертерной и мартеновской стали (Тематический сборник научных трудов)*. М. : Металлургия. 1985. С. 28 – 31.

4. Белокуров Э. С., Горобец В. Г., Кобеза И. И., Береза В. В. А.с. 1167209 СССР, МКИ С21 С 5/48. Газокислородная фурма для нагрева лома и продувки металла в конвертере. № 3506043/22-02, заявл. 22.10.82; опубл. 15.07.85. Бюл. № 26.

5. Кобеза И. И. Энергосберегающие методы интенсификации сталеплавильных процессов. М. : Металлургия. 1988. 167 с.

6. Баптизманский В. И., Куликов В. О., Китаев А. Т., Никифоров Б. В., Бойченко Б. М., Козин Г. Н., Качур Б. К., Душа В. М., Хмиров В. И. Работа 130-т конвертеров, оборудованных двухъярусными фурмами. Экспресс-информация ЦНИИ и ТЭИ ЧМ. 1974. серия 6. вып.3. С. 1–14.

7. Чернятевич А. Г., Сигарев Е. Н., Чернятевич И. В. Новые разработки конструкций кислородных фурм и способов продувки ванны 160-т конвертеров ОАО «АрселорМиттал Кривой Рог». *Теория и практика металлургии*. 2010. №1. С. 31-38.

8. Чернятевич А. Г., Сигарев Е. Н., Чернятевич И. В., Чубин К. И., Величко Е. А., Мантяженко Д. Ю. Разработка конструкции двухъярусной фурмы и режима продувки ванны 160-т конвертеров ПАО «АрселорМиттал Кривой Рог» с ее использованием. *Теория и практика металлургии*. 2012. №5-6. С. 76- 85.

9. Чернятевич А. Г., Сігарьов Є. М., Сущенко А. В., Коцур С. Д., Коваленко О. Г., Димченко Є. М., Чубін К. І., Гриценко А. С. Патент на винахід 106676 Україна, МПК С21С 5/48. Двоярусна киснева фурма. № 2013 02425; Заявл. 25.09.2014; Опубл. 25.09.2014. Бюл. №18.

10. Чернятевич А. Г., Вакульчук В. В., Сигарев Е. Н., Чубин К. И., Чернятевич И. В., Мантяженко Д. Ю., Клименко А. Г., Стриченко С. М. Повышение эффективности верхней продувки ванны 160-т конвертеров с использованием двухъярусной кислородной фурмы. *Сталь*. 2017. № 9. С. 9-13.

11. Низяев Г. И., Бельман Л. М., Лукьянов Ж. В., Задов Е. Л. Проект реконструкции конвертерного цеха № 2 «Криворожстали» для внедрения факельного торкретирования конвертеров. *Металлургическая и горнорудная прормышленность*. 1986. № 2. С. 13-14.

12. Кукурузняк И. С., Врублевская И. С., Порхун В. Г., Петрунин А. П. Факельное торкретирование футеровки 160-т конвертеров вертикальным способом. *Металлургическая и горнорудная промышленность*.1989. № 3. С. 15-17.

13. Чернятевич А. Г., Сигарев Е. Н., Чернятевич И. В., Чубина Е. А., Чубин К. И. Новые технологические режимы нанесения шлакового гарнисажа на футеровку конвертера. *Теория и практика металлургии*. 2011. №5-6(2). С. 19-27.

14. Чернятевич А. Г., Сигарев Е. Н., Протопопов Е. В., Шеремет В. А., Чернятевич И.В., Чубин К.И. Освоение технологии нанесения шлакового гарнисажа на футеровку конвертера путем раздувки шлака перемещающимися газопорошковыми струями. *Изв. вузов. Черная металлургия*. 2011. №2. С. 15-20.

15. Чернятевич А. Г., Сигарев Е. Н., Чернятевич И. В., Чубина Е. А., Чубин К. И. Этапы совершенствования конструкций гарнисажных фурм и технологий ошлакования футеровки 160-т конвертеров ПАО «АРСЕЛОРМИТТАЛ КРИВОЙ РОГ» ОАО «Черметинформация*». Бюллетень «Черная металлургия».* 2012. №6. С. 55-64.

16. Чернятевич А. Г., Сігарьов Є. М., Чернятевич І. В., Чубін К. І., Чубіна О. А. Патент на винахід 83445 Україна, МПК С21С 5/44, F27D 1/16. Спосіб ремонту футерівки конвертера та торкрет-фурма для його здійснення № 200705316; Заявл. 15.05.2007; Опубл. 10.07.2008; Бюл. № 13.

17. Чернятевич А. Г., Сігарьов Є. М., Чубін К. І., Чубіна О. А. Патент на винахід 93161 Україна, МПК С21С 5/44. Спосіб ремонту футерівки конвертера та торкрет-фурма для його здійснення. № 201000032; Заявл. 11.01.2010; Опубл. 10.01.2011; Бюл. № 1.

18. Чернятевич А. Г., Сігарьов Є. М., Чубін К. І., Чубіна О. А. Патент на винахід 97754 Україна, МПК С21С 5/44, F27D 1/16. Спосіб ремонту футерівки конвертера та гарнісажна фурма для його здійснення № 201100480; Заявл. 17.01.2011; Опубл. 12.03.2012; Бюл. № 5.

19. Нечепоренко В. А., Омесь Н. М., Боровиков Г. Ф. Технология

ошлакования футеровки кислородных конвертеров. *Теория и практика металлургии*. 1999. № 3. С. 22,23.

20. Чернятевич А. Г., Сигарев Е. Н., Чубина Е. А., Чернятевич И. В., Демиденко М. Г. Гидрогазодинамические особенности нових технологий нанесения шлакового гарнисажа на футеровку конвертера. *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2006. № 7. С. 153-157.

21. Чернятевич А. Г., Похвалітий А. А., Сігарьов Є. М., Чубіна О. А., Кодрашенков Д. С. Використання пиловугільного палива для попереднього підігріву металобрухту. Збірник наукових праць Дніпровського державного технічного університету (тематичний випуск «До 95 річчя кафедри металургії ім. професора В. І. Логінова Дніпровського державного технічного університету»). Кам'янське: ДДТУ. 2024. С. 123-131. https://doi.org/10.31319/2519-2884.tm.2024.11

22. Арсеев А.В. Сжигание природного газа, М.: Металлургиздат, 1963. 408 с.

23. Чернятевич А. Г., Молчанов Л. С., Юшкевич П .О. Высокотемпературное моделирование продувки конвертерной ванны с применением трехъярусной фурмы. *Металл и литье Украины*. 2017. № 6-7. С. 17-21.

24. Чернятевич А. Г., Молчанов Л. С., Сигарев Е. Н., Чубин К. И., Похвалитый А. А. Особенности продувки конвертерной ванны с применением модернизированных двухъярусных кислородных фурм. *Сталь*. 2021. №8. С. 8-16.

25. Чернятевич А. Г., Молчанов Л. С., Сігарьов Є. М., Меркулов О. Є., Башмаков О. М., Вакульчук В. В., Похвалітий А. А., Чубін К. І. Патент на винахід 129644 Україна, МПК С21С 5/48. Багатосоплова паливно-киснева фурма для попереднього нагрівання металевого брухту в конвертері № 2023 05906;Заявл. 07.12.2023; Опубл. 18.06.2025; Бюл. №25.

26. Чернятевич А. Г., Молчанов Л. С., Юшкевич П. О., Вакульчук В. В. Питання теорії і практики підвищення ефективності комбінованої продувки конвертерної ванни. *Теорія і практика металургії*. 2018. № 1-2. С. 83-95.

27. Чернятевич А. Г., Молчанов Л. С., Меркулов А. Е., Башмаков А. М., Юшкевич П. О. Разработка многоцелевых конструкций кислородных фурм и способов комбинированной продувки конвертерной ванны. *Сталь*. 2021. № 9. С. 14-21.

References

1. Voraberger B., Wimmer G., Dieguez U. Wimmer S.E., Pastucha K., & Fleischanderl A. (2022). Green LD (BOF) Steelmaking – Reduced CO_2 Emissions via Increased Scrap Rate. *Metals*, (12), 466-483. https://doi.org/10.3390/met12030466

2. Shneerov, Ya. A., Afonin, S. Z., Leporsky, S. V., Vyatkin, Yu. F., Smoktiy, V. V., Starov, R. V., & Adamenko, L. P. (1987). Snizhenie rashoda chuguna pri proizvodstve stali v deistvuushchih konverternyh tsehah [Reduction of pig iron consumption in steel production in operating converter shops]. *Ferrous metallurgy: Bulletin of the Chermetinformatsiya Institute*, 21, 2-19. [in Russian]

3. Gorobets, V. G., Belokurov, E. S., Pavlov, N. I., & Bereza, V. V. (1985). Analiz tehniko-ekonomicheskih pokazatelei plavki s povyshennim rashodom loma

[Analysis of the technical and economic indicators of smelting with increased scrap consumption]. *Technology of smelting converter and open-hearth steel (Thematic collection of scientific papers).* Moscow: Metallurgy, 28 – 31. [in Russian]

4. Belokurov, E. S., Gorobets, V. G., Kobeza, I. I., & Bereza, V. V. (1985) .Copyright certificate of USSR 1167209. Gas-oxygen lance for heating scrap and blowing metal in the converter. Bul. 26.

5. Kobeza, I. I. (1988). Energosberigaushie medody intensifikatsii staleplavilnyh protsessov. [Energy-saving methods for intensifying steelmaking processes]. Moscow: Metallurgy. [in Russian]

6. Baptizmanskii, V. I., Kulikov, V. O., Kitaev, A. T., Nikiforov, B. V., Boychenko, B. M., Kozin, G. N., Kachur, B. K., Dusha, V. M.,& Khmirov, V. I. (1974). Rabota 130-t konverterov, oborudovannyh dvuhjarusnymi furmami [Operation of 130-ton converters equipped with double-tier tuyeres]. *Express information from the Central Research Institute*, 6, 3, 1–14. [in Russian]

7. Cherniatevych, A. G., Sigarev, E. N., & Cherniatevych, I. V. (2010). Novye razrabotki konstruktsii kislorodnyh furm i sposobov produvki vanny 160-t konverterov OAO "ArcelorMittal Kryvyi Rig" [New developments in oxygen lances and bath blowing methods for 160-ton converters at JSC "ArcelorMittal Kryvyi Rih"]. *Theory and Practice of Metallurgy*, 1, 31-38. [in Russian]

8. Cherniatevych, A. G., Sigarev, Ye. N., Cherniatevych, I. V., Chubin, K. I., Velichko, E. A., & Mantyazhenko D. Yu. (2012). Razrabotka konstruktsii dvuhjarusnoi furmy i rezhima produvki vanny 160-t konverterov PAO "ArcelorMittal Kryvyi Rig" s ee ispolzovaniem. [Development of a two-tier lance design and a bath blowdown system for 160-ton converters at PJSC "ArcelorMittal Kryvyi Rih" using it]. *Theory and Practice of Metallurgy*, 5-6, 76- 85. [in Russian]

9. Cherniatevych, A. G., Sigariov, E. M., Sushchenko, A. V., Kotsur, S. D., Kovalenko, O. G., Dimchenko, E. M., Chubin, K. I., & Gritsenko, A. S. (2014). Patent of Ukraine No 106676. Two-tier lance. Bul. 18.

10. Cherniatevych, A. G., Vakulchuk, V. V., Sigarev, Ye. N., Chubin, K. I., Cherniatevych, I. V., Mantyazchenko, D. Yu., Klimenko, A. G., & Strichenko, S. M. (2017). Povyshenie effektivnosti verhnei produvki vanny 160-t konverterov s ispolzovaniem dvuhjarusnoi kislorodnoi furmy. [Improving the efficiency of top blowing of the bath of 160-ton converters using a two-tier oxygen lance]. *Steel*, 9, 9-13. [in Russian]

11. Nizyaev, G. I., Belman, L. M., Lukyanov, Zh. V., & Zadov, E. L. (1986). Proekt rekonstruktsii konverternogo tseha #2 "Krivorozhstali" dlia vnedrenia fakelnogo torkretirovania konverterov. [Reconstruction project for converter shop No. 2 at "Kryvorizhstal" to implement torch gunning of converters]. *Metallurgical and mining industry*, 2, 13-14. [in Russian]

12. Kukuruznyak, I. S., Vrublevskaya, I. S., Porkhun, V. G., & Petrunin, A. P. (1989). Fakelnoe torkretirovanie futerovki 160-t konverterov vertikalnym sposobom. [Vertical torch shotcreting of 160-ton converter linings]. *Metallurgical and mining industry*, 3, 15-17. [in Russian]

13. Cherniatevych, A. G., Sigarev, Ye. N., Cherniatevych, I. V., Chubina, Ye. A., & Chubin, K. I. (2011). Novye tehnologicheskie rezhimy nanesenia shlakovogo garnisazha na futerovku konverterra. [New technological methods for applying slag coating to converter linings]. *Theory and Practice of Metallurgy*, 5-6(2), 19-27. [in

Russian]

14. Cherniatevych, A. G., Sigarev, Ye. N., Protopopov, Ye. V., Sheremet, V. A., Cherniatevych, I. V., & Chubin, K. I. (2011). Osvoenie tehnologii nanesenia shlakovogo garnisazha na futerovku konvertera putem razduvki shlaka peremeshchaushchimisia gazoporoshkovymi strujami. [Mastering the technology of applying a slag coating to a converter lining by blowing the slag with moving gas-powder jets]. *Proceedings of the Universities. Ferrous Metallurgy*, 2, 15-20. [in Russian]

15. Cherniatevych, A. G., Sigarev, Ye. N., Cherniatevych, I. V., Chubina, Ye. A., & Chubin, K. I. (2012). Etapy sovershenstvovania konstruktsii garnisazhnyh furm I tehnologii oshlakovania futerovki 160-t konverterov PAO "ArselorMittal Kryvyi Pih". [Stages of improving the design of ganning lances and lining slag technologies for 160-ton converters at PJSC "ArcelorMittal Kryvyi Pih]". *Chermetinformatsiya. Bulletin "Ferrous Metallurgy"*, 6, 55-64. [in Russian]

16. Cherniatevych, A. G., Sigariov, Ye. M., Cherniatevych, I. V., Chubin, K. I., & Chubina, O. A. (2007). Patent of Ukraine No 83445. A method for repairing a converter lining and a shotcrete lance. Bul.13.

17. Cherniatevych, A. G., Sigariov, Ye. M., Chubin, K. I., & Chubina, O. A. (2010). Patent of Ukraine No 93161. Bul. 1.

18. Cherniatevych, A. G., Sigariov, Ye. M., Chubin, K. I., & Chubina, O. A. (2011). Patent of Ukraine No 97754 Ukraine. Bul. 5.

19. Necheporenko, V. A., Omes, N. M., & Borovikov, G. F. (1999). Tehnologia oshlakovania futerovki kislorodnyh konverterov. [Slag removal technology for oxygen converter linings]. *Theory and practice of metallurgy*, 3, 22-23. [in Russian]

20. Cherniatevich, A. G., Sigarev, Ye. N., Chubina, Ye. A., Cherniatevych, I. V., & Demidenko, M. G. (2006). Gidrodinamicheskie osobennosti novyh tehnologii nanesenia shlakovogo garnisazha na futerovku konvertera. [Hydrogasdynamic features of new technologies for applying slag coating to converter linings]. *Metallurgical and Mining Industry*, 7, 153-157. [in Russian]

21. Cherniatevych, A. G., Pokhvalityi, A. A., Sigariov, Ye. M., Chubina, O. A., & Kodrashenkov, D. S. (2024). Vykorystannia pylovugilnogo palyva dlia poperedniogo pidigrivu metalobruhtu. [Use of pulverized coal fuel for preheating scrap metal]. *Collection of scientific papers of Dnipro State Technical University (thematic issue "To the 95th anniversary of the Department of Metallurgy of Professor V.I. Loginov of Dnipro State Technical University"). Kamianske: DSTU*, 123-131. https://doi.org/10.31319/2519-2884.tm.2024.11[in Ukrainian]

22. Arseev, A. V. (1963). Szhiganie prirodnogo gaza. [Combustion of natural gas], Moscow: Metallurgy Publishing House. [in Russian]

23. Cherniatevych, A. G., Molchanov, L. S., & Yushkevich, P. O. (2017). Vysokotemperaturnoe modelirovanie produvki konverternoi vanny s primeneniem trehjarusnoi furny. [High-temperature modeling of converter bath blowing using a three-tier lance]. *Metal and Casting of Ukraine*, 6-7, 17-21. [in Russian]

24. Cherniatevych, A. G., Molchanov, L. S., Sigarev, Ye. N., Chubin, K. I., & Pokhvalityi, A. A. (2021). Osobennosti produvki konverternoi vanny s primeneniem modernizirovannyh dvuhjarusnyh kislorodnyh furm. [Features of converter bath blowing using modernized two-tier oxygen lances]. *Steel*, 8, 8-16. [in Russian]

25. Cherniatevych, A. G., Molchanov, L. S., Sigaryov, Ye. M., Merkulov, O.

Ye., Bashmakov, O. M., Vakulchuk, V. V., Pokhvalityy, A. A., & Chubin, K. I. (2025). Patent of Ukraine No 129644. Bul. 25.

26. Cherniatevych, A. G., Molchanov, L. S., Yushkevich, P. O., & Vakulchuk, V. V. (2018). Putannia teorii i praktyky pidvyshchennia efektyvnosti kombinovanoi produvki konverternoi vanny. [Questions of theory and practice of increasing the efficiency of combined purging of a converter bath]. *Theory and practice of metallurg,* 1-2, 83-95. [in Ukrainian]

27. Cherniatevych, A. G., Molchanov, L. S., Merkulov, A. Ye., Bashmakov, A. M., & Yushkevich, P. O. (2021). Razrabotka mnogotselevyh konstruktsii kislorodnyh furm i sposobov kombinirovannoi vanny. [Development of multi-purpose oxygen lances and combined converter bath blowing methods]. *Steel,* 9, 14-21. [in Russian]

A. H. Cherniatevych[1], D. Sc. (Tech.), Professor, ORCID 0000-0002-4552-4997
L. S. Molchanov[1,*], Ph. D., Senior Researcher, ORCID 0000-0001-6139-5956

[1] *Iron and steel institute of Z.I. Nekrasov of National academy of science of Ukraine*

[*] *Corresponding author: ferrosplav@ukr.net*

DIRECTIONS FOR IMPROVING ENERGY EFFICIENCY OF CONVERTER MELTING IN THE CONDITIONS OF PJSC "ARCELORMITTAL KRYVYI RIG"

Abstract. The latest forecasts indicate that in the next 20-30 years blast furnace and oxygen converter production will remain the dominant link in obtaining steel along the technological route "blast furnace – oxygen converter" due to economic profitability with a heat coefficient of up to 90 % and more. Today the most relevant direction for improving the process of smelting oxygen converter steel in Ukraine is to increase the share of scrap being processed above 25%. It is in the conditions of technologies common in world practice of preheating metal scrap in the converter cavity and combined blowing with top oxygen supply through a conventional multi-nozzle lance and neutral mixing gas (nitrogen, argon) through the bottom. The aim of the research is to develop and propose for implementation in the post-war period in the converter shop of PJSC "ARCELORMITTAL KRYVI RIG" on 160-t converters the follow: new design of a fuel-oxygen lance and an energy-efficient method for preheating metal scrap in the converter cavity; a multi-purpose two-tier oxygen lance, which provides the functions of energy-efficient combined blowing of the converter bath with post combustion of exhaust gases when supersonic and sonic oxygen and nitrogen jets are supplied from above with simultaneous injection of neutral mixing gases (nitrogen, argon) through the bottom of the unit and obtaining the final iron-carbon intermediate product with an increased scrap metal consumption, as well as applying slag garniture to the converter lining in order to extend the converter's operating campaign. Using the obtained data of high-temperature modeling of metal scrap heating in the converter cavity and combined blowing of the converter bath, the following new energy-efficient lance devices and methods of converter melting with an increased proportion of scrap in the metal charge were developed and proposed for implementation in the post-war period: a rotating fuel-oxygen lance for heating scrap

in the converter in a vertical position using pulverized coal fuel or natural gas, equipped with a head with 4 Laval oxygen nozzles with cylindrical fuel nozzles located in each of them and scrap heating technology with the supply of PCF or NG in an annular oxygen shell; energy-efficient technology of combined blowing of the converter bath with top supersonic and sonic oxygen and nitrogen jets supply with CO to CO_2 post combustion of the exhaust gases and neutral gas with mixing gas (nitrogen, argon) through the bottom using a new design of a two-tier lance, which contains a two-row lower head (4 Laval nozzles and 8 cylindrical) and an upper nozzle block with 8 cylindrical nozzles.

Key words: oxygen converter, fuel-oxygen lance, heating of metal scrap, two-tier oxygen lance, combined blowing of the converter bath, post combustion of exhaust gases, energy efficiency of smelting.

For citation: Cherniatevych, A. H., & Molchanov, L. S. (2026). Directions for increasing the energy efficiency of converter smelting in the conditions of PJSC "ARCELORMITTAL KRYVYI RIG". *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 40, 386-432. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-025

Рукопис надійшов до редакції / Received 02.03.2025
Рекомендовано до друку / Accepted 28.05.2026
Опубліковано / Published 30.05.2026

ISSN 2522-9117 (print), ISSN 2786-6149 (online)
"Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії". 2026. Випуск 40
"Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy". 2026. Issue 40

https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-026

УДК 669.184.244.66:669.184.235.083.133

Т. С. Голуб[1,*], к.т.н., ст. досл. ORCID 0000-0001-9269-2953
О. М. Мінай[1], Ph. D., ORCID 0000-0002-4180-0149

[1] *Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України*

[*] *Автор для листування: isinasu.golubts@gmail.com*

СУЧАСНІ МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ РОЗПОДІЛУ ПОТОКІВ ТА ЇХ ШВИДКОСТЕЙ У РІДКІЙ ФАЗІ ПРИ ПРОДУВЦІ КРІЗЬ СОПЛО ЛАВАЛЯ

Анотація. Киснево-конвертерний процес виробництва сталі постійно розвивається, а кожне вдосконалення потребує дослідження та відпрацювання робочих моментів у лабораторних умовах при невеликих базових витратах. У зв'язку із цим активно розвиваються методи чисельного моделювання, для реалізації яких найбільш актуальним та випробуваним часом й різними дослідженнями є прикладна програма ANSYS FLUENT. Вона має високу продуктивність та володіє широкими можливостями щодо обчислення гідро-газодинамічних явищ. З використанням цієї програми було проведено дослідження формування та розподілу потоків у водному середовищі та у розплаві чавуну під дією газового потоку, який витікає з сопла Лаваля за умов продувки з тиском, що удвічі перевищує тиск навколишнього середовища. Проведена комплексна валідація результатів чисельного моделювання із залученням фізичного низькотемпературного та високотемпературного моделювання показали високий ступінь відповідності отриманих результатів. За результатами обчислення було встановлено, що величина швидкостей потоків в рідині на порядок менша, ніж початкова величина швидкості газового потоку, який виходить з сопла Лаваля, а найбільші швидкості потоків в рідині зосереджені в центральній частині ванни під кратером, який утворюється завдяки дії газового струменя на рідину. За умов продування води глибина кратеру й ділянка розповсюдження найвищих показників швидкості потоків удвічі більша, ніж за умов продувки чавуну. Відзначено, що у центральній частині ванни під кратером формується потік, який протидіє напрямку та впливу газового потоку, а за умов найбільшого занурення газового струменя у ванну утворюється декілька протинаправлених вертикальних потоків, що закінчуються вихроподібними утвореннями. Причому у металевій ванні кількість додаткових потоків більша. Отримані результати чисельного дослідження, порівняні з результатами реального фізичного моделювання у аналогічних умовах, мають важливий потенціал для поповнення бази даних щодо особливостей взаємодії газових потоків, які витікають з сопла Лаваля за

© Т. С. Голуб, О. М. Мінай, 2026

Це стаття відкритого доступу за ліцензією CC BY-NC-ND 4.0
https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/legalcode.uk

продувного тиску удвічі більшого за атмосферний з водним середовищем та рідким розплавом чавуну.

Ключові слова: киснево-конвертерний процес, верхня продувка, сопло Лаваля, гідро-газодинамічні процеси, чисельне моделювання.

Посилання для цитування: Голуб Т. С., Мінай О. М. Сучасні методи дослідження розподілу потоків та їх швидкостей у рідкій фазі при продувці крізь сопло Лаваля. *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії.* 2026. Вип. 40. С. 433-453. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-026

Виробництво сталі у кисневих конвертерах, особливо тільки з верхньою продувкою – це складний процес, у якому необхідно одночасно створити такі умови, які зможуть забезпечити протікання ряду важливих фізико-хімічних процесів, тобто складних явищ, що поєднують зміни у фізичному стані речовини (агрегатний стан, дифузія, розчинення) та її хімічному складі (утворення нових сполук, руйнування зв'язків) [1]. Першочерговими факторами впливу на перебіг тих чи інших процесів у кисневому конвертері є характеристики дуття. Наприклад, такий процес, як інтенсивне окислення вуглецю, як основної домішки при переділі чавуну на сталь, разом із підвищенням ступеня засвоєння кисню ванною можуть бути зумовлені «жорсткою» продувкою, яка забезпечується дуттьовими пристроями з вузько спрямованим глибоко зануреним у ванну потоком газу – окиснювачу, що сприяє інтенсивному, глибокому перемішуванню ванни. А прискорене «запалювання» плавки, стале, інтенсивне шлакоутворення, збільшення ступеня окислення вуглецю до CO_2 над ванною відповідають «м'якому» типу продувки ванни, який, у свою чергу, зумовлюється більш широким потоком газу високо розташованим над ванною, що в більшій мірі залучає до перемішування верхні шари середовищ [2-5]. Розуміння цих підходів прийшло до науковців–металургів та промисловців емпіричним шляхом досліджень, випробувань та вивчення поведінки й взаємодії газового потоку з рідкою ванною [4, 6-11]. Однак киснево-конвертерний процес – це динамічна система, що постійно розвивається, тому й наразі актуальним залишаються різнопланові дослідження, які можуть надати нову інформацію щодо перебігу обмінних процесів у сталеплавильній ванні та сприятимуть оптимізації процесу виробництва сталі.

Через досить складні обмінні явища між рідкими шлако-металевими фазами та газовим потоком й складність безпосереднього спостереження за реальною продувкою у кисневому конвертері широкого загалу набуло фізичне моделювання киснево-конвертерного процесу на водних моделях у поєднанні з математичним/чисельним

моделюванням [12-16]. При цьому чисельне моделювання продувки конвертерної ванни набуло значної популярності серед інженерів металургів завдяки широкому спектру можливостей дослідження взаємодії газового струменя з рідкою ванною без застосування спеціальних дорогих пристроїв – фізичних моделей реальних конвертерних ванн та будь-якого впливу на навколишнє середовище, як, наприклад, за умов проведення фізичних високотемпературних досліджень з продувки залізовуглецевих розплавів [12, 17-18]. Завдяки цьому методу можливо швидко та різнобічно випробувати та дослідити нові технологічні конструкції продувних пристроїв та відпрацювати режими, за яких надалі можна їх використовувати на реальних металургійних об'єктах. Для цього важливим є накопичення різнопланового досвіду математичного/чисельного моделювання, яке проведене у порівнянні з реальними процесами моделювання на фізичних натурних системах, відпрацьованими у подібних змодельованим умовах.

Серед великої кількості наявних результатів досліджень у розвиток чисельного математичного моделювання гідродинамічних явищ під час продувки у кисневих конвертерах значний внесок зробили Самохвалов С. Є., Чернятевич А. Г., Сігарьов Є. М., Szekely J. та інші, заклавши основи моделей гідродинамічної взаємодії між газовим потоком та рідкою металевою ванною під час продувки газовими струменями [19-21]. Однак з розвитком та набуттям доступності обчислювальних програм, найбільш розповсюдженим у світі стало чисельне моделювання з використанням середовища ANSYS Fluent, яке передбачає чисельне моделювання гідро-газодинамічних явищ [12]. Під час проведення чисельного моделювання процесу продувки рідкої ванни відбувається розв'язання рівняння нерозривності та рівняння Нав'є-Стокса з урахуванням стисливості надзвукового струменя продувного газу у системі координат з налаштованою межею [22]. Результатом розв'язання цих рівнянь є розподіл тиску та швидкості в заданій для обчислення області. Оскільки в цьому процесі швидкості потоків, особливо газового, досить високі, ці моделі також повинні враховувати турбулентний потік середовищ.

Для досягнення найкращої продуктивності верхньої продувки в базовому кисневому конвертері зазвичай використовуються різні типи збіжно-розбіжних сопел типу Лаваля [23-25]. Збіжна ділянка прискорює дозвуковий газовий потік в найвужчій частині сопла – критичному перетині, до швидкості звіку із величиною Маха 1, а розбіжна ділянка потім розширює газ до надзвукових швидкостей. Таке сопло створює високосфокусований, стабільний та високошвидкісний надзвуковий струмінь [26-27]. При цьому сопла Лаваля працюють найкраще, коли

співвідношення між вхідним та вихідним тиском навколишнього газового середовища достатньо високе, щоб забезпечити дросельний потік у критичному перетині та повне розширення на виході, що зазвичай вимагає вхідного тиску, який щонайменше в 2–4 рази перевищує тиск навколишнього середовища [23,28]. Однак, найчастіше, в літературі зустрічаються результати чисельного моделювання, яке проведено для умов продувки з невисокими швидкостями та витратами продувного газу через проведення порівняння цими авторами своїх результатів із наявними в літературі аналогічними умовами фізичних досліджень [10,12,13].

Метою дослідження було визначення особливостей розподілу потоків, що виникають у рідкій фазі при продувці її газом зверху крізь сопло Лаваля та уточнення їх швидкостей за умов продувки з тиском, який у два рази перевищує тиск навколишнього середовища.

Дослідження було проведено шляхом чисельного моделювання з використанням програмного забезпечення ANSYS Fluent. Для моделювання було обрано сопло Лаваля, яке розміщувалося відносно рідкої ванни (води та розплаву чавуну) та продувалося з тиском газу, який дорівнював двократному перевищенню тиску навколишнього середовища – 2 кПа. Схематичне зображення умов дослідження наведено на рис. 1.

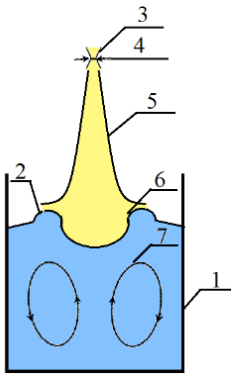


Рис. 1 – Схематичне зображення умов дослідження: 1 – модельна ємність; 2 – модельна рідина; 3 – сопло Лаваля з критичним діаметром – 4; 5 – газовий струмінь; 6 – кратер, який утворюється під дією газового струменя у рідині; 7 – потоки, що ініціює газовий струмінь у рідині

Процедура моделювання складалася з таких етапів: побудова геометрії продувних сопел та рідкої ванни, вибір сітки для моделювання, вибір конфігурації математичної моделі, розрахунок та аналіз результатів. У якості продувного сопла обрано сопло Лаваля з критичним діаметром 3,2 мм (діаметр обрано відповідно до лабораторного сопла Лаваля з використанням якого проводилися фізичні дослідження з реальними фізичними рідинами для валідації результатів моделювання), а у якості рідкої ванни циліндрична ємність,

яку заповнено водою чи розплавом чавуну. З урахуванням розміру дослідного сопла та з метою уникнення використання надмірно складної обчислювальної сітки була побудована 2D-модель внутрішньої порожнини сопла без урахування товщини стінок. Обрані припущення мало впливали на процес та результати моделювання гідро-газодинамічних процесів. Для раціонального обчислення було обрано 2D осісиметричний тип моделі для створення обчислювальної сітки, оскільки геометрія сопла та рідкої ванни симетрична відносно центральної осі. Для струменя, що втікає в незакручений потік, тривимірні ефекти не є домінуючими, а осісиметрична 2D модель точно описує основні газодинамічні характеристики, такі як глибина та ширина кратеру, що утворюється під дією газового струменя у рідині, деформація поверхні й розподіл швидкостей вздовж осі. Такий підхід є загальноприйнятим у дослідженнях подібного типу [29,30]. Розрахунок проведено з використанням моделі Volume of Fluid (VOF), яка належить до класу багатофазних моделей (Multiphase Models), та із застосуванням двокомпонентного рівняння k–ε зі стандартною функцією стінки для опису турбулентності. В цьому методі змінними поля потоку є: швидкість, тиск та об'ємна частка, які є складовими рівнянь маси та імпульсу. У методі VOF, реалізованому у Fluent, рівняння імпульсу розв'язуються по всій області, а результуюче поле швидкості розподіляється між фазами [31,32]. Границя розділу газ-рідина під час розрахунку оновлювалася у всіх комірках розділу за допомогою геометричної (кусково-лінійної) реконструкції. Стабільні перехідні розв'язки можуть бути отримані з відносно малими кроками за часом, зазвичай між $1 \cdot 10^{6}$ та $1 \cdot 10^{4}$ с. VOF метод використовується для моделювання середовищ, що не змішуються, відстежуючи чітку межу розділу між ними.

Фізичні властивості середовищ, між якими передбачається взаємодія (газового струменя та рідин) зібрані у таблиці 1. Для валідації результатів чисельного моделювання було проведено співставлення отриманих чисельних даних із результатами фізичного низько- та високотемпературного моделювання з використанням однакового вказаного вище сопла, яке розміщено відносно поверхні спокійної рідини на висоті 20 калібрів. Тиск продувного газу 200 кПа. Низькотемпературне моделювання було проведено шляхом верхньої продувки води повітрям за температури 25 °С на прозорій скляній 100 кг ємності з пласкою передньою стінкою задля зменшення викривлення зображення при спостереженні. Високотемпературне моделювання було проведено шляхом продувки біля пласкої прозорої стінки за методом Чернятевича А. Г. під керівництвом Семикіна С. І. на 40 кг моделі з продувкою зверху технічним киснем розплаву чавуну за

температури 1400 – 1500 °С [33]. До аналізу було прийнято період продувки на високотемпературній моделі до періоду запалювання плавки через те, що процес окислення компонентів залізо-вуглецевого розплаву, який супроводжується горінням та утворенням об'ємів газу CO, сильно змінює вигляд кратеру взаємодії газового струменя з рідиною [34]. Реєстрація ходу продувки на обидвох моделях здійснювалася відеокамерою CASIO EXILIM EX F1.

Таблиця 1 – Фізичні властивості змодельованих середовищ

Середовище	Температура, °С	Густина, кг/м^3	В'язкість, кг/м·с·10^{-5}	Поверхневий натяг, Н/м
Повітря	25	1,17	1,79	-
Кисень	25	1,26	2,10	-
Вода	25	997	89,0	0,072
Чавун	1600	6800	350,0	1,4

З метою валідації результатів чисельного моделювання та аналізу отриманих результатів спочатку було проведене співставлення результатів моделювання початкового періоду продувки води (наведено на рис. 2) та розплаву чавуну (на рис. 3). На рисунках наведено кадри зміни поверхні рідини під дією газового струменя, який витікає з сопла Лаваля, з інтервалом 0,05 секунди.

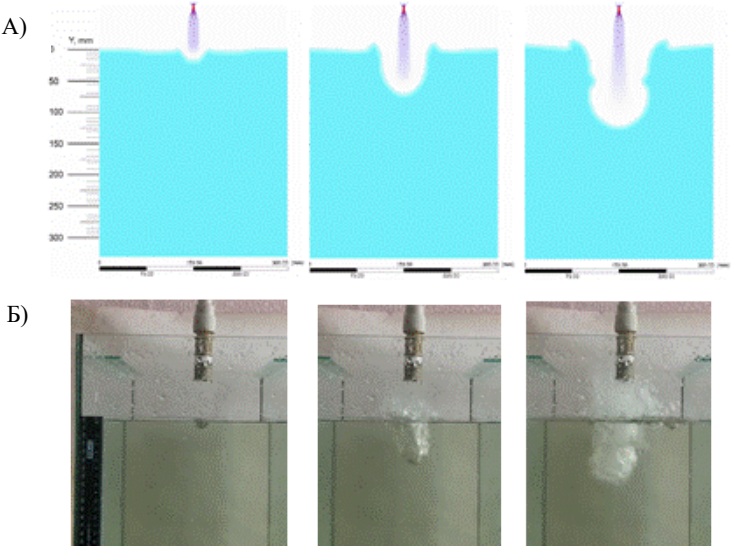


Рисунок 2 – Початковий період продувки водної низькотемпературної моделі за результатами чисельного (А) та фізичного (Б) моделювання

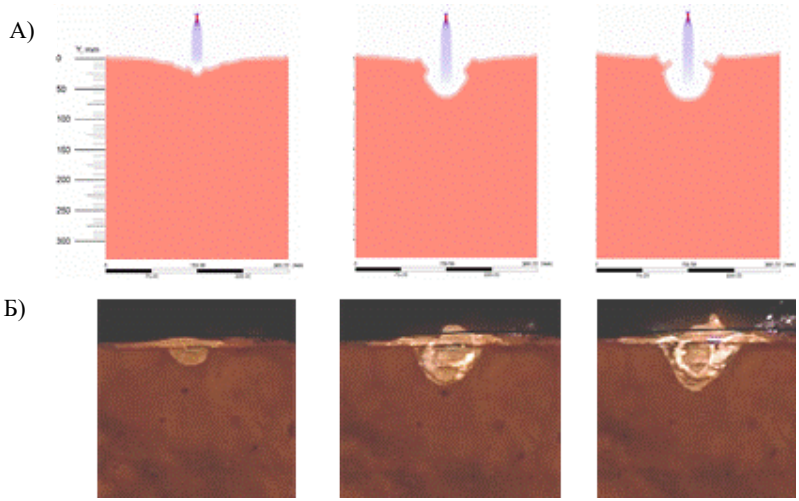


Рисунок 3 – Початковий період продувки високотемпературної моделі за результатами чисельного (А) та фізичного (Б) моделювання

Також проведено співставлення кадрів продувки за результатами чисельного та фізичного моделювання за умов сталого режиму продувки (на рис. 4 та 5 наведено характерні послідовні ділянки з інтервалом 0,5 секунди).

Відповідно до рис. 2 та 3 можна зробити висновок, що отримані чисельні результати у значній мірі відповідають реальній картині продувки початкового періоду за формою та величиною утвореного кратеру. Слід відзначити, що така зміна поверхні ванни відповідає відомим «кулеподібній» формі кратеру та подовженій «кулеподібній» формі кратеру відповідно до тверджень дослідників Molloy N.A. (початкова форма) та Охотського В.Б. (подальший розвиток форми кратеру) [9-11]. Такі форми кратеру зазначені як за результатами низькотемпературного моделювання, так і за результатами високотемпературного з дещо меншою (у два рази й більше) глибиною утвореного кратеру за умов останнього типу моделювання. Також необхідно відзначити, що за результатами чисельного моделювання в початковий період продувки чітко видно формування піднятого краю кромки кратеру, однак не простежується формування дрібних бризок, які є як результуючими відбивання газового потоку від донної частини кратеру та і результатом відриву крапель з краю кромки кратеру, що пов’язано з особливостями моделювання в обраній системі. Отримані результати за початковий період продувки схожі з результатами інших дослідників, які аналізували продувку за невисоких швидкостей газу [10, 35].

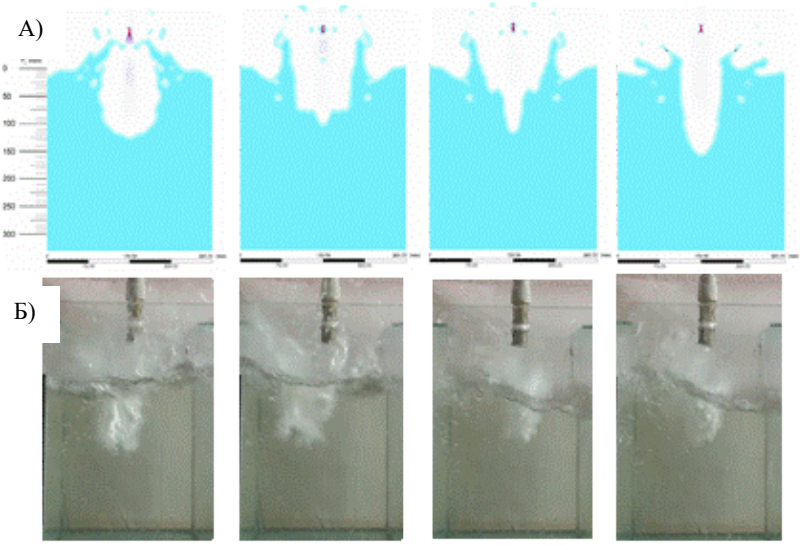


Рисунок 4 – Продувка низькотемпературної моделі за результатами чисельного (А) та фізичного (Б) моделювання

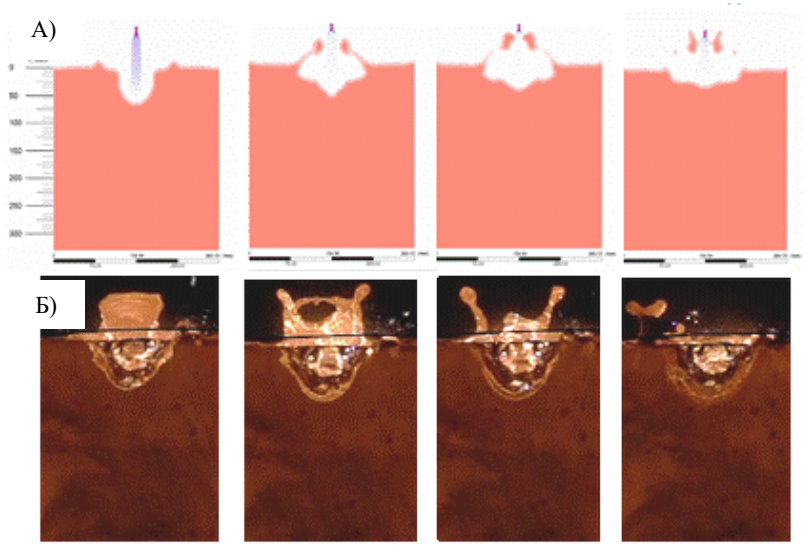


Рисунок 5 – Продувка високотемпературної моделі за результатами чисельного (А) та фізичного (Б) моделювання

Аналіз співставлення сталого режиму продувки вказує на відмінні від вище наведених результатів та відомих форм кратеру (див. рис. 4 та 5). Форма кратеру змінюється від опуклого витягнутого еліпсоїду до більш складної форми, коли донна частина кратеру підіймається вгору зі значним витягуванням кромки кратеру вгору до продувної фурми та, як наслідок, утворенням значної частини сплесків рідини. Причому це характерно для обох типів продувної ванни: як для води, так і для рідкого розплаву чавуну. Такий режим продувки пов'язаний з так званим режимом «незатопленого» струменя, який в реальних промислових умовах характерний для періоду продувки до утворення шлаку та періодів, коли шлак значно осідає.

Відповідно до валідації за результатами низько- та високотемпературного моделювання був зроблений висновок, що отримані результати чисельного моделювання можуть бути використані для подальшого аналізу щодо розподілу потоків у рідкій фазі за встановлених умов продувки. Дослідження розподілу потоків у рідкій ванні проведене для умов продувки двох варіантів моделей: низькотемпературної – за умов продувки води повітрям, й високотемпературної – за умов продувки рідкого чавуну киснем (без урахування впливу хімічних реакцій в цьому випадку). За результатами чисельного дослідження було встановлено, що найбільші швидкості середовища відповідають ділянці сопло – близька підфурмена зона (невелика ділянка під продувним соплом). Згори вниз до розплаву доходить струмінь з меншою швидкістю й, відповідно, енергією, ніж була початковою на виході з сопла Лаваля через опір навколишнього середовища агрегату, а у розплаві рух потоків має на порядок нижчий рівень швидкостей [36]. На рис. 6 наведено приклад розподілу швидкостей потоків у середовищах, що взаємодіють під час верхньої продувки водного середовища та розплавленого чавуну у період початку продувки (ліва частина кожної з проєкцій результатів моделювання представляє карту потоків, позначених стримерами, які вказують напрямок потоку та величину значень швидкості потоку відповідно до кольору, а права частина – загальний вигляд процесу взаємодії модельних фаз та зміну межі розподілу газ – рідина у момент фіксації результатів обчислення).

Відповідно до отриманих результатів видно, що з сопла Лаваля струмінь газу витікає зі швидкістю на рівні 300 м/с, а коли доходить до поверхні ванни, яка розташована на відстані 20 калібрів сопла, швидкість потоку знижується удвічі. Надалі, відповідно за представлених умов проєкції результатів розрахунку (без обмежень верхньої межі величин) аналізувати потоки, що утворюються в рідині не дуже зручно через неможливість розрізнити зміни у величинах

швидкостей за кольором стримерів, які у рідині мають невеликі значення у порівнянні з вихідним потоком. Тому для аналізу потоків в рідинах було прийнято проєкції результатів чисельного моделювання з обмеженням верхньої межі швидкості на рівні 0,1 м/с. Відповідно, для прикладу на рис. 7 наведено таку проєкцію для умов продувки низькотемпературної та високотемпературної моделей за той же початковий період продувки ванни.

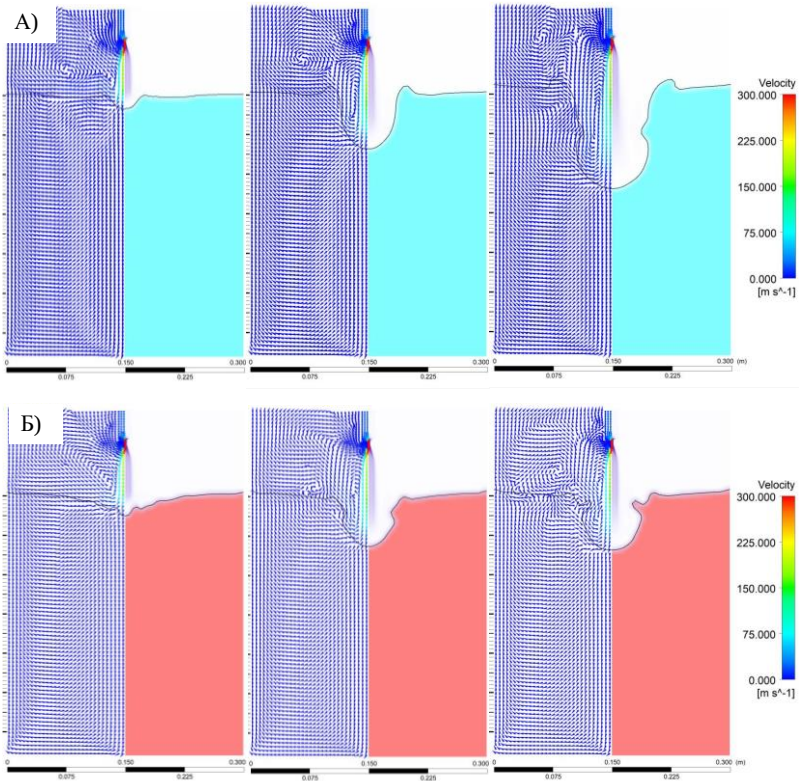


Рисунок 6 – Розподіл швидкостей руху середовищ при чисельному моделюванні низькотемпературної (А) та високотемпературної (Б) продувки зверху. Проєкції з інтервалом 0,05 с без обмеження верхньої межі швидкостей під час проєціювання результату.

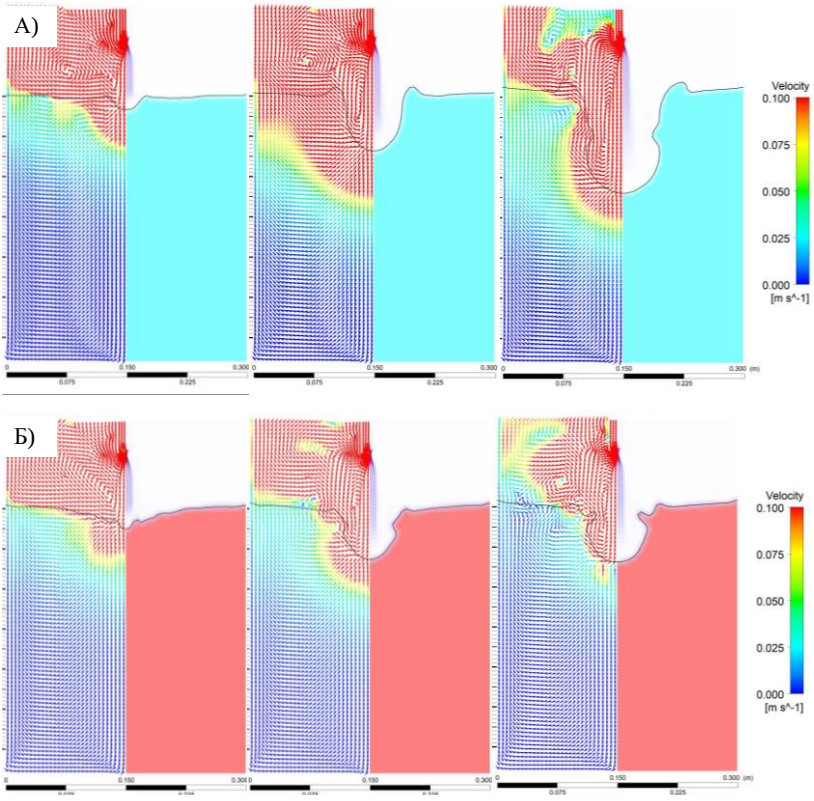


Рисунок 7 – Розподіл швидкостей руху середовищ при чисельному моделюванні низькотемпературної (А) та високотемпературної (Б) продувки зверху. Проєкції з інтервалом 0,05 с з верхньою межею швидкостей під час проєціювання 0,1 м/с.

Представлені в такому варіанті результати значно наочніші. Видно, що для обох варіантів моделювання під межею розділу газове середовище – рідка ванна розташована ділянка підвищеної швидкості потоків, межі якої періодично, циклічно змінюються разом зі зміною форми кратеру. Зазначено, що для умов продувки низькотемпературної моделі глибина розповсюдження полів у рідині з більшими величинами швидкостей приблизно у два рази більша, ніж за умов продувки високотемпературної моделі. Це зумовлено значним опором впливу газового струменя рідкої ванни чавуну з вищими у 7 разів густиною та у 14 – 25 разів більшим поверхневим натягом ніж у води. Проаналізовані за ходом продувки у сталому режимі результати

чисельного моделювання (на рис. 8 наведено приклад проєкцій розподілу швидкостей потоків у середовищах, що взаємодіють у сталому режимі продувки, за умов низькотемпературного та високотемпературного моделювання) дозволили виділити наступні особливості розподілу потоків в залежності від середовища ванни та форми кратеру. Для умов продувки води у змодельованих умовах встановлено, що основний напрямок потоку в центральній частині ванни спрямований знизу вгору, а вздовж стінок моделі – згори вниз. Це зумовлено ударною та відбивною дією газового струменя на поверхню ванни, яка змушує рухатися від центру по периферії поверхневі шари рідини й при зустрічі зі стінками моделі спускатися вздовж них до днища. Максимальні величини швидкості потоку розповсюджуються на глибину ванни до 78 – 80 калібрів у центральній частині ванни та 45 – 50 калібрів на периферії. Швидкість потоків в ванні залежить від особливостей взаємодії газового струменя з поверхнею ванни. Так в періоди максимального занурення газового струменя імпульс від потоку передається ванні й має деяку інерційність розповсюдження вглиб об'єму у часі, й, коли дно та стінки кратера починають підійматися вгору до продувної фурми, швидкість потоків у центральній частині ванни ще досить велика на достатньо великій глибині. Це відбувається через деяку інерційність зворотного імпульсу протидії удару газового струменя рідкою ванною. У період максимального занурення газового потоку формуються вихроподібні потоки у центральній частині під кратером та у найвіддаленіших периферійних ділянках ванни завдяки появі додаткового центрального потоку з протилежним центральному потоку напрямом руху згори вниз та відповідною зміною напрямку пристінкового потоку. У період підйому донної частини кратера з підйомом рідини до фурми та утворенням сплеску центральний напрямок руху спрямований вгору, а вихроподібні потоки більше зосереджуються у приповерхневій частині ванни у підфурменій області. В проміжній між пристінковою та центральною ділянками ванни в цей період відбувається горизонтальний рух потоків.

У цей період найвіддаленіші ділянки ванни мають найнижчі показники швидкостей потоку без зміни напрямку чи утворення вихрів. Й така поведінка ванни та розподіл швидкостей потоків повторюється циклічно з інтервалом 0,6 – 1,0 с. Щодо продувки рідкої ванни чавуну відзначено, що у сталому режимі продувки також із найглибшим зануренням у ванну з формуванням глибокого кратеру газовий струмінь передає імпульс рідкій ванні. Завдяки зворотній протидії газовому потоку в рідкій ванні чавуну, за аналогією з водяною ванною, формуються поверхневі потоки, які спрямовані до стінок ванни. Вони

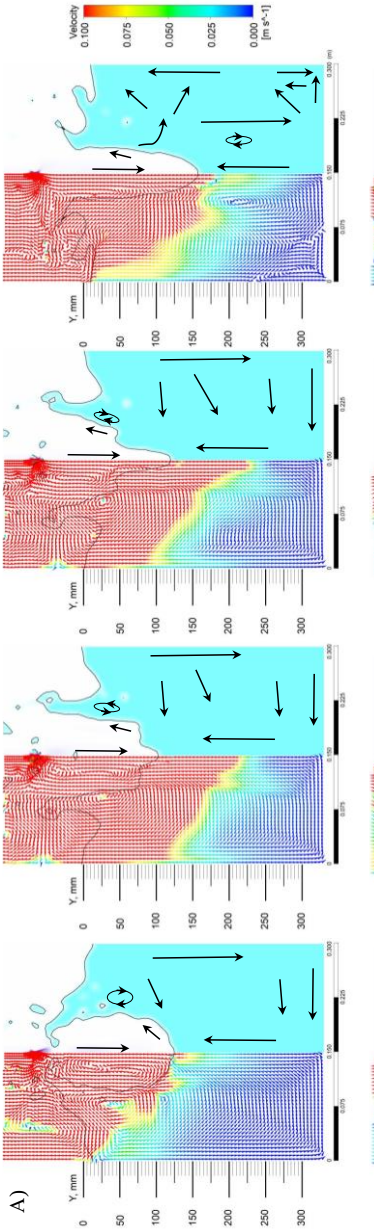


Рисунок 8 – Розподіл швидкостей руху середовищ при чисельному моделюванні низькотемпературної (А) та високотемпературної (Б) продувки зверху у сталому режимі продувки. Проєкції з інтервалом 0,1 с з верхньою межею швидкостей під час проєціювання 0,1 м/с. стрілками вказано узагальнений напрям руху.

опускаються вздовж стінок до днища з формуванням центрального висхідного потоку та проміжних горизонтальних потоків. Й також розповсюдження найбільших величин потоків у підфурменій зоні (під кратером) має деяку інерційність, тобто наявність ділянки підвищених показників швидкості потоків відзначається в період, коли дно кратеру підіймається вгору. Однак слід відзначити, що на відміну від продувки води, за умов продувки рідкого чавуну під час найбільшого занурення струменя у сталому режимі продувки спостерігаються не один додатковий зворотній вертикальний потік, а декілька з формуванням вихроподібних ділянок на глибині 1/3 ванни. Це, ймовірно, зумовлено накладанням основного імпульсу руху ванни, що надається газовим струменем при ударі о поверхню, на імпульс зворотної хвилі від стінок ванни через більшу інертність густого, в'язкого середовища чавуну з високим поверхневим натягом. У підтвердження цього можна відмітити, що низхідні потоки, які формуються вздовж стінок ванни, проявляються до 30 % діаметру ванни від периферії в напрямку центру, проти 10 – 15 % за умов продувки води, зі зменшеною часткою горизонтальних потоків. І центральна частина з висхідним потоком має ширину до 20 % діаметра ванни проти 25 – 30 % за умов продувки води. Відповідно, за проаналізованих умов продувки рідкого чавуну у більшій мірі до руху залучені приповерхневі шари та центральна частина ванни на відміну від продувки води, для якої у періоди найбільшого занурення струменя до руху залучається до 70 – 80 % ванни.

Висновки

Відповідно до наведених у роботі даних було проведено дослідження та визначення особливостей розподілу потоків, що виникають у рідкій фазі при продувці її газом зверху крізь сопло Лаваля за тиску 2 кПа та уточнення їх швидкостей шляхом проведення чисельного моделювання з використанням прикладної програми ANSYS FLUENT. Проведення валідації результатів чисельного моделювання за допомогою фізичного низькотемпературного та високотемпературного досліджень з використанням аналогічних змодельованим умов продувки було встановлено досить високу збіжність візуальних показників взаємодії газового струменя з рідкою ванною, що представлена водою та розплавом чавуну. Зазначено формування як раніше відомих та відзначених в літературі форм кратеру, який утворюється у рідині під дією газового струменя, так і відмічені раніше не зазначені особливості форм кратеру, які утворюються при сталому режимі продувки незатопленим струменем при тиску 2 кПа.

Результати обчислення розподілу потоків в змодельованих рідинах та величини їх швидкостей дозволили встановити такі особливості потоків при продувці газовим потоком зверху за тиску 2 кПа:

- величина швидкостей потоків в рідині на порядок менша, ніж початкова величина швидкості газового потоку, який виходить з сопла Лаваля;

- найбільші швидкості потоків в рідині зосереджені в центральній частині ванни під кратером й проявляються після найглибшого занурення газового потоку в рідину. Причому за умов продування води глибина кратеру більша й у два рази більша ділянка розповсюдження найвищих показників швидкості потоків;

- у центральній частині ванни під кратером формуються протинаправлений дії газового струменя потік, який ініціює загальну циркуляцію ванни від центру вгору, далі до периферій й вздовж стінок ванни вниз та вздовж днища до центру;

- під час максимального занурення газового потоку у ванну під кратером утворюються вихроподібні потоки, які ініціюють декілька різноспрямованих потоків, що сприяють перемішуванню ванни. Причому у металевій ванні кількість додаткових потоків більша.

Отримані результати чисельного дослідження, порівняні з результатами реального фізичного моделювання у аналогічних умовах, мають важливий потенціал для поповнення бази даних щодо особливостей взаємодії газових потоків, які витікають з сопла Лаваля за продувного тиску удвічі більшого за атмосферний з рідкими середовищами різних властивостей та можуть бути основною для подальшого проведення чисельного моделювання подібних процесів без залучення фізичних моделей для підтвердження отриманих результатів.

Перелік посилань

1. Охотський В. Б., Костьолов О. Л., Сімонов В. К., Ковальов Д. А., Тараканов А. К., Кучер А. Г., Яковлев Ю. М. Теорія металургійних процесів. К., 1997. 507 с.

2. Сущенко А. В. Развитие конструкций кислородно-конвертерных фурм с центральным сопловым модулем. В*існик Приазовського державного технічного університету. Сер. : Технічні науки.* 2011. Вип. 22. С. 60–67

3. Вергун А. С., Чернятевич А. Г., Нестеров А. С., Чайка А. Л., Тогобицкая Д. Н., Кисляков В. Г., Молчанов Л. С. Современный технологический маршрут конвертерного производства качественного железоуглеродистого полупродукта в сырьевых и энергетических условиях Украины. *Метал та лиття України*. 2020. 28, № 1. С. 30–37. https://doi.org/10.15407/steelcast2020.01.30.

4. Зражевский А. Д., Чернятевич А. Г., Сущенко А. В., Гриценко А. С. Состояние и дальнейшее совершенствование конструкций кислородных фурм в

конвертерных цехах Украины. *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2014. № 6. С. 20–30.

5. Venkata Lakshmi M., Chandra Mouli K. V. V. N. R. Study of oxygen blowing lance and it's drive mechanism in LD converters. *International journal and magazine of engineering. Technology, management and research*. 2017. Vol. 4 (4). P. 53–56

6. Чернятевич А. Г. Направления совершенствования комбинированной продувки конвертерной ванны кислородом и нейтральным газом. *Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии*. 2014. Вып. 28. С. 147–160.

7. Чернятевич А. Г., Вакульчук В. В. О повышении эффективности верхней продувки конвертерной ванны. *Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии*. 2015. Вып.30. С. 130–147

8. Сущенко А. В. Совершенствование и оптимизация дутьевых режимов и устройств кислородных конвертеров. *Вісник Приазовського державного технічного університету*. 2009. вып. 19. С. 36–41

9. Molloy N. A. Impinging jet flow in a two phase system: The basic flow pattern. *Journal of the Iron and Steel Institute*. 1970. Vol. 208. P. 943–950.

10. Sato S., Ando M., Okada J., Ueda Y., Iguchi M. Prediction of plunging depth induced by top lance gas blowing onto a low-melting-point metal bath. *ISIJ International*. 2020. Vol. 60(8). P. 1675–1683. https://doi.org/10.2355/tetsutohagane.TETSU-2018-125

11. Okhotskii V. B. Top injection of the steel-smelting bath with deep penetration: A model. *Steel in Translation*. 2008. Vol. 38 (6). P. 424–428. https://doi.org/10.3103/S0967091208060028

12. Cao L., Wang Y., Liu Q., Feng X. Physical and mathematical modeling of multiphase flows in a converter. *ISIJ International*. 2018. Vol. 58(4). P. 573–584. http://dx.doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2017-680

13. Goncalves F., Ribeiro M., Correa R., Silva R., Braga B., Maia B., Tavares R., Carvalho D., Schenk J. Measurements methodologies for basic oxygen furnace cold modeling. *Journal of Materials Research and Technology*. 2021. Vol. 13. P. 834–856. https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.04.050

15. Zhang L., Qi F., Liu Z., Cheung S. C. P., Li B. Investigation of droplet splashing behavior relevant to molten steel flow: a full-scale water model study using VOF–DPM and Eulerian wall film model. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2026. Vol. 57(3). P. 1568–1588. https://doi.org/10.1007/s11663-025-03941-w

16. Hwang H. Y., Irons G. A. A water model study of impinging gas jets on liquid surfaces. *Metall. Mater. Trans. B*. 2012. Vol. 43. P. 302–315. http://dx.doi.org/10.1007/s11663-011-9613-3.

17. Odenthal H. J., Emling W. H., Kempken J., Schlüter J. Advantageous numerical simulation of the converter blowing process. *Iron & Steel Technology*. 2007. Vol.4 (11). P. 71–89

18. Errson M., Tillander A. Review on CFD simulation and modeling of decarburiza-tion processes. *Steel Research International*. 2018. Vol. 89(1). Art. 1700108. https://doi.org/10.1002/srin.201700108

19. Самохвалов С. Є., Косухіна О. С. Чисельні методи в розрахунках металургійних агрегатів. Дніпродзержинськ, видавництво ДДТУ, 2009. 103 с.

20. Szekely J., Asai S. Turbulent fluid flow phenomena in metals processing operations: Mathematical description of the fluid flow field in a bath caused by an impinging gas jet. *Metall. Trans.* 1974. Vol. 5. P. 463–467. https://doi.org/10.1007/BF02644115

21. Чернятевич А. Г., Сігарьов Є. М., Зуєв О. І. Математична модель гідродинамічних процесів у багатофазному середовищі в порожнині конвертера під час продувки розплаву металу газовими струменями з частковою передачею імпульсу на межі розподілу зон. *Математичне моделювання*. 2002. №1(8). С. 77–80.

22. Ferziger J. H. and Peric M. Computational methods for fluid dynamics. Springer Science & Business Media, Berlin, 2002. 309 p.

23. Zucker R. D., Biblarz O. Fundamentals of gas dynamics, 2nd ed., Wiley, Hoboken, NJ, 2002. 493 p.

24. Bhattacharya T., Zhan L., Chukwulebe B. Design considerations for supersonic oxygen lances in a Basic oxygen furnace. 2016. Conference: SCANMET V at: Lulea, Sweden.12-15 June, 2016.

25. Liu F., Sun D., Zhu R., Li Y. Characteristics of flow field for supersonic oxygen multijets with various Laval nozzle structures. *Metall. Metall. Trans. B*. 2019. Vol. 50. P. 2362–2376. https://doi.org/10.1007/S11663-019-01652-7

26. Okhotskii V. B. Structure of gas jets. *Steel in the USSR*. 1983. Vol.13(11). P. 489–490

27. Капустин Е. А., Лухтура Ф. И. Одномерная теория струй. *Вісник приазовського державного технічного університету. Технічні науки.*2001. Вип. 11. С. 243–249

28. Rathakrishnan E. Applied Gas Dynamics, 2nd Edition. Wiley, 2019. 656 p.

29. Kruskopf A. A 2D axisymmetric mixture multiphase model for bottom stirring in a BOF converter. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2017. Vol. 48(1). P. 619–631. https://doi.org/10.1007/s11663-016-0856-x.

30. Nguyen A. V., Evans G. M. Computational fluid dynamics modelling of gas jets impinging onto liquid pools. *Applied Mathematical Modelling*. 2006. Vol. 30. Iss. 11. P. 1472–1484. https://doi.org/10.1016/j.apm.2006.03.015

31. Lorstad D., Fuchs L. High-order surface tension VOF-model for 3D bubble flows with high density ratio. J. *Comput. Phys*. 2004. Vol. 200 (1). P. 153–176. https://doi.org/10.1016/j.jcp.2004.04.001

32. Welch S. W. J., Wilson J. A volume of fluid based method for fluid flows with phase change. *J. Comput. Phys*. 2000. Vol.160(2). P. 662–682. https://doi.org/10.1006/jcph.2000.6481

33. Chernyatevich A. G., Zarvin E. Y., Volvovich M. I. Observation through a transparent wall of the behavior of a basic oxygen furnace bath during injection. *Steel USSR*. 1975. Vol. 5. P. 79–81

34. Semykin S. I., Golub T. S., Dudchenko S. A. Direct observation of high-temperature areas of metal melt at oxygen converter blowing with low voltage application. *Sci. in nov*. 2021. Vol. 17, No. 4. P. 44–54. https://doi.org/10.15407/scine17.04.044

35. Barron M. A., Medina D. Y., Reyes J. Interaction between a liquid surface and an impinging gas jet. *World Journal of Engineering and Technology*. 2021. Vol. 9. P. 793–803. https://doi.org/10.4236/wjet.2021.94055

36. Лухтура Ф. И. О степени усвоения кислорода металлической ванной при верхнем вдуве в LD-конвертер. *Вісник приазовського державного технічного університету. Технічні науки.* 2018. Вип. 36. С. 39–53 https://doi.org/10.31498/2225-6733.36.2018.142513

References

1. Okhotskii, V. B., Kostiolov, O. L., Simonov, V. K., Kovaliov, D. A., Tarakanov, A. K., Kucher, A. H., & Yakovlev, Yu. M. (1997). Teoriia metalurgiinyh protsesiv [Theory of metallurgical processes]. Kyiv. [in Ukrainian]

2. Sushchenko, A. V. (2011). Razvitie konstruktsii kislorodno-konverternyh furm s tsentralnym soplovym module [Development of designs of oxygen-converter lances with a central nozzle module]. *Bulletin of the Azov State Technical University. Ser.: Technical Sciences*, 22, 60–67. [in Russian]

3. Verhun, A. S., Cherniatevych, A. G., Nesterov, A. S., Chaika, A. L., Tohobitskaia, D. N., Kisliakov, V. G., & Molchanov, L. S. (2020). Sovremennyi tehnologicheskii marshrut konverternogo proizvodstva kachestvennogo zelezouglerodistogo poluprodukta v syrevyh I energeticheskih usloviiah Ukrainy [A modern technological route for converter production of high-quality iron-carbon semi-finished products in Ukraine's raw material and energy environment]. *Metal and casting of Ukraine*, 28, 1, 30–37. https://doi.org/10.15407/steelcast2020.01.30. [in Russian]

4. Zhrazhevskii, A. D., Cherniatevych, A. G., Sushchenko, A. V., & Hritsenko, A. S. (2014). Sostoianie I dalneishee sovershenstvovanie konstruktsii kislorodnyh furm v konverternyh tsehah Ukrainy [Current status and further improvement of oxygen lances in converter shops of Ukraine]. *Metallurgical and mining industry*, 6, 20–30. [in Russian]

5. Venkata Lakshmi, M., & Chandra Mouli, K.V.V.N.R. (2017). Study of oxygen blowing lance and it's drive mechanism in LD converters. *International journal and magazine of engineering. Technology, management and research*, 4 (4), 53–56

6. Cherniatevych, A. G. (2014). Napravleniia sovershenstvovania kombinirovannoi produvki konverternoi vanny kislorodom i neitralnym gazom [Directions for improving combined oxygen and neutral gas blowing of converter baths]. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 28, 147–160

7. Cherniatevych, A. G., & Vakulchek, V. V. (2015). O povyshenii efektivnosti verhnei produvki konverternoi vanny [On improving the efficiency of converter bath top blowing]. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 30, 130–147. [in Russian]

8. Sushchenko, A. V. (2009). Sovershenstvovanie I optimizatsia dutevyh rezhimov I ustroistv kislorodnyh konverterov [Improvement and optimization of blast modes and devices of oxygen converters]. *Bulletin of the Azov State Technical University*, 19, 36–41. [in Russian]

9. Molloy, N. A. (1970). Impinging jet flow in a two phase system: The basic flow pattern. *Journal of the Iron and Steel Institute*, 208, 943–950.

10. Sato, S., Ando, M., Okada, J., Ueda, Y., & Iguchi, M. (2020). Prediction of plunging depth induced by top lance gas blowing onto a low-melting-point metal bath. *ISIJ International*, 60(8), 1675–1683. https://doi.org/10.2355/tetsutohagane.TETSU-2018-125

11. Okhotskii, V. B. (2008). Top injection of the steel-smelting bath with deep penetration: A model. *Steel in Translation*, 38 (6), 424–428. https://doi.org/10.3103/S0967091208060028

12. Cao, L., Wang, Y., Liu, Q., & Feng, X. (2018). Physical and mathematical modeling of multiphase flows in a converter. *ISIJ International*, 58(4), 573–584. http://dx.doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2017-680

13. Goncalves, F., Ribeiro, M., Correa, R., Silva, R., Braga, B., Maia, B., Tavares, R., Carvalho, D., & Schenk, J. (2021). Measurements methodologies for basic oxygen furnace cold modeling. *Journal of Materials Research and Technology*, 13, 834–856. https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.04.050

15. Zhang, L., Qi, F., Liu, Z., Cheung, S.C.P.,& Li, B. (2026). Investigation of droplet splashing behavior relevant to molten steel flow: a full-scale water model study using VOF–DPM and Eulerian wall film model. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 57(3), 1568–1588. https://doi.org/10.1007/s11663-025-03941-w

16. Hwang, H. Y., & Irons, G. A. (2012). A water model study of impinging gas jets on liquid surfaces. *Metall. Mater. Trans*, 43, 302–315. http://dx.doi.org/10.1007/s11663-011-9613-3.

17. Odenthal, H. J., Emling, W. H., Kempken, J., & Schlüter, J. (2007). Advantageous numerical simulation of the converter blowing process. *Iron & Steel Technology*, 4(11), 71–89

18. Errson, M., & Tillander, A. (2018). Review on CFD simulation and modeling of decarburiza-tion processes. *Steel Research International*, 89(1), 1700108. https://doi.org/10.1002/srin.201700108

19. Samohvalov, S. Ye., & Kosuhina, O. S. (2009). Chiselni metody v rozrahunkah metalurgiinyh agregativ [Numerical methods in calculations of metallurgical units]. Dneprodzerzhinsk, publishing house of DSTU. [in Ukrainian]

20. Szekely, J., & Asai, S. (1974). Turbulent fluid flow phenomena in metals processing operations: Mathematical description of the fluid flow field in a bath caused by an impinging gas jet. *Metall. Trans.*, 5, 463–467. https://doi.org/10.1007/BF02644115

21. Cherniatevych, A. G., Siharev, Ye. M., & Zuev, O. I. (2002). Matematuchna model hidrodynamichnyh protsesiv u bahatofaznomy seredovyshchi v poroznyni konvertera pid chas produvki rozplavu metalu gazovymy strumeniamy z chastkovoiu peredacheu impulse na mezhi rozpodilu faz [Mathematical model of hydrodynamic processes in a multiphase medium in the converter cavity during purging of the metal melt by gas jets with partial momentum transfer at the boundary of zone distribution]. *Mathematical modeling*, 1(8), 77–80. [in Ukrainian]

22. Ferziger, J. H., & Peric, M. (2002). Computational methods for fluid dynamics. Springer Science & Business Media, Berlin.

23. Zucker, R. D., & Biblarz, O. (2002). Fundamentals of gas dynamics, 2nd ed., Wiley, Hoboken, NJ.

24. Bhattacharya, T., Zhan, L., & Chukwulebe, B. (2016). Design considerations for supersonic oxygen lances in a Basic oxygen furnace.Conference: SCANMET V at: Lulea, Sweden.12-15 June, 2016.

25. Liu, F., Sun, D., Zhu, R., & Li, Y. (2019). Characteristics of flow field for supersonic oxygen multijets with various Laval nozzle structures. *Metall. Metall. Trans. B*, 50, 2362–2376. https://doi.org/10.1007/S11663-019-01652-7

26. Okhotskii, V. B. (1983). Structure of gas jets. *Steel in the USSR*, 13(11), 489–490

27. Kapustin, Ye. A., Lukhtura, F. I. (2001). Odnomernaia teoriia strui [One-dimensional theory of jets]. *Bulletin of the Azov State Technical University. Technical Sciences*, 11, 243–249 [in Russian]

28. Rathakrishnan, E. (2019). Applied Gas Dynamics, 2nd Edition. Wiley.

29. Kruskopf, A. (2017). A 2D axisymmetric mixture multiphase model for bottom stirring in a BOF converter. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 48(1), 619–631. https://doi.org/10.1007/s11663-016-0856-x.

30. Nguyen, A. V., & Evans, G. M. (2006). Computational fluid dynamics modelling of gas jets impinging onto liquid pools. *Applied Mathematical Modelling*, 30, 11, 1472–1484. https://doi.org/10.1016/j.apm.2006.03.015

31. Lorstad, D., & Fuchs, L. (2004). High-order surface tension VOF-model for 3D bubble flows with high density ratio. J. *Comput. Phys*., 200 (1), 153–176. https://doi.org/10.1016/j.jcp.2004.04.001

32. Welch, S. W. J., & Wilson, J. (2000). A volume of fluid based method for fluid flows with phase change. *J. Comput. Phys*., 160(2), 662–682. https://doi.org/10.1006/jcph.2000.6481

33. Chernyatevich, A. G., Zarvin, E. Y., &Volvovich, M. I. (1975). Observation through a transparent wall of the behavior of a basic oxygen furnace bath during injection. *Steel USS*, 5, 79–81

34. Semykin, S. I., Golub, T. S., & Dudchenko, S. A. (2021). Direct observation of high-temperature areas of metal melt at oxygen converter blowing with low voltage application. *Sci. in nov*., 17, 4, 44–54. https://doi.org/10.15407/scine17.04.044

35. Barron, M. A., Medina, D. Y., & Reyes, J. (2021). Interaction between a liquid surface and an impinging gas jet. *World Journal of Engineering and Technology*, 9, 793–803. https://doi.org/10.4236/wjet.2021.94055

36. Lukhtura, F .I. (2018). O stepeni usvoyenia kisloroda metallicheskoi vannoi pri verhnem vduve [On the degree of oxygen absorption by a metal bath during top injection into an LD converter]. *Bulletin of the Azov State Technical University. Technical Sciences*, 36, 39–53 https://doi.org/10.31498/2225-6733.36.2018.142513

T. S. Golub[1,*], Ph. D. (Tech.), Senior Researcher, ORCID 0000-0001-9269-2953
O. M. Minai[1], Ph. D (Tech.), ORCID 0000-0002-4180-0149

[1] *Iron and Steel Institute of Z. I. Nekrasov NAS of Ukraine*

[*] *Corresponding author: isinasu.golubts@gmail.com*

MODERN METHODS OF STUDYING THE DISTRIBUTION OF FLOWS AND THEIR VELOCITIES IN THE LIQUID PHASE WHEN BLOWING THROUGH A LAVAL NOZZLE

Abstract. The oxygen-converter process of steel production is constantly developing, and each improvement requires research and development of operating moments in laboratory conditions at low basic costs. In this regard, numerical simulation methods are actively developing, for the implementation of which the most relevant and time-tested and various studies is the ANSYS FLUENT application program. It has high

performance and has wide capabilities for calculating hydro-gasdynamic phenomena. Using this program, a study was conducted on the formation and distribution of flows in the aqua environment and in molten hot metal under the action of a gas flow flowing from a Laval nozzle under conditions of blowing with a pressure twice the ambient pressure. A comprehensive validation of the results of numerical modeling was carried out with the involvement of physical low-temperature and high-temperature modeling, which showed a high degree of correspondence of the obtained results. According to the results of the calculation, it was found that the magnitude of the flow velocities in the liquid is an order of magnitude smaller than the initial magnitude of the gas flow velocity emerging from the Laval nozzle. The highest flow velocities in the liquid are concentrated in the central part of the bath under the crater, which is formed due to the action of the gas jet on the liquid surface. Under the conditions of water blowing, the depth of the crater and the area of distribution of the highest flow velocities were twice as large as under the conditions of cast iron blowing. It was noted that in the central part of the bath under the crater a flow was formed that counteracts the direction and influence of the gas flow, and under the conditions of the greatest immersion of the gas jet into the bath, several counter-directed vertical flows were formed, ending in vortex-like formations. Moreover, in a metal bath, the number of additional flows was greater. The obtained results of the numerical study, compared with the results of real physical modeling under similar conditions, have an important potential for replenishing the database on the features of the interaction of gas flows flowing out of the Laval nozzle at a blowing pressure twice the atmospheric pressure with an aqueous medium and liquid molten iron.

Key words: oxygen-converter process, top blowing, Laval nozzle, hydro-gasdynamic processes, numerical simulation.

For citation: Golub, T. S., & Minai, O. M. (2026). Modern methods for studying the distribution of flows and their velocities in the liquid phase when blowing through a Laval nozzle. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 40, 433-453. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-026

Рукопис надійшов до редакції / Received 09.02.2026
Рекомендовано до друку / Accepted 28.05.2026
Опубліковано / Published 30.05.2026

ISSN 2522-9117 (print), ISSN 2786-6149 (online)
"Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії". 2026. Випуск 40
"Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy". 2026. Issue 40

https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-027

УДК 669.17.046.52.517B:669.184

С. Є. Самохвалов[1], д.т.н., проф., ORCID 0000-0002-7362-213X
В. П. Піптюк[1], к.т.н., с.н.с., ORCID 0000-0002-2915-1756
С. В. Греков[1,*], н.с., ORCID 0000-0003-2849-0999

[1] *Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України*

[*] *Автор для листування: gsv4321@i.ua*

МАТЕМАТИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ДИНАМІКИ ДОБАВОК З РІЗНИМИ ПИТОМИМИ ГУСТИНАМИ ПРИ ЇХ КОЛЕКТИВНОМУ ВВЕДЕННІ В КІВШ

Анотація. В роботі здійснено розвиток математичної моделі гідродинамічних та масопереносних процесів в ковші в період колективного введення шматкових добавок в металевий розплав на установці ковш-піч (УКП), де враховано відмінність їх питомих густин. В середовищі Visual Studio 2022 на мові C# виконано програмну реалізацію даної моделі. Для візуалізації розрахунків використано мову Python і можливості штучного інтелекту з сервісів ChatGPT, Gemini, Grok. З використанням розробленого програмного забезпечення проведено серію розрахунків процесу, які дозволили зробити оцінку впливу питомої густини матеріалів, що подаються, на гідродинаміку розплаву в ковші на УКП та подальший масоперенос добавок. Встановлено, що відмінність питомих густин добавок веде до різниці характеристик їх розташування після введення, що впливає на характер їх подальшої динаміки в ковші.

Ключові слова: кількість матеріалу-добавки, гідродинаміка рідкої металевої ванни.

Посилання для цитування: Самохвалов С. Є., Піптюк В. П., Греков С. В. Математичне моделювання динаміки добавок з різними питомими густинами при їх колективному введенні в ківш. *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії.* 2026. Вип. 40. С. 454-464. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-027

Стан питання

У процесі обробки сталі на ковшових агрегатах, наприклад на УКП, звичайно використовують введення різних шлакоутворюючих і легуючих добавок безпосередньо у рідку ванну розплаву. Ці добавки найчастіше подають у вигляді шматків, і при їх зануренні у метал формуються багатофазні потоки, у яких тверді частинки рухаються разом з рідкою фазою металу з інтенсивним тепло- та масопереносом.

© С. Є. Самохвалов, В. П. Піптюк, С. В. Греков, 2026

Це стаття відкритого доступу за ліцензією CC BY-NC-ND 4.0
https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/legalcode.uk

Оскільки густина добавок зазвичай відрізняється від густини рідкого металу, у ванні виникають складні гідродинамічні умови з утворенням нестаціонарних конвективних течій. Як показали сучасні CFD-дослідження, у таких умовах для адекватного моделювання необхідно поєднувати розв'язання рівнянь Нав'є-Стокса для рідкої фази з описом руху твердих частинок добавок.

В роботі [1] представлено всебічний огляд явищ змішування з продувкою газом у ковшах. Аналізуються фізичне моделювання та чисельні підходи до змішування і гомогенізації розплаву, утворення та взаємодія бульбашок аргону, поведінка добавок на межі сталь–шлак, а також утворення «отвору» («slag eye») у шлаковому покритті. Робота систематизує існуючі моделі (однофазні, двофазні Ейлерові та Лагранжеві) і підкреслює необхідність комбінованої валідації фізичних експериментів і CFD-моделей для майбутніх досліджень.

Численні роботи показують, що геометрія ковша, розташування пористих чи щілинних продувних фурм і витрата аргону нелінійно змінюють структуру течії та час змішування (включно з еліптичними ковшами та двофурменними продувними схемами) [2]. Мультифазні моделі «сталь–аргон–шлак» виявляють вплив витрати газу на форму плюму і розмір «slag eye», а також компроміс між швидким змішуванням металу і масоперенесенням через шлак (це важливо, якщо добавка взаємодіє із шлаком) [3]. Важливим є також місце введення добавки. Навіть за фіксованої витрати аргону глобальний час змішування суттєво залежить від місця інжекції (поверхня поблизу плюму, периферія). Це важливий параметр експериментальної валідації моделей впливу кількості добавки [3].

Прямих робіт, де саме маса/об'єм добавки як керуючий параметр змінює поле течії у ковші, небагато – частіше досліджують час змішування за фіксованих гідрорежимів. Втім, кількість добавки входить у моделі через кілька фізичних механізмів. Перш за все – через енергетичний (тепловий) вплив: великі маси холоднішої добавки (грудка, брикет) створюють локальні «холодні плями», підсилюють природну конвекцію, можуть тимчасово модифікувати струминні структури плюму. Це враховують роботи з тепловою стратифікацією [4]. Ще одним важливим фактором, на який впливає кількість добавки, є масоперенесення та місце її введення: при великих порціях, введених у зону поза конвективним ядром плюму з несприятливими для захоплення добавок потоками розплаву, наростає глобальний час досягнення критерію 95–99% гомогенізації: досліджено на трасерах (маркерах) і в роботах про розташування джерела [3]. У цій роботі динамічний вплив кількості введеної добавки на гідродинаміку в ковші не досліджувався.

За типових мікролегувань (десятки кг на 100–150 т; частки %), поле

течії переважно визначається аргонною продувкою та геометрією ванни, а кількість добавки впливає опосередковано – через локальне охолодження [5]. Для більших порцій добавок, як було показано в роботі [6], вплив на гідродинаміку може бути вже відчутним. В даній роботі розглядалися шматкові добавки (такі як феромарганець марки ФМн78) з питомою густиною близькою до густини розплаву сталі. Проте вплив на гідродинаміку розплаву в ковші добавок з питомою густиною відмінною від густини розплаву сталі залишився не вивченим.

Мета дослідження

Розвиток математичної моделі гідродинамічних та масопереносних процесів в період колективного введення шматкових добавок (далі - добавок) з різноманітними питомими густинами в ківш, яка б враховувала їх динамічний вплив на гідродинамічні та масопереносні процеси в ковші; комп'ютерна реалізація розробленої моделі; виконання за її допомогою розрахунків з метою оцінки впливу як кількості матеріалів, що вводяться, так і їх питомих густин на гідродинаміку розплаву в ковші.

Математична модель

В даній роботі розвинуто математичну модель, створену в роботі [6], в напрямку врахування відмінності питомих густин матеріалів, що водяться, від питомої густини розплаву, який в даному випадку виступає у якості несучої рідини. В результаті відмінності питомих густин, динаміка фази легуючої добавки буде відмінною від динаміки розплаву: добавка буде колективно (в нашому підході колективного опису динаміки суспензії [7]) рухатися з відмінними від розплаву швидкостями. Така математична модель була представлена в доповіді [8]. В цій роботі ми використаємо спрощений варіант цієї моделі, нехтуючи відмінністю інерційних властивостей добавки і розплаву сталі, враховуючи лише основну складову взаємодії фаз, а саме силу опору, яка виникає при русі частинок добавки відносно розплаву. Це визначає швидкість спливання (або занурення) частинок добавок відносно розплаву $\vec{w}_b^c$, яку ми вважатимемо емпіричним параметром, що залежить від відносних питомих густин добавок і розплаву, а також розміру частинок добавок. Всі інші припущення моделі, представленої в роботі [6], залишаються в силі.

Таким чином, в основу нашої моделі покладені наступні рівняння:

$$\frac{d\vec{v}}{dt} = -\vec{\nabla}\tilde{p} + \upsilon_e \Delta\vec{v} - [\alpha + (1-x)\beta]\vec{g} + \vec{f}\ , \qquad (1)$$

$$\vec{\nabla}\cdot\vec{v} = \psi_a + \psi_b\ , \qquad (2)$$

$$\frac{\partial \alpha}{\partial t}+\vec{\nabla}\cdot\left[\alpha\left(\vec{v}+\vec{w}_a^c\right)\right]=\vec{\nabla}\cdot\left(D_a\vec{\nabla}\alpha\right)+\psi_a\,, \tag{3}$$

$$\frac{\partial \beta}{\partial t}+\vec{\nabla}\cdot\left[\beta\left(\vec{v}+\vec{w}_b^c\right)\right]=\vec{\nabla}\cdot\left(D_b\vec{\nabla}\beta\right)+\psi_b\,, \tag{4}$$

де $\vec{v}$ - барицентрична швидкість середовища; t - час процесу; α та β - коефіцієнт об'ємного газовміщення та об'ємна густина твердої фази (добавок) в середовищі; x відношення питомих густин добавок та розплаву сталі; $\tilde{p}$ - динамічна складова тиску, нормованого на питому густину розплаву; $\vec{g}$ - прискорення вільного падіння; $\vec{f}$ - об'ємна густина сил, що виникають внаслідок імпульсного впливу добавок в період їх введення; ψ_a та ψ_b - об'ємні густини джерел газової та твердої дисперсних фаз в місці донної фурми та на поверхні розплаву в місці подачі добавок відповідно; $\vec{w}_a^c$ та $\vec{w}_b^c$ - колективні швидкості, а D_a та D_b - ефективні коефіцієнти турбулентної дифузії газової, та фаз легуючої добавки відповідно;

$$\upsilon_e=\upsilon+\Delta l\,|v|/\mathrm{Re}_\Delta \tag{5}$$

ефективний коефіцієнт турбулентної кінематичної в'язкості у двопараметричній моделі турбулентності з параметрами: υ - ізотропною ефективною в'язкістю і Re_Δ - сітковим числом Рейнольдса на сітці з кроком Δl. В розрахунках, як завжди, приймається: $D_a=D_b=\upsilon_e$. Величина об'ємної густини сил визначається за формулою:

$$\vec{f}=\mu\vec{V}_m/\Omega_b\,, \tag{6}$$

де $\mu=\dfrac{dm}{dt}$ - це маса добавок, які подаються в одиницю часу зі швидкістю V_m, Ω_b - об'єм розплаву, в якому імпульс добавок, що подаються, передається середовищу.

Так же, як і в роботі [6], рівняння (1) – (4) розв'язуються чисельно методом розщеплення за фізичними факторами [7] у тривимірному просторі у циліндричних координатах. Вибір граничних умов також описано в роботі [6].

Через місце на поверхні дзеркала металу, куди вводяться добавки, відбувається динамічний вплив струменю добавок. Згідно (6), струмінь

добавок буде передавати в об'єм розплаву імпульс $\mu\vec{V}_m$, що призведе до зміни барицентричної швидкості поверхні розплаву $\vec{v}_m$, величну якої можна знайти з закону збереження імпульсу $\mu V_m = (v_m S_m \rho) v_m$, звідки слідує:

$$v_m = \sqrt{\mu V_m / (S_m \rho)}\,. \tag{7}$$

Тут S_m - величина поверхні розплаву через яку вводяться добавки, ρ - густина середовища, а в дужки у попередній формулі виділено потік маси середовища через поверхню S_m. Отже на поверхні S_m треба задавати швидкість $\vec{v}_m$ у якості граничної.

Граничні умови для об'ємної густини β фази легуючої добавки на поверхні S_m, задаються виходячи з закону збереження маси: $\mu = \beta_m \rho_b^0 v_m S_m$, де β_m - значення β на поверхні S_m, отже:

$$\beta_m = \mu / (\rho_b^0 v_m S_m)\,. \tag{8}$$

Представлена модель програмно реалізована на мові C#. Одержані чисельні результати оброблялися і візуалізувалися за допомогою мови Python.

Результати дослідження. Обговорення

З використанням розробленої моделі було проведено серію розрахунків для 250 т ковша, що продувався через дві донні фурми, а також 60 т ковша з однією продувною фурмою. Тут ми наводимо результати розрахунків для 60 т ковша, на прикладі якого більш наочно ілюструються особливості запропонованої моделі. Ківш прийнято циліндричним з радіусом 1,12 м і висотою 2,2 м. Донна продувна фурма розташована на радіусі 0.56 м від вертикальної осі ковша з азимутальною координатою 80^0. Місце вводу добавки на поверхню рідкого металу було при значенні радіальної координати 0.934 і азимутальної - 285^0. Введення добавки здійснювали з висоти 3м. Для більш наочного виявлення в розрахунках динамічного впливу добавки і перевірки стійкості розрахунків в екстремальних умовах її кількість було обрано досить значною: одноразово ≈ 200 кг. Розрахунки вели при витратах аргону 100 л/хв, які застосовуються на практиці при обробці металу на УКП. Вплив маси добавки, що вводиться, на гідродинамічний стан ванни оцінювали по швидкостям потоків металу (зокрема вертикальної складової) у момент вводу останньої.

Для оцінки гідродинамічної картини, яка встановлюється в ковші під дією газу, що подається через донну фурму, було обрано три

вертикальні розрізи ковша, які проходять через його вісь, а також: 1-й, по осі фурми (при куті 80^0), 2-й приблизно між фурмою і місцем введення матеріалів (при куті=0), і 3-й – в місці введення добавок (при куті 285^0). У цих розрізах, та й усіх подальших рисунках, стрілки вказують напрямки руху розплаву, причому більш світлі стрілки вказують на більші за величиною швидкості (чисельні значення їх на рисунку не наводимо, щоб не затуманити аналіз якісної картини руху). На 1-му з цих розрізів спостерігаємо плюм, що утворюється над фурмою і забезпечує формування потужного вихору біля поверхні розплаву. Цей вихор має тороїдальну форму і, як можна побачити на 2-му і 3-му розрізах, простирається до місця введення добавок, утворюючи там низхідні потоки розплаву, що, очевидно, сприяє ефективності введення добавок. Що стосується газової фази, то вона не розповсюджується далі за межі плюму, утворюючи на поверхні, як видно з останньої схеми на рис. 1, «slag eye».

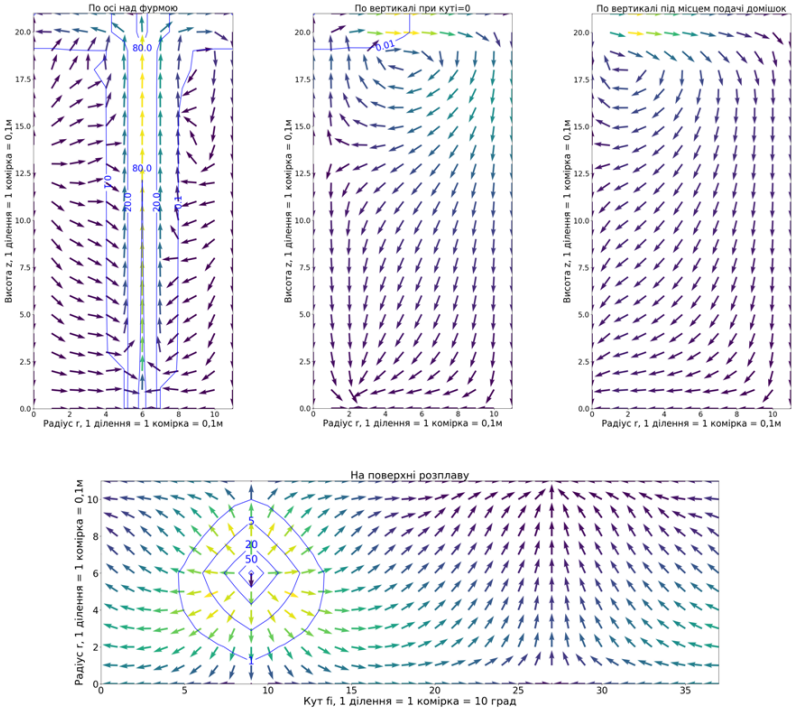


Рисунок 1 – Гідродинамічна картина у ковші до початку введення матеріалів. Ізолініями показані об'ємні концентрації газової фази в %

На наступних 3-х рисунках подані поля швидкостей і концентрацій

дисперсних фаз легуючої добавки в різні моменти часу для 3-х домішок: з питомою густиною вищою за розплав сталі (рис. 2), рівною їй (рис. 3), і меншою за неї (рис. 4), що враховано у завданні величин дифузійних швидкостей добавок $\vec{w}_b^c$, у 1-му випадку -0,2 м/с, у 2-му 0 м/с, а у 3-му +0,2 м/с. Ізолініями на цих рисунках показані поля відносної об'ємної концентрації фаз легуючих добавок.

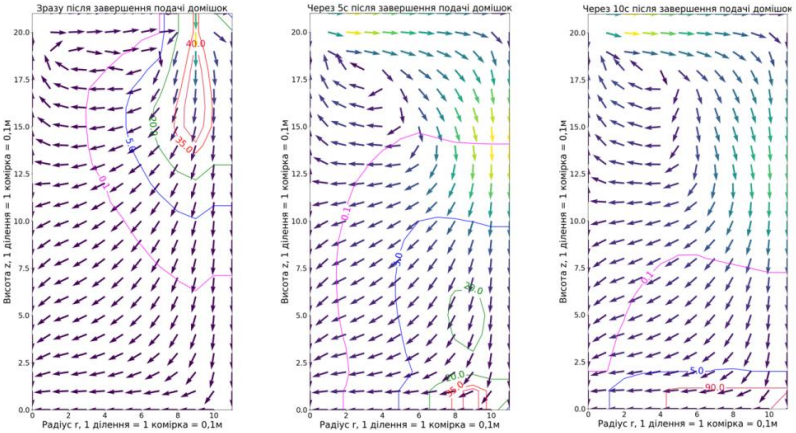


Рисунок 2 – Поля швидкостей і концентрацій фази легуючої добавки з w_b^c =-0,2 м/с.

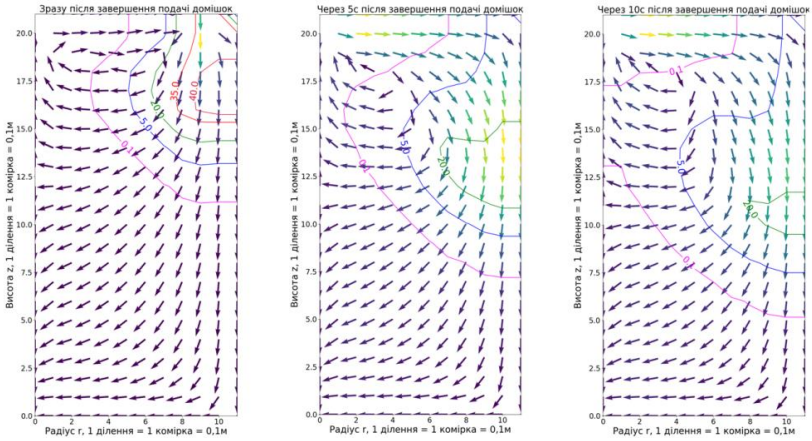


Рисунок 3 – Поля швидкостей і концентрацій фази легуючої добавки з w_b^c =0 м/с

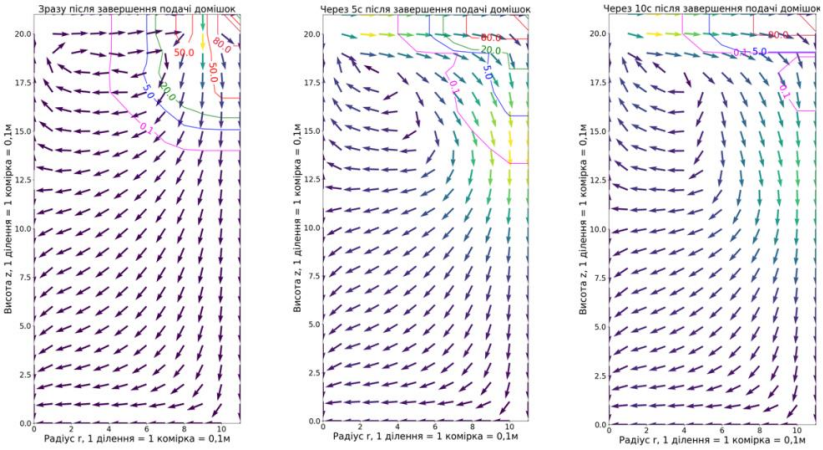


Рисунок 4 – Поля швидкостей і концентрацій фази легуючої добавки з w_b^c =0,2м/с

Аналіз цих рисунків показує, що при колективному введенні добавок поле швидкостей середовища в місті їх введення, в результаті імпульсного впливу маси добавок, локально суттєво змінюється, причому ця зміна не залежить від питомої густини добавки, а визначається виключно масою її порції. Проте під впливом газового струменя поле швидкостей розплаву досить швидко (приблизно через 10с) відновлюється. Проте за час подачі добавки з більшою питомою густиною встигають проникнути глибше у розплав і в подальшому осідають на дні ковша (рис. 2), в той час як добавки з меншою питомою густиною спливають на поверхню розплаву (рис. 4). Розташування їх на поверхні розплаву можна простежити на рис. 5.

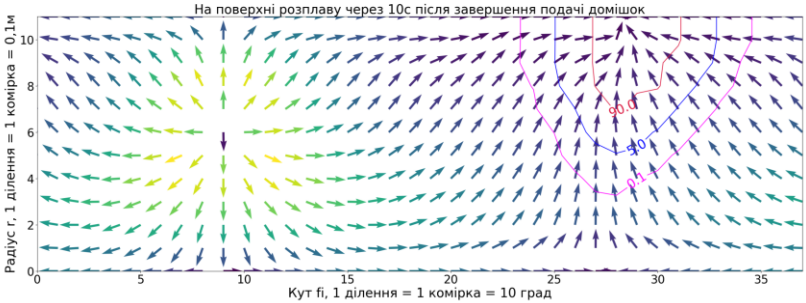


Рисунок 5 – Поля швидкостей і концентрацій фази легуючої добавки з w_b^c =0,2 м/с

Завважило, що в даній роботі вивчалась виключно динаміка добавок, що вводяться, і процеси їх засвоєння (плавлення чи розчинення) не розглядалися.

Висновки

1. Виконано розвиток математичної моделі гідродинамічних та масопереносних процесів в період колективного введення шматкових добавок на випадок врахування різних питомих густин добавок.

2. В середовищі Visual Studio 2022 на мові C# виконано програмну реалізацію даної моделі. Для візуалізації розрахунків використано мову Python і можливості штучного інтелекту з сервісів ChatGPT, Gemini, Grok за допомогою яких, також, було зроблено огляд літератури.

3. З використанням розробленого програмного забезпечення проведено серію розрахунків процесу, що розглядається, які дозволили зробити оцінку впливу питомої густини матеріалів, що подаються, на гідродинаміку розплаву в ковші та подальший масоперенос добавок.

4. Встановлено, що відмінність питомих густин добавок веде до різниці характеристик їх розташування після введення, що впливає на характер їх подальшої динаміки в ковші.

Дану модель планується розвинути у напрямку врахування процесів плавлення, або розчинення добавок з різними питомими густинами та різними теплофізичними характеристиками.

Перелік посилань

1. Gas–Stirring Mixing in Steelmaking Ladles: A review / Liu X., Li B., Zhang L., Yang Y. // Metallurgical and Materials Transactions B. 2018, Vol 49. No. 2. P. 477–495.

2. CFD Predictions for Mixing Times in an Elliptical Ladle Using Single- and Dual-Plug Configurations / Tiwari, R., Girard, B., Labrecque, C., Isac, M.M., Guthrie, R.I.L. // Processes. 2023. No. 11, 1665.

3. Physical and Mathematical Modelling of Mass Transfer in Ladles due to Bottom Gas Stirring: A Review / Conejo A. N. // Processes. 2020. No. 8, 750.

4. Вплив кількості добавки на тепловий стан металевої ванни у ківші / Самохвалов С. Є., Піптюк В. П., Греков С. В. // Сучасні проблеми металургії, Наукові вісті. 2025. № 28. С.201- 212.

5. Effect of Melt Superheat and Alloy Size on the Mixing Phenomena in Argon-Stirred Steel Ladles / Duan H., Zhang L, & Brian G. T. // Steel Research Int. 2019. Vol. 90, 1800288.

6. Вплив кількості добавки на гідродинаміку металевої ванни у ковші / Самохвалов С. Є., Піптюк В. П., Греков С. В. // Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії. 2023, Вип. 37. С. 231-245.

7. Математичне моделювання теплофізичних процесів у багатофазних середовищах / Огурцов А. П., Самохвалов С. Є. // К.: Наукова думка, 2001. 412 с.

8. Математичне моделювання тепломасопереносних процесів у ковші при введенні добавок з відмінною від рідкої сталі густиною / Самохвалов С.Є.,

Піптюк В.П., Греков С.В. // Збірник тез Всеукраїнської науково-методичної конференції «Проблеми математичного моделювання» (27 - 28 травня 2025 року, м. Кам'янське), ДДТУ, 2025. С. 126.

References

1. Liu, X., Li, B., Zhang, L., & Yang, Y. (2018). Gas–Stirring Mixing in Steelmaking Ladles: A Review. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 49(2), 477–495.

2. Tiwari, R., Girard, B., Labrecque, C., Isac, M. M., & Guthrie, R. I. L. (2023). CFD Predictions for Mixing Times in an Elliptical Ladle Using Single- and Dual-Plug Configurations. *Processes*, 11, 1665.

3. Conejo, A. N. (2020). Physical and Mathematical Modelling of Mass Transfer in Ladles due to Bottom Gas Stirring: A Review. *Processes*, 8, 750.

4. Samokhvalov, S. Y., Piptyuk, V. P., & Grekov, S. V. (2025). Effect of Additive Quantity on the Thermal State of the Metal Bath in a Ladle. *Modern Problems of Metallurgy, Scientific Bulletin*, (28), 201–212.

5. Duan, H., Zhang, L., & Brian, G. T. (2019). Effect of Melt Superheat and Alloy Size on the Mixing Phenomena in Argon-Stirred Steel Ladles. *Steel Research International*, 90, 1800288.

6. Samokhvalov, S. Y., Piptyuk, V. P., & Grekov, S. V. (2023). Effect of Additive Quantity on the Hydrodynamics of the Metal Bath in a Ladle. *Collection of Scientific Works of the Institute of Ferrous Metallurgy, NASU: Fundamental and Applied Problems of Ferrous Metallurgy*, (37), 231–245.

7. Ogurtsov, A. P., & Samokhvalov, S. Y. (2001). *Mathematical Modeling of Thermophysical Processes in Multiphase Media*. Kyiv: Naukova Dumka, 412 p.

8. Samokhvalov, S. Y., Piptyuk, V. P., & Grekov, S. V. (2025). Mathematical Modeling of Heat and Mass Transfer Processes in a Ladle with Additives of Different Density from Liquid Steel. *Abstracts of the All-Ukrainian Scientific and Methodological Conference "Problems of Mathematical Modeling" (May 27–28, 2025, Kamianske)*, DDTSU, 126.

S. Ye. Samokhvalov[1], D. Sc. (Tech.), Professor, ORCID 0000-0002-7362-213X
V. P. Piptyuk[1], Ph. D. (Tech.), Senior Researcher, ORCID 0000-0002-2915-1756
S. V. Grekov[1,*], Researcher, ORCID 0000-0003-2849-0999

[1] *Iron and Steel Institute of Z. I. Nekrasov National Academy of Sciences of Ukraine*

[*] *Corresponding author: gsv4321@i.ua*

MATHEMATICAL MODELING OF THE DINAMICS OF ADDITIVES WITH DIFFERENT SPESIFIC DENSITIES DURING THEIR COLLECTIVE INTRODUCTION INTO THE LADLE

Abstract. The work develops a mathematical model of hydrodynamic and mass transfer processes in ladles during the collective introduction of lump additives into the metal melt in a ladle-furnace unit (LFU), which takes into account the difference in their specific densities. The model was implemented in C# using Visual Studio 2022. Python and the artificial intelligence capabilities of the ChatGPT, Gemini, and

Grok services were used to visualize the calculations. Using the developed software, a series of process calculations were performed, which allowed us to assess the influence of the specific density of the fed materials on the hydrodynamics of the melt in the ladle on the LFU and the subsequent mass transfer of additives. It was found that differences in the specific densities of the additives lead to differences in the characteristics of their distribution after introduction, which affects the nature of their subsequent dynamics in the ladle.

Keywords: quantity of additive material, hydrodynamics of liquid metal bath.

For citation: Samokhvalov, S. Ye., Piptyuk, V. P., & Grekov, S. V. (2026). Mathematical modeling of the dinamics of additives with different spesific densities during their collective introduction into the ladle. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 40, 454-464. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-027

Рукопис надійшов до редакції / Received 27.10.2025
Рекомендовано до друку / Accepted 28.05.2026
Опубліковано / Published 30.05.2026

ISSN 2522-9117 (print), ISSN 2786-6149 (online)
"Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії". 2026. Випуск 40
"Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy". 2026. Issue 40

https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-028

UDK 669.02/09:669.26.004.67

D. O. Stepanenko[1], Ph.D. (Tech.), Senior Researcher, ORCID 0000-0001-5913-2284
O. M. Grishin[1] D. Sc. (Tech.), Senior Researcher, ORCID 0009-0000-0665-1179
O. V. Kuksa[1], Ph. D. (Tech.), Researcher, ORCID 0000-0002-6268-0692
L. O. Lisova[1], Ph. D. (Tech.), Senior Researcher, ORCID 0000-0001-6298-9115
I. R. Povorotnia[1,*], Ph. D. (Tech.), Senior Researcher, ORCID 0000-0001-5872-7403

[1] *Iron and Steel Institute of Z. I. Nekrasov National Academy of Sciences of Ukraine*

[*] *Corresponding author: iro4ka01091990@gmail.com*

THEORETICAL AND EXPERIMENTAL JUSTIFICATION OF THE SOLID-PHASE REDUCTION OF CHROMIUM AND IRON FROM THEIR OXIDES

Abstract. Obtaining high-quality steel grades amid growing shortages of mineral and energy resources poses an important challenge for the metallurgical industry: improving existing technologies and developing new ones for producing alloying materials using substandard ores and waste. Solid-phase reduction (SPR) technology is a promising approach that enables sponge ligatures to be obtained from complex charges at temperatures below their melting points. This reduces energy costs and ensures a lower content of harmful elements in the metal, particularly sulfur and, under certain conditions, phosphorus. The technological features of SPR distinguish it from traditional ferroalloy production processes. This work uses an approach to the thermodynamic study of the Cr-O-C system that reflects the prevailing direction of the solid-phase reduction mechanism of chromium oxide by carbon. In this case, the process mainly occurs in the vapor-gas phase, with the gas phase (CO-CO_2) playing a decisive role in connecting the solid reagents.It has been found that further decarburization of products from the solid-phase co-reduction of chromium and iron is possible through additional thermochemical treatment of the reduction product. The reduction of carbon by treating the sponge ligature with a gas mixture of H_2 – H_2O or Ar – H_2O at a temperature of 1273 – 1373 K and H_2O concentration of 1 – 2% for 25 – 40 minutes has been scientifically substantiated and experimentally confirmed.

Keywords: solid-phase reduction, carbothermic reduction, carbide formation, chromium oxide, chromium carbide, physicochemical properties, Gibbs energy.

For citation: Stepanenko, D. O., Grishin, O. M., Kuksa, O. V., Lisova, L. O., & Povorotnia, I. R. (2026). Theoretical and experimental substitution of solid-phase

© D. O. Stepanenko, O. M. Grishin, O. V. Kuksa, L. O. Lisova, I. R. Povorotnia, 2026

Це стаття відкритого доступу за ліцензією CC BY-NC-ND 4.0
https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/legalcode.uk

reduction of chrome and zatiz from their oxides. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy,* 40, 465-483. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-028

Introduction

New technologies for producing sponge alloying materials have been developed and are being implemented successfully. These technologies offer significant economic benefits, enable the production of a wider range of steel grades, and effectively handle sulfur and phosphorus. However, the growing demand for higher-quality steel and the expansion of the range of steel grades require further physical and chemical development of sponge alloys. This primarily concerns the production of iron-chromium sponge materials. Our research on the thermodynamic and kinetic characteristics of carbon-thermal and complex reduction of iron-chromium materials, including various man-made waste products with different chemical and mineralogical compositions, shows that such technologies are fundamentally feasible. In this regard, the metallurgy of special steel grades and powder metallurgy are both important areas of Fe-Cr alloy use. Based on the requirements for the quality of such materials, it is necessary to provide physical and chemical justification and to develop the main technological stages of the production process.

Purpose of the research

To investigate the solid-phase reduction process of chromium oxides at different temperatures and other influencing factors. To provide recommendations that ensure a high degree of chromium reduction with regulated carbon content.

The state of the issue

For the production of sponge ligatures, along with the solid-phase reduction of metal from its oxide [1, 2], the carbon content is of great importance and determines its market value and technological purpose. This indicator is regulated during the smelting of special grades of steel. Thermodynamically, solid-phase reduction of chromium oxides is possible with ultra-dry hydrogen ($H_2O < 0.05\%$) or with carbon. The formation of multiple carbides in the Cr-C system enables the reduction of Cr_2O_3 with solid carbon (or its monoxide) via various schemes. In this case, the reduction products may be stable or metastable solid phases. The conditions for the formation of these phases can be determined by thermodynamic analysis of the Cr-O-C system [3, 4]. However, the variety of reactions that occur during the reduction of Cr_2O_3 requires further research, specifically theoretical and experimental justification for obtaining ligatures with regulated carbon content.

Main results of the research

Figure 1 graphically represents the results of thermodynamic calculations of the Cr-O-C system performed using HSC [5] at a pressure of 1 (or 0.1) MPa for carbon-containing gases.

The three-component system under consideration has four degrees of freedom at a given pressure: C = k + 2 – f = 5 – 1 = 4. Variationless equilibrium occurs in the presence of four phases: reagents (Cr_2O_3 and C), one condensed product (Cr_3C_2, Cr_7C_3, $Cr_{23}C_6$, or Cr), and the gas formed.

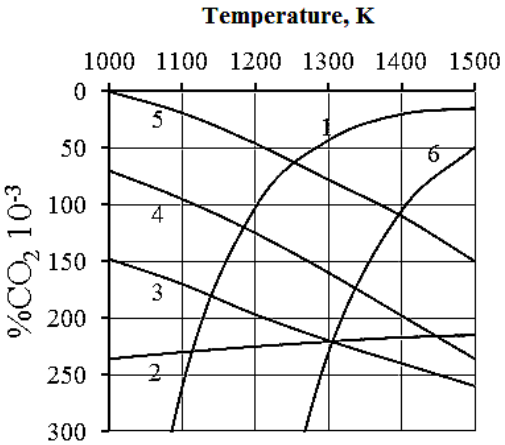


Figure 1 - Equilibrium diagram in the Cr-O-C system: 1 – $C + CO_2 = 2CO$;

2 – $\frac{1}{3}Cr_2O_3 + \frac{17}{9}CO = \frac{2}{9}Cr_3C_2 + \frac{13}{9}CO_2$;

3 – $\frac{1}{3}Cr_2O_3 + \frac{11}{7}CO = \frac{2}{21}Cr_7C_3 + \frac{9}{7}CO_2$;

4 – $\frac{1}{3}Cr_2O_3 + \frac{31}{23}CO = \frac{2}{69}Cr_{23}C_6 + \frac{27}{23}CO_2$;

5 – $\frac{1}{3}Cr_2O_3 + CO = \frac{2}{3}Cr + CO_2$;

6 – $\frac{7}{5}Cr_3O_2 + CO_2 = \frac{3}{5}Cr_7C_3 + 2CO$

Because the reduction of Cr_2O_3 with carbon has very low equilibrium CO_2 concentrations, the interactions in the system can be described by the following balance equations (1-5):

$$\frac{1}{3}Cr_2O_3 + \frac{13}{9}C = \frac{2}{9}Cr_3C_2 + CO, \quad (1)$$

$$\Delta G^0 = 237854 - 171{,}97 \cdot T;$$

$$\frac{1}{3}Cr_2O_3 + \frac{9}{7}C = \frac{2}{21}Cr_7C_3 + CO, \quad (2)$$

$$\Delta G^0 = 240802 - 171{,}59 \cdot T;$$

$$\tfrac{1}{3}Cr_2O_3 + \tfrac{27}{23}C = \tfrac{2}{69}Cr_{23}C_6 + CO, \quad (3)$$

$$\Delta G^0 = 246446 - 170{,}29 \cdot T;$$

$$\tfrac{1}{3}Cr_2O_3 + C = \tfrac{2}{3}Cr + CO, \quad (4)$$

$$\Delta G^0 = 255412 - 168{,}0 \cdot T;$$

$$C + CO_2 = 2CO, \quad (5)$$

$$\ln K_5 = -\frac{20035}{T} + 20{,}569$$

The lowest temperature corresponds to the temperature at which the recovery of Cr_2O_3 begins (T = 1383 K, reaction 1, Fig. 1). If there is excess carbon in the charge, all of the Cr_2O_3 will be consumed. The system will then remain in stable coexistence with C_{solid}, Cr_3C_2 carbide, and the gas phase, for which the ratio of CO_2 and CO in the entire temperature range under consideration must correspond to the equilibrium of reaction 1 (line 1 in Fig. 1).

In the case of a strictly stoichiometric ratio of the initial components in relation to reaction (1), both Cr_2O_3 and C_{solid} are consumed during the reduction process. At a fixed pressure, a system consisting of solid Cr_2O_3 reduction products and gases has two degrees of freedom. This allows the temperature and CO_2/CO ratio to be changed within the region bounded by lines 1, 2, and 6 (Fig. 1) without affecting the stability of the Cr_3C_2 carbide. Thus, analysis of the Cr-O-C system indicates that the specified temperature range corresponds to stable Cr_3C_2 carbide. A comparison of the Gibbs free energy change (ΔG^0) for reactions (1) - (4) per one gram-atom of reduced oxygen indicates a preference for Cr_2O_3 formation during Cr_7C_3 reduction under conditions of sufficient free carbon in the batch mixture. A change in thermodynamics occurs in the case of a carbon deficiency in the charge. At fixed values of P and T, the system reaches equilibrium only after the solid carbon phase (C_{solid}) disappears. However, as can be seen from Figure 1, chromium carbide (Cr_3C_2) stably coexists with excess Cr_2O_3 and gases up to ~1570 K (according to [1, 6], this occurs up to 1543 K or 1283 K, respectively). Above this temperature, in the presence of Cr_2O_3, the thermodynamics shift towards the formation of the intermediate carbide Cr_7C_3. The stability region of Cr_7C_3 (Figure 1) is bounded by lines 3 and 6. It can only coexist in equilibrium with excess chromium oxide or Cr_3C_2

carbides. The reduction of Cr_3C_2 by Cr_2O_3 occurs at temperatures above 1570 K, forming Cr_7C_3, and at temperatures above 1741 K, forming $Cr_{23}C_6$:

$$\frac{1}{3}Cr_2O_3 + \frac{9}{5}Cr_3C_2 = \frac{213}{15}Cr_7C_3 + CO, \quad (6)$$

$$\Delta G^0 = 264661,6 - 168,54 \cdot T;$$

$$\frac{1}{3}Cr_2O_3 + \frac{27}{28}Cr_3C_2 = \frac{13}{84}Cr_{23}C_6 + CO, \quad (7)$$

$$\Delta G^0 = 283757 - 163,008 \cdot T,$$

According to reaction (7), metastable $Cr_{23}C_6$ can appear at a temperature of ~1603 K, but only under conditions of high CO concentrations, which are supplied by reaction (8).

$$\frac{7}{5}Cr_2O_3 + CO_2 = \frac{3}{5}Cr_7C_3 + 2CO, \quad (8)$$

$$\ln K_8 = -\frac{22270}{T} + 20,283$$

With a limited amount of carbon in the charge, these patterns are confirmed by the temperature dependence of the Gibbs free energy for reactions (1) - (3). In this case, the C_{solid} is distributed between the reduction and carbide formation processes at the most favorable energy ratio (ΔG^0, J/K). This ratio is determined by the fact that forming chromium carbides is more favorable energetically than reducing Cr_2O_3: $\Delta G^0_{carb.} \le \Delta G^0_{red.}$ Under conditions of carbon deficiency, some Cr_2O_3 remains unreduced, and the corresponding reactions occur as follows:

$$\frac{3}{13}Cr_2O_3 + C = \frac{2}{13}Cr_3C_2 + \frac{9}{13}CO, \quad (9)$$

$$\Delta G^0 = 283757 - 163,008 \cdot T;$$

$$\frac{7}{27}Cr_2O_3 + C = \frac{2}{27}Cr_7C_3 + \frac{7}{9}CO, \quad (10)$$

$$\Delta G^0 = 283757 - 163,008 \cdot T;$$

$$\frac{23}{81}Cr_2O_3 + C = \frac{2}{81}Cr_{23}C_6 + \frac{23}{27}CO, \quad (11)$$

$$\Delta G^0 = 283757 - 163,008 \cdot T.$$

The existence of limits of thermodynamic stability for individual solid products of the carbon-thermal reduction of chromium oxide (Cr_3C_2 and Cr_7C_3) does not preclude the formation of other, less stable products. This

should be due to the successful development of reaction (5) (i.e., high concentrations of CO in the charge, as shown in Figure 1) and the slowed development of carbide formation reactions. If the reaction proceeds slowly, the formation of the intermediate carbide Cr_7C_3 is possible at temperatures below 1570 K.

$$\frac{3}{15}Cr_7C_3 + 2CO = \frac{7}{5}Cr_3C_2 + CO_2 \qquad (12)$$

These are the conditions under which the appearance of metastable trigonal carbide (Cr_7C_3) is possible. This is the development of the carbon gasification reaction (CO) and the slowing down of carbide formation reactions, i.e. certain thermodynamic and kinetic features that are formed in the system under study. Below 1297°C, the appearance of the intermediate carbide Cr_7C_3 is most likely under conditions of accelerated carbon gasification (reaction 1) and the slowed down course of reaction 8, which can be considered as accelerated gasification of Cr_3C_2 carbide with the formation of Cr_7C_3.

The formation of the unstable higher carbide Cr_3C_2 is possible at temperatures above 1570 K if reaction (8) is slow. At the same time, the need for a slow development of the associated reactions mentioned earlier (5, 8) remains. The formation of Cr_3C_2 in the reduction of chromium oxide is most likely when free carbon in the charge is consumed, and this contributes to the decarbonization of the reduction product. When we talk about decarburization, we mean obtaining a solid-phase reduction product with a lower carbon content. For example, when using Cr_3C_2 carbide in the reduction process of chromium oxide, we get a reduction in carbon from ~13% to 9%. Deeper decarburization (obtaining $Cr_{23}C_6$ carbide) is realized at temperatures above the solid-phase reduction temperatures, i.e. the appearance of liquid phases.

The thermodynamic prerequisites for developing the process in this way and reducing Cr_3C_2 using free carbon are significantly improved in the presence of metallic iron. The thermodynamic basis for developing a process in this way and reducing Cr_2O_3 with free carbon is significantly improved in the presence of metallic iron.

The authors [7] analyzed the Cr-Fe-O-C system for the formation of metal solutions containing 7% and 25% chromium. However, they did not consider the formation of mixed carbides $(Fe, Cr)_xC_y$. The established thermodynamic shifts revealed a substantial enhancement in the potential for carbon thermal reduction of Cr_2O_3 upon the incorporation of iron into the system. We obtained a similar result for processes involving C_{solid} and Cr_3C_2 with a wide range of Cr/Fe ratios in the resulting reduction product [8].

The authors [9, 10] carried out a detailed thermodynamic analysis of the Cr-Fe-O-C system (not related to the reduction process), taking into account the presence of metal solutions and carbide phases of different compositions [11]. In general, the results indicate that Cr_3C_2 carbide is unstable in the presence of iron. The mixed carbides $(Fe,Cr)_3C$, $(Cr,Fe)_7C_3$ and $(Cr, Fe)_{23}C_6$ coexist stably with the metal phase. The former form at low chromium concentrations, and the latter form at significant chromium concentrations. At the same time, carbide $(Fe,Cr)_7C_3$ has the widest scope of existence. The phase transformations that occur during the heat treatment of a Cr_3C_2 and iron mixture were studied experimentally in works [12, 13].

The analysis of the Cr-O-C and Cr-Fe-O-C systems indicates that the carbon content of the final product of solid-phase chromium reduction is significantly impacted by temperature, C/O and Cr/Fe ratios, and the addition of $Fe_{met.}$ However, it has been established that these parameters allow carbon to be reduced to ~2.0-2.5%. Experimental data indicate that the nature of the effect of $Fe_{met.}$ t additives on the kinetics of Cr_2O_3 reduction by free carbon and Cr_3C_2 carbide is directly opposite. The significant acceleration of the process in the latter case suggests additional methods for producing a solid product, such as diluting it with iron or increasing the involvement of the carbide phase in reducing chromium oxide. The kinetics of Cr_2O_3 reduction by the previously obtained Cr_3C_2 carbide alone and in the presence of an iron powder additive were studied. The carbide content of the charge provided a 50% reduction of the sample during the reaction (6). In the presence of iron additives at 1473 K, the reduction does not occur. Raising the temperature to 1573 K ensures that the process proceeds at a significant speed, and within 30 min. of the experiment, the degree of sample reduction approached the limit (46%). The transition to 1673 K greatly intensified the process, the degree of which (approximately 70%) significantly exceeded the previously indicated limit value of 50%. This indicates the formation of unstable $Cr_{23}C_6$ carbide, which becomes thermodynamically possible due to the accelerated reaction (8) and increased CO concentration in the charge volume due to the temperature increase to 1673 K (Fig. 1).

The introduction of metallic iron into the charge significantly changed the kinetic picture of the process. Notably, the presence of $Fe_{met.}$ ensures the reduction of Cr_2O_3 by Cr_3C_2 carbide at a temperature of 1473 K. Increasing the temperature to 1573 K accelerated the process, and introducing iron increased the speed by about 1.3 times. The degree of reduction of the sample in 0.5 hours was 70%. Similar shifts took place at 1673 K in the presence of iron, and the degree of reduction reached 80% within 20 minutes. The deep development of the process at 1573 and 1673 K

indicates the formation of a solid product based on lower chromium carbide ($Cr_{23}C_6$). This conclusion is consistent with the results of studies [12, 13].

The authors [12, 13], using various methods of physicochemical analysis, studied the phase transformations that occur during heat treatment of a pressed mixture of Cr_3C_2 and iron in a vacuum. They found that the interaction between the solid reagents begins with the diffusion of chromium and carbon atoms into metallic iron. The carbide is depleted of carbon, and its structure becomes looser. The carbide undergoes a redistribution of C atoms, and the orthorhombic structure of Cr_3C_2 is rebuilt into the hexagonal structure of Cr_7C_3. This hexagonal chromium carbide can dissolve up to 60% iron and transform into the common chromium-iron carbide $(Cr,Fe)_7C_3$. The migration of C and Cr from the initial Cr_3C_2 crystal lattice and their dissolution (substitution) in metallic iron can lead to the formation of complex carbides based on $Fe_{met.}$ According to authors [12, 13], further development of the process could lead to the formation of common carbides of the $(Cr, Fe)_{23}C_6$ type. This carbide was identified at 1373 K. The following probabilistic mechanism of the influence of $Fe_{met.}$ on the kinetics of carbon-thermal reduction of Cr_2O_3 can be formulated, taking into account the aforementioned information. As is known, higher chromium carbide replaces chromium atoms with iron atoms to a limited extent. The diffusion of carbon atoms into metallic iron is difficult because the iron is already heavily carburized as a result of the reactions:

$$2CO = CO_2 + [C]_{Fe}, \tag{13}$$

$$2CO + 3Fe = Fe_3C + CO_2, \tag{14}$$

$$\ln K_{14} = -\frac{18798.6}{T} + 19,3457$$

The migration of Cr atoms from carbide to $Fe_{met.}$ cannot develop without the accompaniment (or advanced diffusion) of carbon. Therefore, the formation of solid solutions of Fe-Cr-C and common carbides $(Fe,Cr)_3C$ is greatly limited in the presence of free carbon, especially at relatively low temperatures. The influence of iron additives in the charge is mainly limited to the aforementioned directions.

The consumption of C_{solid} and the involvement of Cr_3C_2 in the Cr_2O_3 reduction process radically changes the situation. Due to the development of reaction (8), a carbon deficiency occurs on the carbide surface, resulting in the phase transformation of Cr_3C_2 to Cr_7C_3. Without free carbon, reactions (13) and (14) are complicated, and their reverse direction are possible. This opens paths for the counter-diffusion of Cr and Fe atoms, resulting in the

formation of iron-chromium carbide $(Cr,Fe)_7C_3$ and Fe-Cr-C solutions. The formation of the carbide $(Fe,Cr)_3C$ is less likely under the conditions of reaction (8). This is supported by the significantly greater strength of Cr_3C_2 compared to Fe_3C – the decrease in free energy during formation of the latter is much smaller than the similar value for higher chromium carbide. The presence of up to 20% chromium (Cr) in the iron (Fe) crystal lattice [14] cannot reverse the ΔG^0 ratio. At the same time, the process further develops to produce mixed carbide $(Cr, Fe)_{23}C_6$ [12, 13].

The formation of Fe-Cr-C solutions and mixed carbides results in significant thermodynamic shifts within the system under consideration. Specifically, the decrease in chromium activity resulting from its dissolution in iron, coupled with the increase in equilibrium CO_2 concentrations, creates favorable conditions for the development of reaction (15) [7-9].

$$\frac{1}{3}Cr_2O_3 + CO = \frac{2}{3}Cr + CO_2, \qquad (15)$$

$$\ln K_{15} = -\frac{10716,3}{T} - 0,335.$$

However, this link does not determine the rate of the observed process. The studies conducted in this work demonstrate that reaction (5) plays a primary role in determining the rate. This is evidenced by the increased rate of Cr_2O_3 reduction when carbon is ground, its content in the charge increases, and graphite is replaced by highly reactive charcoal or pyrolignin.

Introducing Cr_3C_2 into the reduction of Cr_2O_3 changes the nature of the interaction by forming the mixed carbide $(Cr,Fe)_7C_3$. This mixed carbide can be considered a practically ideal chromium-iron solution in the substitution sublattice of the common carbide [15, 16]. The formation of such a solution promotes the development of reactions (16) and (8) due to a decrease in the activity of the carbide phase.

$$\frac{1}{3}Cr_2O_3 + \frac{11}{7}CO = \frac{2}{21}Cr_7C_3 + \frac{9}{7}CO_2, \qquad (16)$$

$$\ln K_{16} = -\frac{3232,9}{T} - 5,786.$$

Therefore, reaction (6), which describes the general reduction of Cr_2O_3, is accelerated with the replacement of Cr_7C_3 by $(Cr, Fe)_7C_3$.

The influence of Fe_{met} on the kinetics of Cr_2O_3 reduction by carbon varies depending on the stage of the process. Under conditions of a significant shortage of C_{solid}, the transition from inhibition to intensification of the process is clearly evident. Furthermore, as previously mentioned, the extent of process development surpasses the $Cr_2O_3 \rightarrow Cr_7C_3$ transition

process, indicating the formation of an iron-chromium carbide phase based on $Cr_{23}C_6$. Metal atom diffusion is not one-way. Therefore, due to chromium diffusing into metallic iron, an Fe-Cr-C solution forms. Similar processes develop when the previously obtained Cr_3C_2 carbide reduces Cr_2O_3.

The results of the studies performed indicate the possibility of quickly reducing Cr_2O_3 completely in the presence of iron, for example, at 1673 K. The metallized product obtained under these conditions undergoes significant decarburization. Calculations show that, with a Cr_2O_3-to-C_{solid} ratio in the charge corresponding to reaction (2) and an atomic ratio of Cr/Fe ≈ 1, the carbon content in the final product is ~4.5%. The charge mixture corresponding to reaction (3) reduces the carbon concentration to ~2.5%.

Replacing $Fe_{met.}$ with iron oxides does not affect the speed of the process. This is evidenced by the results of jointly reducing iron and chromium from a mixture of magnetite and chromium concentrates at 1673 K. However, it should be noted that replacing Cr_2O_3 with a natural material significantly decreases the reduction rate, according to the results of the studies.

Optimization of the parameters of the solid-phase reduction of chromium process: T, C/O, Cr/Fe, Fe/Ni, reduction time and hydrogen fraction in the gas phase, ensures the production of iron-chromium alloy with a carbon content of 2.0 - 2.5%. Regression equations describing the content of bound (C_b) and total (C_Σ) carbon in the alloy as a function of the specified process parameters were obtained [2]:

$$\%C_b = 4,701 + 1,430 \cdot X_1 + 1,54 \cdot X_2 - 1,479 \cdot X_3 - 0,547 \cdot X_4 - 0,582 \cdot X_5 - 0,008 \cdot X_6 \quad (17)$$

$$\%C_\Sigma = 16,025 - 0,165 \cdot X_1 - 2,645 \cdot X_2 - 0,945 \cdot X_3 + 1,037 \cdot X_4 + 0,735 \cdot X_5 + 0,228 \cdot X_6 \quad (18)$$

where X_1 – time, min.; X_2 – temperature, K; X_3 – Cr/Fe; X_4 – Fe/Ni, X_5 – O/C and X_6 – H_2. The correlation coefficient is 0.894 and 0.901, respectively, for (17) and (18).

The analysis of the obtained results allows us to draw the following preliminary conclusions:

1. Selecting conditions for reducing a complex charge enables the production of a multicomponent alloy with a low carbon content.

2. Increasing the process temperature, reduction time, and O/C ratio most affects the increase in carbon.

3. Decreasing the carbon content in the alloy is achieved by reducing the Cr/Fe ratio and increasing the Fe/Ni ratio and the O/C ratio.

4. Introducing hydrogen into the system at a constant O/C ratio also affects the carbon content of the alloy, albeit to a lesser extent.

However, the resulting carbon content does not meet the requirements for an alloy used to smelt special steel grades. Further reducing the carbon content is possible through additional processing of the sponge alloy.

Based on the physicochemical analysis data of the process for producing a product with low C_{solid} content, as well as data [16], it is possible to propose options for reducing the carbon content of the resulting spongy ligature, such as oxidative decarburization by gas phase or by bound oxygen.

In the temperature range that prevents melting of the charge, carbon-thermal reduction and complex reduction of chromium (III) oxide occur in the following stages: $Cr_2O_3 \rightarrow Cr_3C_2$ and $Cr_2O_3 \rightarrow Cr_7C_3$ [17-19]. Further development of the process requires increasing the temperature to 1828 K or higher. This is evidenced by calculations based on the set of reactions.

$$\frac{1}{3}Cr_2O_3 + CO + \frac{4}{27}Cr_7C_3 = \frac{2}{27}Cr_{23}C_6 + CO_2, \quad (19)$$

$$\frac{23}{27}Cr_7O_3 + CO_2 = \frac{7}{27}Cr_{23}C_6 + 2CO, \quad (20)$$

$$\frac{1}{6}Cr_{23}O_6 + CO_2 = \frac{23}{6}Cr + 2CO. \quad (21)$$

The calculated equations were obtained by transforming the equilibrium constant expressions of the above reactions according to the earlier implemented algorithm highlighted in [20]. For the first stage of the process ($Cr_7C_3 \rightarrow Cr_{23}C_6$), the following equation was obtained:

$$\alpha = K_{19} \cdot K_{20} \cdot (1 + K_5). \quad (22)$$

At the second stage ($Cr_{23}C_6 \rightarrow Cr$) the following equation is valid:

$$\alpha = K_{15} \cdot K_{21} \cdot (1 + K_{16}). \quad (23)$$

Where $\alpha = P_{CO} + P_{CO_2}$ in relative units; K_{15} and K_{16} are the equilibrium constants of the reduction reactions $Cr_2O_3 \rightarrow Cr_7C_3$ and $Cr_2O_3 \rightarrow Cr_{23}C_6$, respectively; K_{11} and K_{17} are the equilibrium constants of the gasification reactions of carbides.

Table 1 shows the calculation of the thermodynamically permissible temperatures for the reduction of Cr_2O_3 to $Cr_{23}C_6$ and metallic chromium.

Table 1 – Thermodynamically permissible temperatures for the onset of reduction of Cr_2O_3 to $Cr_{23}C_6$ and metallic chromium

α	β	Temperature of process stage, K	
		$Cr_7C_3 \rightarrow Cr_{23}C_6$	$Cr_{23}C_6 \rightarrow Cr$
0,75	0,25	1934,38	1975,36
0,5	0,5	1894,65	1933,91
0,25	0,75	1828,65	1866,87

Due to the unacceptably high temperatures of the process stages, a method of oxidatively treating the obtained ligature was proposed. A thermodynamic analysis was performed to study the possibility of oxidative decarburization of the carbide phase at the $Cr_7C_3 \rightarrow Cr_{23}C_6$ stage based on reaction (20) and the following reaction:

$$H_2O + CO = H_2 + CO_2. \qquad (24)$$

Reduction reactions provide the transformation $Cr_7C_3 + H_2O \rightarrow Cr_{23}C_6 + H_2$. To calculate equilibrium quantities P_{H_2O} and P_{H_2} it is necessary first to determine the equilibrium pressure of carbon-containing gases at a given level α:

$$K_{16} = \frac{P_{CO}^2}{P_{CO_2}} = \frac{X^2}{\alpha - X}, \text{ where } X^2 + K_{16} \cdot X - K_{16} \cdot \alpha = 0.$$

Using the found values $P_{CO} = X$, $P_{CO_2} = \alpha - X$ we transform the equilibrium constant of link (20):

$$K_{20} = \frac{P_{H_2} \cdot P_{CO_2}}{P_{H_2O} \cdot P_{CO}}; \qquad P_{H_2} \Big/ P_{H_2O} = K_{20} \cdot P_{CO} \Big/ P_{CO_2} = A$$

Denoting $P_{H_2} + P_{H_2O}$ by β and taking into account that β = 1 – α, we make the following transformations:

$$P_{H_2} \Big/ P_{H_2O} = \frac{\beta - P_{H_2O}}{P_{H_2O}} = A \quad \text{and} \quad P_{H_2O} = \frac{\beta}{(1 + A)}.$$

The methods for solving the obtained equations are provided in [18]. Figure 2 illustrates the equilibrium composition of the gas phase at different temperatures and α/β ratios.

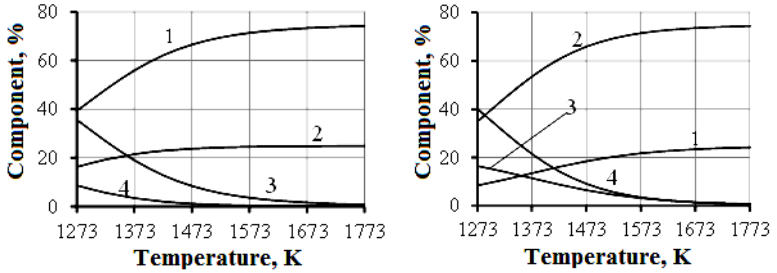


Figure 2 – Equilibrium gas composition of the first stage of oxidative decarburization ($Cr_7C_3 \rightarrow Cr_{23}C_6$): a) – α = 0,25, β = 0,75; b) – α = 0,75, β = 0,25;1 – H_2; 2 – CO; 3 – H_2O; 4 – CO_2

The thermodynamic feasibility of oxidatively decarburizing $Cr_{23}C_6$ carbide, producing metallic chromium, can be estimated using the reaction systems (17) and (20). Through transformations similar to those performed above, we derive the following equation:

$$X^2 + K_{17} \cdot X - K_{17 \cdot \alpha} = 0 \quad \text{and} \quad P_{H_2O} = \frac{\beta}{(1+A)}.$$

where the value of A is determined taking into account the level of P_{CO} and P_{CO_2} corresponding to the equilibrium of link (17). The calculated data of the equilibrium composition of the gas phase at different temperatures and α/β ratios are illustrated in Figure 3.

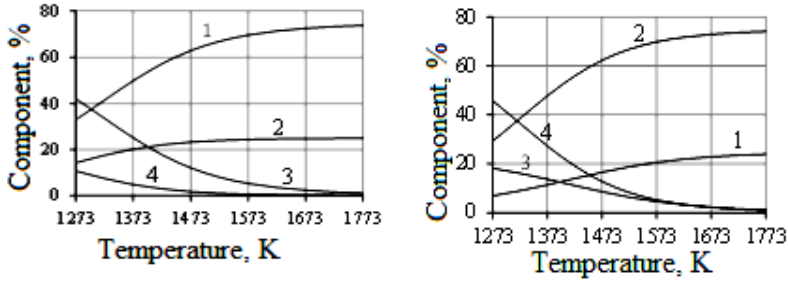


Figure 3 – Equilibrium composition of the gas phase in the second stage of oxidative decarburization ($Cr_{23}C_6 \rightarrow Cr$): a) – α = 0,25,β = 0,75; b) – α = 0,75,β = 0,25, 1 – H_2; 2 – CO; 3 – H_2O; 4 – CO_2

The results of the analysis indicate the presence of thermodynamic prerequisites for the organization of oxidative decarburization of chromium carbides at moderate temperatures of up to 1623 K. Oxidative decarburization at the $Cr_7C_3 \rightarrow Cr_{23}C_6$ stage is possible and can be implemented in an H_2-H_2O flow.

Another option for organizing the oxidative decarburization of chromium carbides in an Ar – H_2O flow is also worth noting. In this case, the concentration of water vapor must exceed that in the mixture P_{H_2O} and P_{H_2} at a given temperature and value of β.

The spongy ligature can be refined using bound oxygen. The carbon ligature obtained in the first stage can then be used as a reducing agent for oxides such as NiO, Fe_3O_4, etc. Physicochemical justification of this process requires an assessment of the thermodynamic possibility of reducing the components of a complex charge with carbon carbide within the temperature limits of solid-phase reduction. Transformation of the carbide phase and change in composition and morphology require an assessment of its reducing ability in relation to the components of the charge, taking into account process conditions. Criteria for this assessment include the temperature of the onset of carbide gasification (steam), the temperature of the onset of oxide reduction by carbide, and the equilibrium composition of the gas phase of the MeO(1)-MeO(2)-MeS system.

Figure 4 shows the calculated composition of the equilibrium gas phase during carbidothermic (Cr_7C_3 and $Cr_{23}C_6$) reduction of some oxides.

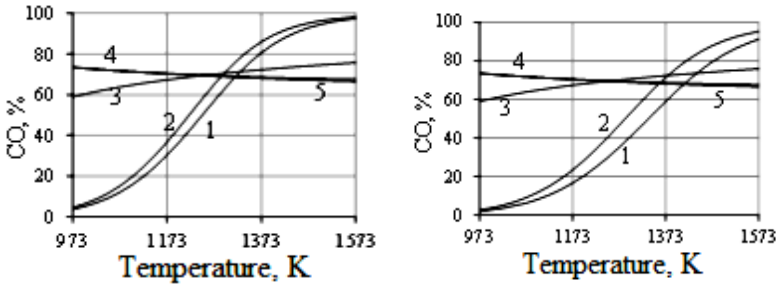


Figure 4 – Equilibrium composition of the gas phase of carbidothermal reduction of oxides: a) α = 0,25, b) α = 0,75; 1,2 – gasification $Cr_{23}C_6$ and Cr_7C_3; 3 – FeO; 4 – WO_2; 5 – MoO_2

Data analysis shows that reducing the specified oxides with chromium carbides is thermodynamically possible. However, oxides such as MnO and VO cannot be reduced by chromium carbides within the specified temperature range.

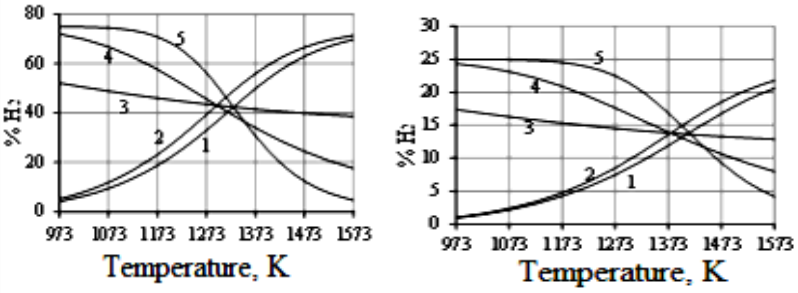
In this case, manganese and vanadium can be introduced into the ligature using their carbides, MnC_2 and VC, which are formed during the carbon thermal reduction of the corresponding metal oxides. Alternatively, they can be introduced as a component of technogenic waste. The introduced carbides are gasified by CO_2, H_2O or bound oxygen, providing a reduction potential of the gas phase and promoting the reduction of other oxides.

A similar method was used to perform thermodynamic analysis of the complex reduction of various oxygen-containing compounds with the participation of carbides, which allows us to assess the possibility of reduction in a temperature range that excludes the formation of liquid phases. Using a similar method as for NiO, we calculated the equilibrium composition of the gas phase of carbon thermal and complex reduction for some oxides with respect to different C/O and C/H ratios.

Figures 5 and 6 show the calculated gas phase compositions of the complex reduction of FeO, MoO, and MoO_2.

$$\frac{96}{138}MoO_2 + H_2 + \frac{1}{3}Cr_7C_3 = \frac{96}{138}Mo + \frac{27}{69}CO + \quad (25)$$
$$+H_2O + \frac{7}{69}Cr_{23}C_6$$

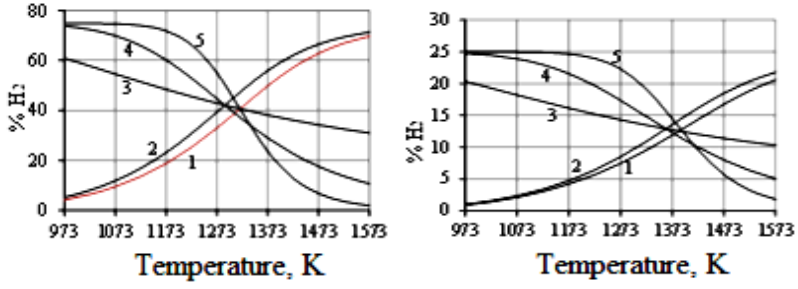
$$MoO_2 + H_2O + \frac{1}{6}Cr_{23}C_6 = Mo + CO + H_2O + \frac{23}{6}Cr. \quad (26)$$



(a) (b)

Figure 5 – Equilibrium composition of the gas phase during the complex reduction of FeO by carbides at: a) α = 0,25; β = 0,75; b) α = 0,75; β = 0,25; 1,2 – gasification of carbides $Cr_{23}C_6$ and Cr_7C_3, respectively; 3 – reduction by H_2; 4,5 – reduction of (H_2+ Cr_7C_3) and (H_2+ $Cr_{23}C_6$)

The research results showed that it is possible to decarburize the complex spongy alloy to a level corresponding to the carbon content dissolved in chromium. Further oxidation treatment may result in the oxidation of the alloying element. Additionally, it is important to note that breaking down the carbide phase should be done in stages to avoid the transition $Cr_{saturated\ C} \rightarrow Cr$.



(a) (b)

Figure 6 – Equilibrium composition of the gas phase during the complex reduction of MoO2 by carbides at: a) α = 0,25; β = 0,75; b) α = 0,75; β = 0,25; 1,2 – gasification of carbides $Cr_{23}C_6$ and Cr_7C_3, respectively; 3 – oxide reduction by hydrogen; 4,5 – reduction according to reactions (25) and (26).

Conclusions

1. The technology of solid-phase reduction of chromium and iron oxides can be used with substandard ores and waste as charge components to produce spongy alloys at low energy costs. The resulting product can be used not only in the smelting of special steel grades, but also as a component for powder metallurgy.

2. A comprehensive physicochemical justification of reducing the carbon content in products of solid-phase joint reduction of chromium and iron has been conducted. The results of the presented analysis indicate that the carbon content can be reduced to 2.0-2.5% under the appropriate process organization conditions.

3. It has been established that further decarburization is possible through additional thermochemical treatment of the reduction product. Scientifically substantiated and experimentally confirmed that carbon reduction can be achieved by treating a spongy ligature with a gas mixture of H_2 – H_2O (Ar – H_2O) at a temperature of 1273–1373 K and a H_2O concentration of 1–2% for 25–40 minutes.

4. Carbon reduction is also possible with the involvement of bound oxygen. The carbide phase obtained in the first stage of the complex reduction of the oxide charge is used in the subsequent joint reduction of chromium ore and magnetite concentrate.

References

1. Simonov, V. K., Zolotareva, V. V., & Vlasenko, V. N. (1998). O mehanizme tverdofaznogo vosstanovleniya Cr_2O_3 uglerodom. *Theory and Practice of Metallurgy*, (2), 17-20

2. Grishin, O. M. (2022). *Fiziko-himichni osnovi otrimannya Fe-Cr gubchatih ligatur*. Zhurfond

3. Popov, A. A., Ostrik, P. N., & Gasik, M. M. (1986). Termodinamika vosstanovleniya i karbidoobrazovaniya v sisteme Cr-O-C. Iz.VUZov, *Chernaya metallurgiya*, (10), 1-3

4. Ostrik, P. N., Gasik, M. M., & Pirog, V. D.(1992). *Metallurgiya gubchatyh i poroshkovyh ligatur*. Tehnika

5. Turkdogan, E. T. (1985). *Fizicheskaya himiya vysokotemperaturnyh processov*. Metallurgiya

6. Morris, A. E., Geiger, G., & Fine, H. A. (2010). *Handbook on Material and Energy Balance Calculations in Metallurgical Processes*. Hardcover: Wiley Wiley

7. Popov, A. A., Ostrik, P. N., & Gasik, M. M. T. (1987). ermodinamika vosstanovleniya i karbidoobrazovaniya v sisteme Fe-Cr-O-C. *Izvestiya vuzov, Chernaya metallurgiya*, (4), 1-4

8. *Razrabotka tehnologicheskih osnov energosberegayushego processa polucheniya hromistyh ligatur v tv. sostoyanii s ispolzovaniem tehnogennyh othodov prom. predpriyatij Ukrainy*. Otchet po NIR. Dnepropetrovsk, GMetAU. 1996. 34s.

9. Bratberg J., & Frisk K. (2004). An experimental and theoretical analysis of the phase equilibria in the Fe-Cr-V-C system. *Met. and Mat. Trans*. 35A(12), 3649-3663

10. Andersson, J.-O. (1988). A Thermodynamic Evaluation of the Fe-Cr-C System. *Metallurg. Trans. A*., 19A(3), 627-636

11. Pahlman, J. C. (1985). Direct Method to Prepare Low Carbon Ferrochrome. *Physical Chemistry of Extraction Metallurgy: Proc. Conference*, New York, USA, 24-28 Feb. 1985, Metal Abstract, 06-42-0071

12. Vlasyuk, R. Z., Dejmovich, V. B., Mamonova, I. A. et al. (1981). Rastvorenie karbida Cr_3C_2 v zheleznoj matrice. *Poroshkovaya metallurgiya*, (10), 26-30

13. Kolnesa, M., Pirsoa, J., Kübarseppa, J., Viljusb, M., & Traksmaab, R. Structure formation and characteristics of chromium carbide–iron–titanium cermets. *Proceedings of the Estonian Academy of Sciences*. 2016 Vol. 65. №2. P. 138-143. https://doi.org/10.3176/proc.2016.2.09

14. Gasik, M. I., Lyakishev, N. P., & Emlin, B. I. (1988). *Teoriya i tehnologiya proizvodstva ferrosplavov*. Metallurgiya

15. Tapasa, K., Barashev, A. V., & Bacon, D. J. (2007). Computer simulation of the interaction of carbon atoms with self-interstitial clusters in a-iron. *Journal of Nuclear Material*, 361(1), 52-61. https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2006.10.022.

16. Gasik, M., Dashevskii, V., & Bizhanov, A. (2020). *Ferroalloys: Topics in Mining*. Springer Cham

17. Grishin, A. M., Simonov, V. K., & Vlasenko, V. N. (2011). Issledovanie kinetiki i mehanizma tverdofaznogo vosstanovleniya Cr_2O_3 s primeneniem intensificiruyushih vozdejstvij. *Theory and Practice of Metallurgy*, (3-4), 114-118

18. Simonov, V. K., Grishin, A. M. (2013). Thermodynamic Analysis and the Mechanism of the Solid-Phase Reduction of Cr_2O_3 with Carbon. Russian metallurgy (Metally). *Theory of metallurgical Processes*, (6), 425-434

19. Grishin, A. M., Simonov, V. K., & Sheglova, I. S. (2014). O nesootvetstvii kineticheskih zakonomernostej termodinamicheskim predposylkam reakcij gazifikacii ugleroda N_2O i SO_2. Izvestiya vuzov. *Chernaya metallurgiya*, (7), 64-67.

20. Ohotskij, V. B., Kostolov, O. L., Simonov, et al. (1997). *Teoriya metalurgijnih procesiv*. IZMN

Д. О. Степаненко[1] , к.т.н., зав. відділом, ORCID 0000-0001-5913-2284
О. М. Гришин[1], д.т.н., с.н.с., ORCID 0009-0000-0665-1179
О. В. Кукса[1], к.т.н., н.с, ORCID 0000-0002-6268-0692
Л. О. Лісова[1], к.т.н., с.н.с., ORCID 0000-0001-6298-9115
І. Р. Поворотня[1,*] , к.т.н., с.н.с., ORCID 0000-0001-5872-7403

[1] *Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України*

[*] *Автор для листування: iro4ka01091990@gmail.com*

ТЕОРЕТИЧНЕ ТА ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНЕ ОБҐРУНТУВАННЯ ТВЕРДОФАЗНОГО ВІДНОВЛЕННЯ ХРОМУ ТА ЗАЛІЗА З ЇХ ОКСИДІВ

Анотація. Отримання якісних марок сталі, в умовах підвищення дефіциту мінеральних та енергетичних ресурсів, ставить перед металургією найважливіше завдання, зокрема вдосконалення існуючих та розробка нових технологій виробництва легуючих матеріалів з використанням некондиційних руд та відходів. Одним з перспективних технологічних напрямків є технологія твердофазного відновлення (ТВ), яка забезпечує отримання з комплексної шихти губчастих лігатур при температурах, нижчих від температури плавлення шихти, що сприяє зниженню енергетичних витрат, а також забезпечує зменшення вмісту в металі шкідливих елементів, зокрема сірки, та за певних умов фосфору. Технологічні особливості ТВ вигідно відрізняють цей процес від традиційного феросплавного виробництва. Використаний в даній роботі підхід до термодинамічного дослідження системи Cr-O-C відображає провідний напрямок механізму твердофазного відновлення оксиду хрому вуглецем. При цьому процес розвивається головним чином через парогазову фазу з визначальною роллю газової фази (CO-CO_2), що здійснює зв'язок між твердими реагентами. Встановлено, що подальше зневуглецювання в продуктах твердофазного спільного відновлення хрому та заліза можливо шляхом додаткової термохімічної обробки продукту відновлення. Науково обґрунтовано та експериментально підтверджено зменшення вуглецю шляхом обробки губчастої лігатури газовою сумішшю H_2 – H_2O або Ar – H_2O при температурі 1273 – 1373 К і концентрації H_2O на рівні 1 - 2%, протягом 25 - 40 хв.

Ключові слова: твердофазне відновлення, вуглецевотермічне відновлення, карбідоутворення, оксид хрому, карбід хрому, фізико-хімічні властивості, енергія Гіббса.

Посилання для цитування: Теоретичне та експериментальне обґрунтування твердофазного відновлення хрому та заліза з їх оксидів / Д. О. Степаненко, О. М. Гришин, О. В. Кукса, Л. О. Лісова, І. Р. Поворотня // *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії*. 2026. Вип. 40. С. 465-483. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-028

Рукопис надійшов до редакції / Received 25.02.2026
Рекомендовано до друку / Accepted 28.05.2026
Опубліковано / Published 30.05.2026

ISSN 2522-9117 (print), ISSN 2786-6149 (online)
"Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії". 2026. Випуск 40
"Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy". 2026. Issue 40

https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-029

UDC 621.771.24.04.001.57

V. H. Razdobrieiev[1,*], Ph. D. (Tech.), Senior Researcher, ORCID 0000-0001-7402-7992
K. Yu. Kluychnikov[1], Junior Researcher, ORCID 0000-0003-2465-3244
D. H. Palamar[1], Junior Researcher, ORCID 0000-0002-9503-3248
O. I. Leshchenko[1], Junior Researcher, ORCID 0000-0003-1877-8358
O. P. Ivanov[1], Ph. D. (Tech.), Associate Professor, Leading Engineer, ORCID 0000-0003-1259-6377

[1] *Iron and Steel Institute of Z. I. Nekrasov National Academy of Sciences of Ukraine*

[*] *Corresponding author: v_razdobreev@ukr.net*

MODELING THE PROCESS OF ALTERNATING DEFORMATION OF A STRIP-TYPE PROFILE IN A THREE-ROLLER BENDING-TENSILE DEVICE

Abstract. The use of high-precision profiles in modern mechanical engineering is of great importance in terms of improving the quality of manufactured products and significantly reducing the cost of their production. In Ukraine, the production of high-precision profiles is extremely limited, and the production of strip-type profiles is completely absent. In world practice, the production of strip-type profiles is possible in various ways: hot rolling, hot pressing, cold rolling, or drawing in monolithic or roller drawing mills. Roller dies for the production of shaped profiles have an advantage over monolithic dies, as a greater amount of crimping is possible in one pass. In addition, drawing in roller drawing machines takes place in non-driven rollers in combination with environmentally friendly heat treatment methods without the use of harmful cooling media in the form of lubricants, lead melts, salts and acids. At the same time, the peculiarities of the conditions of plastic equilibrium of the metal of the deformation center during the flattening of a round billet by drawing in roller draws inhibit the development of new profiles, including strip-type profiles with a ratio of their width to thickness of more than two. This is due to the fact that the uneven compression of the wire blank leads to an uneven distribution of stresses across the profile cross-section: in the middle part – compression, at the edges – tension and the presence of tensile force increases the areas of action of tensile stresses and their magnitude in the volume of the deformation center and, ultimately, under certain conditions, causes a significant decrease in plasticity and destruction of the edges of the finished profile. There are two ways to increase the plasticity of a metal – thermal and mechanical. The thermal method, which is widely used in industry, requires significant energy consumption. At the same time, previous studies, including those conducted at the ISI NASU, showed that it is

© Razdobrieiev V.H., Kluychnikov K.Yu., Palamar D.H., Leshchenko O.I., Ivanov O. P., 2026

Це стаття відкритого доступу за ліцензією CC BY-NC-ND 4.0
https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/legalcode.uk

possible to increase the plasticity of metal by means of alternating deformation of profiles, using, for example, equipment for straightening profiles or a scale breaker. At the same time, the results of specific studies of the influence of the parameters of the process of alternating metal deformation on the magnitude of stresses and the nature of their distribution over the cross-section of a strip-type profile are absent in the considered publications. The purpose of the research was to consistently analyze the stress state of the metal throughout the actual deformation center, taking into account the external zones, using a developed and tested mathematical model for calculating the stress-strain state of the metal. It has been established that the mechanism of residual stress occurrence is due to the magnitude of plastic deformation and the inhomogeneity of the distribution of deformations over the thickness of the profile during alternating deformation during its pulling through the DBT. According to the modeling results, it was determined that the maximum values of residual longitudinal stresses formed along the profile cross-section after leaving the DBT are 1.4 times less, regardless of the sign of the stresses, compared to the maximum longitudinal stresses formed under the pressure roller. It is shown that the maximum level of plastic deformations is observed at the beginning of alternating deformations in the DBT device with a decrease in their level at the exit from the DBT, which provides a decrease in the values of residual stresses and potential energy in the column made of St.08 steel.

Key words: alternating deformation, strip-type profiles, roller drawing, bending-tensile device (DBT), compressive stress, tensile stress.

For citation: Razdobrieiev, V. H., Kluychnikov, K. Yu., Palamar, D. H., Leshchenko, O. I., & Ivanov, O. P. (2026). Modeling the process of alternating deformation of a strip-type profile in a three-roller bending-tensile device. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 40, 484-500. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-029

Introduction. Distinctive features of high-precision profiles and, in particular, strip-type profiles are high uniformity of temporary resistance along the length of the coil, high accuracy of shape and dimensions (tolerance for thickness from - 0.03 to 0.04 mm, and for width up to - 0.01) the width variation within the coil is no more than 0.07 mm, smooth (without ripples) edges with smooth rounding and the ratio of the cross-section width to its thickness is up to 8 [1]. The scheme for the production of high-precision profiles, which has developed in world practice, includes obtaining shaped blanks by hot deformation - hot rolling, hot pressing (the main form change of the metal) and subsequent cold deformation in one to three passes by drawing or cold rolling. Such a technological scheme, with rational process parameters, ensures a fairly high quality of the workpiece and finished metal products. However, according to economic research conducted in Germany, rolling profiles on industrial rolling mills is advisable only if the annual demand for one profile is at least 20 tons. The same conclusion was made by the authors of [2] when analyzing the

economic indicators of rolling and hot pressing. Therefore, high-precision profiles can be completely formed by cold deformation using the drawing method in monolithic or roller dies. Roller dies for the production of shaped profiles are superior to monolithic dies, since a greater amount of pressing is possible in one pass. The cream in the roller dies is produced in non-toxic rollers using environmentally friendly methods of thermal processing without the use of wasteful cooling media in the form of oil, melting lead, salts that acid [3-7].

At the same time, the use of high-precision profiles in modern mechanical engineering is of great importance in terms of improving the quality of manufactured products and significantly reducing the cost of their production. For example, the use of steel piston rings instead of traditional cast iron ones allows you to significantly increase the engine life of machines and units, simplify and largely automate the technological process of manufacturing rings, and reduce labor-intensive and environmentally harmful foundry production. In Ukraine, the production of high-precision profiles is extremely limited, and the production of strip-type profiles is completely absent. The production volumes of such products, given the high demand in a wide range of sizes and brands, are relatively small (up to 3 thousand profile sizes with a total volume of 45-50 thousand tons per year) [8], therefore the creation of a specialized enterprise for the production of high-precision profiles and rolled steel strip under these conditions (the cost of equipment is up to 20 thousand US dollars per ton) is economically inexpedient, and the focus on imports makes the economic and technological security of the mentioned sectors of the country's economy dependent on foreign suppliers.

At the same time, the peculiarities of the conditions of plastic equilibrium of the metal of the deformation center [5-7] during the flattening of a round billet by drawing in roller draws hinder the development of new profiles, including strip-type profiles with a ratio of their width to thickness of more than two. The fact is that the uneven compression of the wire blank leads to an uneven distribution of stresses across the profile cross-section: in the middle part – compression (–), at the edges – stretching (+), and the presence of tensile force increases the areas of action of tensile stresses and their magnitude in the volume of the deformation center and, ultimately, under certain conditions, causes a significant decrease in plasticity and destruction of the edges of the finished profile. There are two ways to increase the plasticity of metal - thermal and mechanical. The thermal method, which is widely used in industry, requires significant energy consumption At the same time, previous studies, including those conducted at the Iron and Steel Institute of Z. Nekrasov of the National Academy of Sciences of Ukraine (ISI NASU), showed that it is

possible to increase the plasticity of metal by means of alternating deformation of profiles, using, for example, equipment for straightening profiles or a scale breaker [9, 10]. The authors of most publications that consider the deformation and energy-force parameters of the alternating deformation process in bending-tensile devices (DBT) usually provide only a qualitative assessment of the influence of residual stresses on the overall stress-strain state (SSS) of the rolled material [11-13]. The results of specific studies of the influence of the parameters of the process of alternating metal deformation on the magnitude of stresses and the nature of their distribution over the cross-section of a strip-type profile are absent in the considered publications. While for a reasonable choice of parameters of the process of alternating deformation by the "bending with stretching" method, it is necessary to know the influence of these parameters on the magnitude and nature of the distribution of stresses across the cross-section of the strip-type profile, in order to prevent tensile stresses from reaching critical values. We proposed to solve this problem using the method of mathematical modeling.

The purpose of the research was to consistently analyze the stress state of the metal throughout the actual deformation center, taking into account the external zones, using a developed and tested mathematical model for calculating the stress-strain state of the metal.

Presentation of the main research results. To select a mathematical model of the metals SSS in the process of alternating deformation, an analysis of existing methods for its determination in the process of cold deformation of a strip-type profile in a bending-tensile device was conducted. The analysis showed that for conducting research on the influence of technological parameters of the sign-changing deformation process on the change in the SSS of the metal, the most reliable result is provided by the use of variational methods based on the basic principles of the theory of plasticity [14, 15]. The research was carried out using a mathematical model developed and tested for adequacy at the ISI NASU for calculating the stress-strain state of the metal when pulling strip-type profiles through a bending-tensile device (DBT) [16, 17]. To simulate the alternating deformation of metal by bending with stretching, a single-plane three-roller DBT with a vertical arrangement of rollers was used. The modeling parameters were adopted taking into account the capabilities of the technological equipment of the ISI rolling laboratory. Modeling elastic-plastic alternating bending of metal in the Solid Works Simulation system includes the following stages:

1) model setup – creation of a finite element model of the headquarters, which is placed between the upper and lower rollers;

2) vertical movement of the lower pressure roller upwards to the working position with the provision of fixation of the given displacement

value;

3) applying gravity to the system in the absence of roller movement;

4) providing the speed of rotation of the rollers to simulate the movement of the staff due to the friction forces between it and the rollers;

5) assessment of the elastic unloading of the material after leaving the bending-tensile device (DBT).

The first and third stages are dynamic with the task of translational and rotational movements of the DBT rollers, and the rest are static without the task of roller movement.

To describe the contact interaction between the rollers and the headstock, the built-in capabilities of the Solid Works Simulation system were used, which allow taking into account static and dynamic friction coefficients. In the absence of tangential movements in the contact pair, which corresponds to the upward movement of the pressure roller 2, a static coefficient of friction is used, equal to 0.25, and after the start of the movement of the strip type profile, a dynamic coefficient equal to 0.12 is used.

The scheme of the process of alternating deformation of the strip type profile with a thickness of h = 5.2 mm and a step between the centers of the axes of adjacent rollers of support 1 and pressure 2 and adjacent rollers of pressure 2 and support 3 of the BTD, which was equal to t = 35 mm, is shown in Fig. 1.

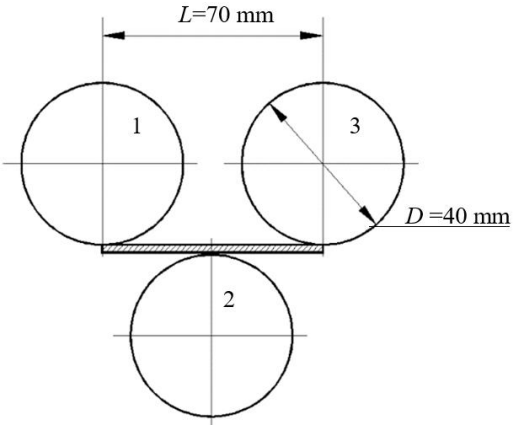


Figure 1 – Scheme of the process of alternating deformation of the strip type profile in a three-roller DBT

The distance between the centers of the axes of the support rollers 1 and 3 was L = 70 mm, and the diameter of the rollers D_r =40 mm, with a vertical displacement of the pressure roller by a distance of 4 mm. The material of the rollers is steel grade 40Cr. The material of the strip type profile is steel grade St.08 with the properties obtained during the testing of the samples. The following characteristics of the strip type profile material were also

used in the calculation: density ρ = 7850 kg/m^3; Poinson coefficient ν = 0.3; modulus of elasticity of the first kind E = 2.1·10^5 MPa. The model of the deformed medium is elastic-plastic. A contact interaction with a friction coefficient of 0.25 is determined between roller 2 and the lower surface of the strip type profile.

Calculations of the stress distribution along the thickness of the staff were carried out on a strip type profile length of 150 mm every 3 mm when passing through a three-roller DBT (Fig. 2).

From Fig. 2 it is seen that under the support roller 1, the upper fibers of the material of the strip type profile are compressed, and the lower ones are stretched. Under the lower pressure roller 2, the upper fibers of the material of the strip type profile are stretched, and the lower ones are compressed. Under the support roller 3, the upper fibers of the material of the strip type profile are compressed again, and the lower fibers are stretched.

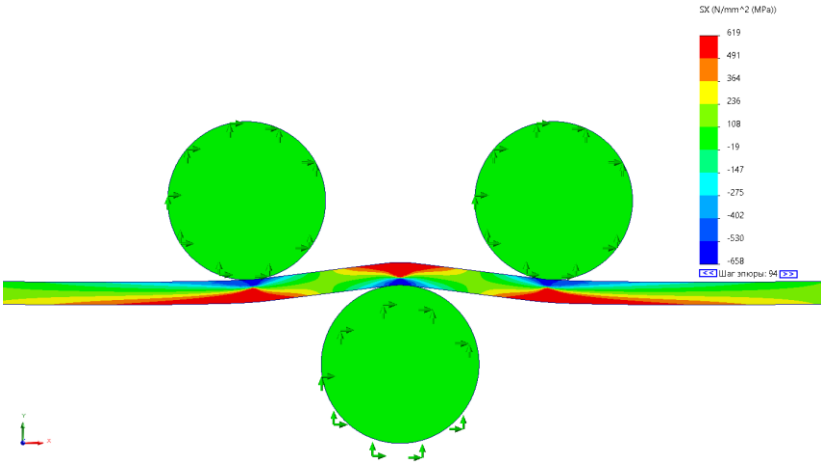


Figure 2 – Stress distribution in a strip type profile made of St.08 steel along the length of the DBT when modeling alternating deformation in a three-roller device with vertical movement of the pressure roller 2 upwards by a distance of 4 mm

According to the results of the modeling, graphs of the distribution of stresses σ in all cross-sections of the of the strip type profile along its length were constructed. As an example, Fig. 3 shows a graph of the distribution of stresses along the thickness of a strip-type profile under support roller 1, and Fig. 4 shows a graph of the distribution of stresses along the thickness of a strip-type profile under pressure roller 2. From the preliminary data analysis, it was determined that the distribution of tensile and compressive stresses across the thickness of the column is complex and significantly non-uniform.

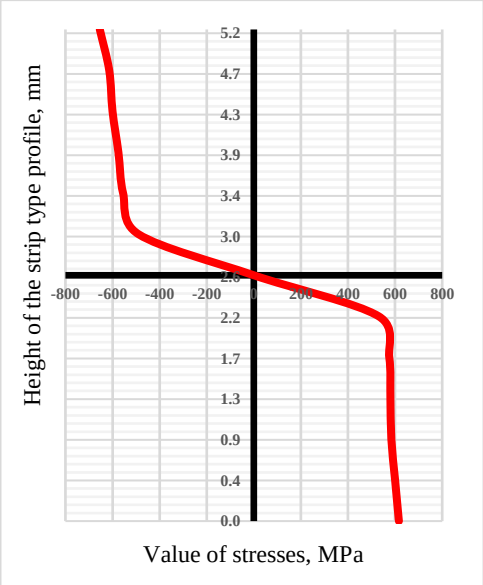


Figure 3 – Distribution of longitudinal stresses along the thickness of the strip type profile under the support roller 1 during alternating deformation, MPa

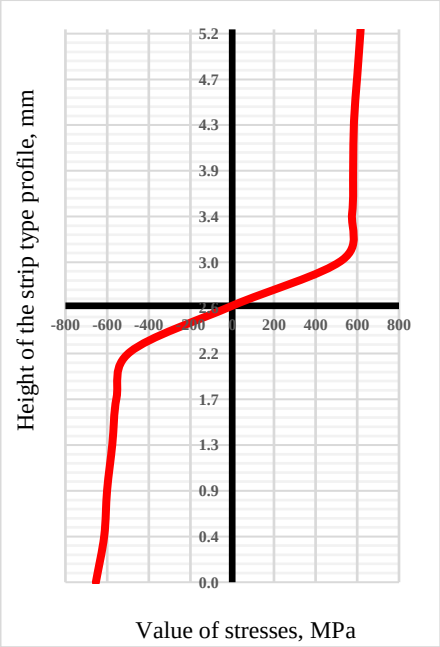


Figure 4 – Distribution of longitudinal stresses along the thickness of the strip type profile under the pressure roller 2 during alternating deformation, MPa

Analysis of the stress state of the staff in the cross section, which is located at a distance of 40 mm to the left of the axis of the support roller 1 (against the direction of alternating deformation), showed that in the upper layer of the strip type profile, the maximum values of compressive stresses are formed, amounting to −155 MPa, and in the lower layer, tensile stresses with indicators up to +348 MPa. The stress difference across the thickness of the strip type profile from the upper layer to the lower layer of the rolled steel is +193 MPa, i.e. tensile stresses prevail.

The maximum values of the stresses (Fig. 3) compressing the upper layer of the strip type profile formed under roller 1 (axis of support roller 1) are equal to −654 MPa. At a height of 2.6 mm from the upper layer of the strip type profile, the values of the compressing stresses are equal to 0 MPa and the sign of the stresses changes from «−» (compressive) to «+» (tensile). The maximum values of the stresses that stretch the lower layer of the strip type profile in this cross-section reach +616 MPa (Fig. 3). But in this case, the stress difference across the thickness of the strip type profile from the top layer to the bottom layer of the rolled steel is −38 MPa, and compressive stresses already prevail, but compared to the previous case, the value of the tensile stress difference is 5 times smaller (38 versus 193 MPa).

In the cross section located at a distance of 3 mm from the axis of the support roller 1 in the direction of the alternating deformation process, the same stresses are formed in the rolled product with the same sign and magnitude as in the cross section located on the axis of the roller 1. In this cross-section along the thickness of the strip type profile, changes in the stress distribution occur at a height of more than 2 mm from the top layer of the strip type profile, and the stress difference also along the thickness of the strip type profile from the top layer to the bottom layer of the rolled steel is −38 MPa.

In the cross-section, which is located at a distance of 6 mm from the axis of the support roller 1 in the direction of the process of alternating deformation in the strip type profile, the same compressive stresses of the same sign and smaller magnitude are formed as in the previous cross-sections (cross-sections located on the axis and at a distance of 3 mm from the axis of the roller 1, respectively). However, these changes occur already at a height of approximately 1.73 mm from the upper layer of the strip type profile. The maximum values of the compressive stresses decrease to −400 MPa, and in the lower layer of the strip type profile, the tensile stresses still reach significant values of +616 MPa. The stress difference across the thickness of the strip type profile in this case from the upper layer to the lower layer of the rolled steel is +216 MPa, i.e. tensile stresses prevail.

In the section from this cross-section in the direction of the pressure roller 2 there is a change in the sign of the stresses on the upper layer of the column from «−» (compressive) to «+» (tensile), and on the lower layer of the column, stresses are formed that have only «+» (tensile).

The uniform distribution of tensile stresses along the thickness of the strip type profile is located at an equal distance (17.5 mm) from the axis of the support roller 1 and to the axis of the pressure roller 2. At the same time, the magnitude of these tensile stresses along the entire thickness of the staff decreases from +362 to +235 MPa. We also see that there are no compressive stresses in this cross section.

From the analysis of the cross-section is located at a distance from the axis of the pressure roller 2 and is 6 mm in the process direction it follows that along the thickness of the strip type profile, tensile stresses with a maximum value of +616 MPa are formed in the upper layer of the strip type profile under the pressure roller 2, and compressive stresses with a maximum value of −273 MPa are formed in the lower layer. The change in the sign of the stresses and their magnitudes occurs in this case at a height of 3.2 mm from the top layer of the strip type profile. The difference in the maximum values of the tensile and compressive stresses along the thickness of the strip type profile is +343 MPa. In this case, compared to the previous section, the tensile stresses increase by 108 MPa (from +235 to +343 MPa).

In the cross-section, which is located in the direction of the alternating deformation process at a distance of 3 mm from the axis of the pressure roller 2, the thickness of the strip type profile is formed with the same stress sign as in the previous cross-section. The maximum compressive stresses on the bottom layer of the strip type profile increase to −527 MPa, and on the top layer of the rolled steel, the tensile stresses are +616 MPa. The difference between the maximum values of the tensile and compressive stresses is +89 MPa. In this case, the change in sign and values of the stresses occurs at a height of more than 3 mm from the top layer of the strip type profile.

The cross section located under the pressure roller 2 (Fig. 4) in the upper layer of the strip type profile, tensile stresses are formed, and in the lower layer – compressive. The maximum values of tensile stresses are equal to +616 MPa in the process of alternating deformation of this strip type profile under the pressure roller 2. At a height of 2.6 mm from the top layer of the strip type profile, the values of the tensile stresses are equal to 0 MPa and the sign of the stresses changes and the maximum value of the compressive stress reaches −654 MPa in the process of alternating deformation of this strip type profile under the pressure roller 2. The difference between the maximum values of the tensile and compressive stresses is −38 MPa.

Thus, modeling the deformation process of the strip type profile in the

DBT, a cyclic change in both the sign of the stresses and the magnitude of these stresses is observed, i.e. it leads to a significant non-uniformity of longitudinal stresses along the thickness of the strip type profile.

After the staff leaves the DBT, the pressure on the strip type profile is relieved, i.e., the strip type profile undergoes elastic unloading, which leads to a decrease and redistribution of internal stresses. According to the results of modeling for the stressed state of a strip-type profile made of St.08 steel, a graph of the stress distribution in the cross-section of the staff after elastic unloading at the exit from the DBT was constructed (Fig. 5) and compared with the stress distribution in the cross-section of a strip-type profile formed under pressure roller 2 (Fig. 4).

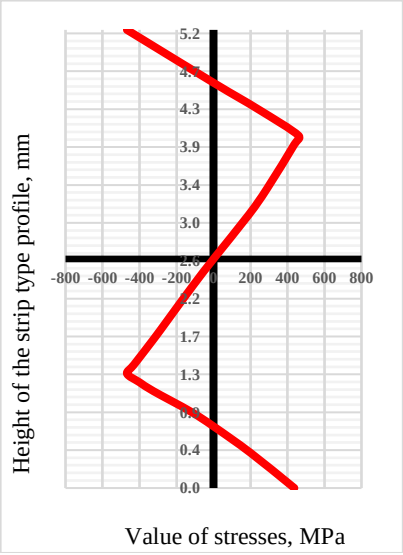


Figure 5 – Distribution of longitudinal residual stresses after of the strip type profile leaves the DBT, MPa

From the analysis of the data in Fig. 4 it is seen that under the pressure roller 2 in the upper layers of the metal, tensile stresses are formed with a maximum value of +616 MPa on the upper layer, and compressive stresses are formed on the lower layer with a maximum value of −654 MPa during deformation in the DBT.

The simulation results show that after elastic unloading (see Fig. 5) there is a change in the sign of the stresses: in the upper layers of the column, compressive residual stresses with a maximum value of −468 MPa are observed and on the lower layer – tensile with a maximum value of +439 MPa, i.e. there is a balancing of residual stresses of the upper and lower surfaces of the strip type profile. A comparison of the maximum values of stresses that arise during the process of alternating deformation

under pressure roller 2 and after DBT shows that after elastic unloading they decrease on average by 1.4 times, regardless of the sign of the stresses.

After elastic unloading (see Fig. 5), the nature of the distribution of longitudinal residual stresses along the thickness becomes more complex - the upper fibers of the strip type profile material, which are located along its thickness from the profile surface to 0.8 mm from the upper layer of the strip type profile, are compressed. The maximum value of the residual compressive stresses in the upper layers of the steel strip type profile is −468 MPa. In the middle of the steel sheet at a distance of 0.8 to 2.6 mm from the upper layer of the rolled steel, the sign of the residual stresses changes and the fibers of the steel sheet material are stretched. In this case, the maximum value of the residual stresses stretching the fibers of the steel material is observed at a height of 1.3 mm from the top of the rolled product and is +437 MPa. The difference in the maximum values of longitudinal tensile stresses between those located in the upper layers of the strip type profile under roller 2 (+616 MPa in Fig. 4) and in the metal layers located in the middle of the strip type profile (Fig. 5) after its exit from the DBT is +179 MPa or a 1.4-fold decrease between their maximum values.

Further along the thickness of the rolled product at a height of 2.6 to 4.4 mm from the top layer of the steel, the sign of the residual stresses changes again and the fibers of the rolled material are compressed. In this case, the maximum value of the residual compressive stresses formed at a height of 3.9 mm from the top of the rolled product is −468 MPa (see Fig. 5). In this case, the difference between the maximum values of longitudinal compressive stresses (−654 MPa), which are located on the lower layer of the strip type profile under the pressure roller 2 (see Fig. 4) and at a height of 3.9 mm from the top of the rolled product, is −186 MPa or a 1.4-fold decrease between their maximum values.

Along the thickness of the metal fiber stack, which is located from the bottom surface of the stack to a height of 0.9 mm from the bottom surface of the metal, a change in the sign of the stress is again observed and these fibers are stretched. The maximum value of residual tensile stresses in the lower layers of the strip type profile after its exit from the DBT is +437 MPa.

From the analysis of Fig. 4 it is clear that in the middle of the strip type profile there is a section of metal, located at a distance of 2.0 mm from both the upper layer and the lower layer of the rolled product under the pressure roller 2, which is elastically deformed during the loading process. Due to the presence of elastic deformations in the middle part of the rolled product, potential deformation energy accumulates during processing in the DBT (Fig. 6).

Since irreversible plastic deformations are localized in the surface layers

of the rolled product up to 2.0 mm high from the upper layer and up to 2.0 mm from the lower layer of the rolled product, during unloading this part becomes an obstacle to the release of reversible potential energy of elastic deformation. This confirms the distribution of potential energy across the cross-section of the strip type profile under the pressure roller 2. It is the presence of compressed potential energy that leads to the emergence of residual stresses.

When external forces are removed, the accumulated potential energy is spent on restoring the original undeformed state of the strip type profile. Due to this, internal forces arise in the upper stretched surface fibers of the part, leading to their compression, and in the lower compressed surface fibers, on the contrary, to stretching. Thus, after the load is removed, residual compressive stresses arise from above and tensile stresses from below (Fig. 5), these stresses are balanced by stresses arising in the rest of the metal cross-section.

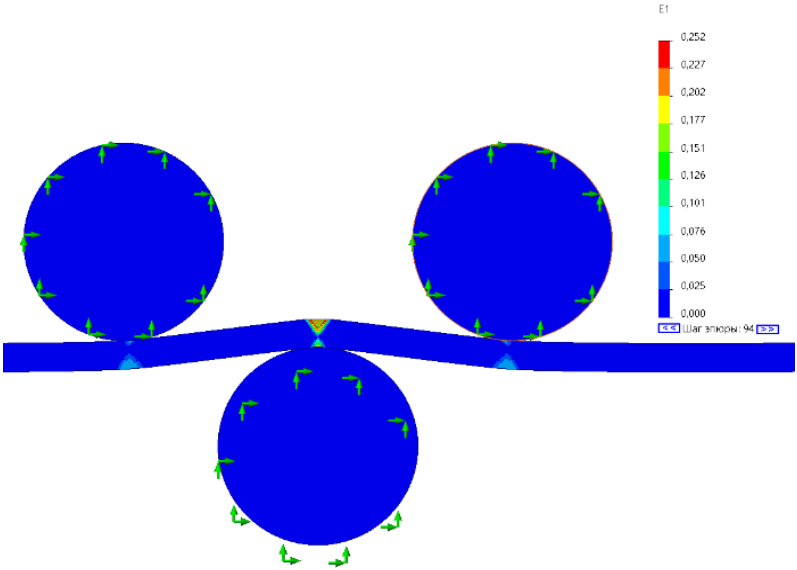


Figure 6 – Distribution of potential energy (J) across the thickness of the strip type profile after unloading when modeling alternating deformation in a 3-roller DBT.

The obtained results allow us to conclude that the mechanism of the occurrence of residual stresses during alternating deformation is due to the inhomogeneity of the deformation distribution along the thickness of the strip type profile.

Based on the modeling results, a graph of the change in potential energy U, which was obtained by summing all values along the thickness of the strip type profile, was constructed, depending on the process time (Fig. 7).

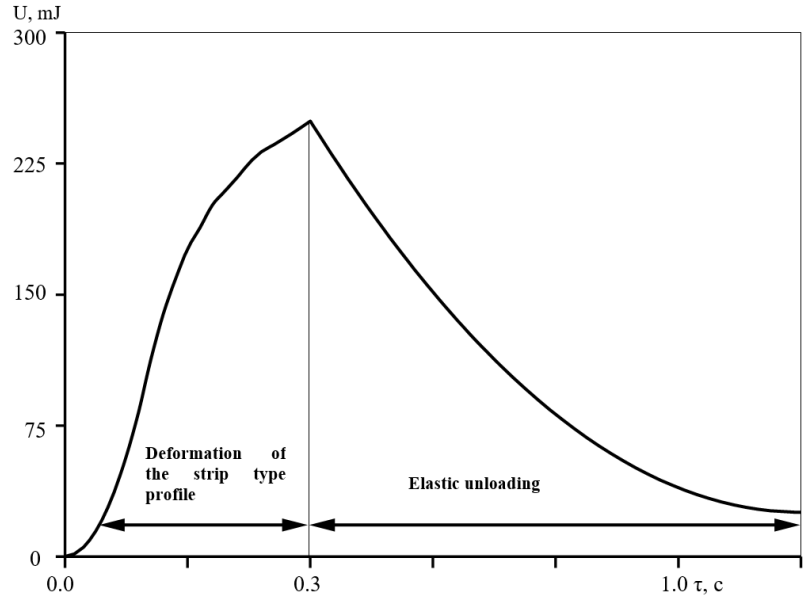


Figure 7 – Change in potential energy depending on the process time.

When the lower roller moved upwards for a time of 0.3 s, an accumulation of potential energy of up to 252 mJ occurred, then during unloading for 0.7 s, an accumulated potential energy of 25 mJ remained in the material.

In contact with roller 2, there is an increase in potential energy, and when the contact point with the roller is removed, there is a decrease. With increasing strength of the material of the strip type profile at the same parameters of alternating deformation, the potential energy increases, its values remain higher even during the passage of the strip type profile between the rollers. But after the headquarters leaves the DBT, the potential energy value decreases from 0.252 to 0.025 J.

Conclusions

The modeling results show that in the process of deformation of the strip type profile in the DBT, a cyclic change in both the sign of the stresses and the magnitude of these stresses is observed, both along the thickness of the strip type profile and along the length of the DBT.

Based on mathematical modeling of the process of alternating deformation of strip type profiles during their pulling through the DBT, the mechanism of residual stress occurrence has been established, which is determined by the magnitude of plastic deformation and the inhomogeneity of the distribution of deformations over the thickness of the profile during alternating deformation.

It is shown that after the profile leaves the DBT, longitudinal residual compressive stresses are formed on the upper part of the strip type profile, and tensile stresses on the lower part of the rolled product. These residual stresses are balanced by the stresses that arise in the middle part of the strip type profile cross-section (Fig. 5).

According to the modeling results, it was determined that the maximum values of residual longitudinal stresses formed along the profile cross-section after leaving the DBT are 1.4 times less, regardless of the sign of the stresses, compared to the maximum longitudinal stresses formed under the pressure roller 2.

It is shown that the maximum level of plastic deformations is observed at the beginning of alternating deformation in the DBT device with a decrease in their level at the exit from the DBT, which provides a decrease in the values of residual stresses and potential energy in the strip type profile of the steel St.08.

References

1. TU 3–939–81. *Steel velvet tape for piston rings*. Group B34. Registered with VIFS on 24.09.81. – 2224451. – Entered from 01.10.81.

2. Argunov, V. N., Ermanyuk, M. Z., Petrov, A. I., & Kharitonovich, M. V. (1989). *Calibration of shaped profiles*. Metallurgy.

3. Slavin, V. S., Norets, A. I., & Smushkevich, L. E. (2013). *Effective technologies for the production of high-precision fashioned profiles*. Prague.

4. Zhelezkov, O. S., Mukhametzyanov, I. Sh., Malakanov, S. A., & Tyulenev, D. G. (2017). Formation of trapezoidal wire using flattening and drawing in a two-roller die. *Blank production in mechanical engineering*, (6), 267-270.

5. Zhuchkov, S. M., Baryshev, E. V., Lokhmatov, A. P., Lutsenko, V. A., & Klyuchnikov, K. Yu. (2009). Creation of an energy-saving and environmentally friendly section for preparing metal for cold deformation into profiles of simple and complex sections. *Science and Innovations*, 5(6), 36-47.

6. Klyuchnikov, K. Yu., Razdobreev, V. G., Leshchenko, A. I., & Palamar, D. G. (2021). Development of a resource-saving technology of production of strip-type profiles by drawing in roller dies using dummy passes. *Ferrous metallurgy. Bulletin of scientific, technical and economic information*, 77(9), 1054-1062. Doi: 10.32339/0135-5910-2021-9-1054-1062.

7. Razdobreev, V. G., Kluychnikov, K. Yu., Leschenko, A. I., Palamar, D. G., & Vorobei, S. O. (2023). Production Efficiency of Ribbon-Type Sections by the

Drawing Method in Doubled-Roll Roller Dies. *Sci. innov.*, 19(6), 40-50. https://doi.org/10.15407/scine19.06.040.

8. Gulko, V. I., Voitsekhovsky, V. A., & Grigoriev, A. K. (1989). *Production of profiles and wire in roller dies*. Udmurtia.

9. Parusov, E. V., Gubenko, S. I., Sichkov, O. B., Razdobreev, V. G., & Palamar, D. G. (2017). About the influx of a sign of change, taken with a rebuke, to the replacement of mechanical authorities with rebellious rolling. *Metal science and thermal processing of metals*, (3), 23-49.

10. Razdobreev, V. G., Prikhodko, I. Yu., Klyuchnikov, K. Yu., Palamar, D. G., & Leshchenko, O. I. (2023). Selection of methods for determining energy-power parameters in the process of drawing the staff through a bending-tensioning device. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, (37), 358-373. DOI: 10.52150/2522-9117-2023-37-358-373.

11. Dolzhansky, A. M., Lomova, O. B., & Ermakova, O. S. (2008). Method for calculating parameters of die-free drawing of steel wire rod in a roller scale breaker. *Metallurgical and mining industry*, (2), 53-57.

12. Bitkov, V. V. (2004). *Technology and machines for wire production*. UrO RAN.

13. Kokovikhin, Yu. I. (1995). *Tekhnologiya staleprovolochnogo proizvodstva*. Tekhnika.

14. Tarnovsky, I. Ya., Pozdeev, A. A., & Kolmogorov, V. L. (1963). *Variational principles of mechanics in the theory of metal forming*. Metallurgizdat.

15. Tarnovsky, I. Ya., Pozdeev, A. A., & Tarnovsky, V. I. (1971). *Variational methods in the theory of pressure processing. Strength and plasticity*. Nauka, 175-178.

16. Razdobreev V., Kluychnikov, K., Palamar, D., Leschenko, A. & Ivanov A. (2025). Modeling of the stressed state of metal during variable deformation of the staff in a bending-tension device, *Modern problems of mechanics in special-purpose structures*. Dnipro, NTU "Dnipro Polytechnic".

17. Razdobreev, V. G., Kluychnikov, K. Yu., Leschchenko, A. I., Palamar, D. G., & Ivanov, A. P. (2025). Mathematical modeling of variable deformation of the strip, *Problems of mathematical modeling*. Kamyanske, DSTU.

В. Г. Раздобрєєв[1], к.т.н., с.н.с., ORCID 0000-0001-7402-7992
К. Ю. Ключніков[1], м.н.с., ORCID 0000- 0003-2465-3244
Д. Г. Паламар[1], м.н.с., ORCID 0000-0002-9503-3248
О. І. Лещенко[1], м.н.с., ORCID 0000- 0003-1877-8358
О. П. Іванов[1], к.т.н., доц., вед. інж., ORCID 0000-0003-1259-6377

[1] *Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України*

[*] *Автор для листування: v_razdobreev@ukr.net*

МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСУ ЗНАКОЗМІННОЇ ДЕФОРМАЦІЇ ПРОФІЛЮ СТРІЧКОВОГО ТИПУ У ТРЬОХРОЛИКОВОМУ ЗГИНО-РОЗТЯГУВАЛЬНОМУ ПРИСТРОЇ

Анотація. Використання високоточних профілів у сучасному машинобудуванні має велике значення з погляду підвищення якості виробів, що випускаються, і значного зниження собівартості їх виробництва. В Україні виробництво високоточних профілів вкрай обмежене, а виробництво профілів стрічкового типу взагалі відсутнє. В світовій практиці виробництва профілів стрічкового типу можливо різними способами: гарячою прокаткою, гарячим пресуванням, холодною прокаткою або волочінням в монолітних або роликових волоках. Роликові волоки для виробництва фасонних профілів мають перевагу перед монолітними волоками, так як можливе більша величина обтиску за один перехід. Крім цього волочіння в роликових волоках відбувається в непривідних роликах у поєднанні з екологічно чистими способами термічної обробки без використання шкідливих охолоджуючих середовищ у вигляді мастил, розплавів свинцю, солей та кислоти. Разом з тим, особливості умов пластичної рівноваги металу осередку деформації при плющенні круглої заготовки волочінням в роликових волоках стримують освоєння нових профілів, у тому числі профілів стрічкового типу із відношенням їх ширини до товщини більше двох. Це пов'язано з тим, що нерівномірність обтиснення дроту-заготовки призводить до нерівномірному розподілу напружень за перерізом профілю: у середній частини – стискування, у кромок – розтягування, а наявність тягового зусилля збільшує зони дії напружень, що розтягують і їх величину в об'ємі осередку деформації та, зрештою, за певних умов спричиняє суттєве зниження пластичності і руйнування кромок готового профілю. Підвищити пластичність металу можливо двома способами – термічним і механічним. Термічний спосіб, який широко застосовується в промисловості, потребує значних витрат енергії. У той же час попередні дослідження, які були проведені в тому числі в ІЧМ НАНУ, показали, що підвищити пластичність металу можливо способом знакозмінного деформування профілів, застосував для цього, наприклад, обладнання для рихтування профілів або окалинозламувача. При цьому результати конкретних досліджень впливу параметрів процесу знакозмінного деформування металу на величину напружень і характер їх розподілу за перерізом профілю стрічкового типу у розглянутих публікаціях відсутні. Мета досліджень полягала в послідовному аналізі напруженого стану металу на всьому протязі фактичного осередку деформації з урахуванням зовнішніх зон за допомогою розробленої та перевіреної на адекватність математичної моделі розрахунку напружено-деформованого стану металу. Встановлено, що механізм виникнення залишкового напруження обумовлено величиною пластичної деформації та неоднорідністю розподілу деформацій по товщині профілю при знакозмінній деформації в процесі його протягування через ЗРП. За результатами моделювання визначено, що максимальні значення залишкових повздовжніх напружень, які сформовані по перерізу профілю після виходу з ЗРП менше у 1,4 рази не залежно від знаку напружень в порівнянні з максимальними повздовжніми напруженнями, які утворюються під натискним роликом. Показано, що максимальний рівень пластичних деформацій спостерігається спочатку знакозмінної деформації в пристрої ЗРП зі зменшенням їх рівня на виході з ЗРП забезпечують зменшення значень залишкових напружень, потенційної енергії в штабі зі сталі Ст.08.

Ключові слова: знакозмінна деформація, профілі стрічкового типу, роликова волока, згино-розтягувальний пристрій (ЗРП), напруження стискування, напруження розтягування.

Посилання для цитування: Моделювання процесу знакозмінної деформації профілю стрічкового типу у трьохроликовому згино-розтягувальному пристрої / В. Г. Раздобрєєв, К. Ю. Ключніков, Д. Г. Паламар, О. І. Лещенко, О. П. Іванов. *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії.* 2026. Вип. 40. С. 484-500. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-029

Рукопис надійшов до редакції / Received 11.10.2025
Рекомендовано до друку / Accepted 28.05.2026
Опубліковано / Published 30.05.2026

ISSN 2522-9117 (print), ISSN 2786-6149 (online)
"Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії". 2026. Випуск 40
"Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy". 2026. Issue 40

https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-030

УДК 669.162.231

Ю. Д. Угрюмов[1], к.т.н., провідний інженер
В. Д. Добряк[1], к.т.н., провідний інженер
І. А. Мазур[2,*], к.т.н., доц., ORCID 0000-0003-2177-7110
Д. Ю. Угрюмов[3], технічний директор

[1] *ДП «Український інститут по проектуванню металургійних заводів»*
[2] *Український державний університет науки і технологій*
[3] *ТОВ «Морська Сюрвейерська Компанія»*

[*] *Автор для листування: i.a.mazur@ust.edu.ua*

НОВІ ПРОЦЕСИ ПІДГОТОВКИ ЗАГОТОВОК ДО ПРОШИВАННЯ НА КОСОВАЛКОВОМУ СТАНІ[*]

Анотація. Питання удосконалення отримання гільз на косовалкових прошивних станах різних трубопрокатних агрегатів є актуальними з огляду на їх вплив на якість отриманих труб і продуктивність агрегатів, а також в зв'язку зі складністю самого процесу прошивання. Одним з важливих показників якості гільз, що отримуються, є точність по товщині їх стінки, яка внаслідок особливостей процесу має підвищенні значення на передньому і задньому кінцях, що призводить до збільшення обрізі кінців труб і збільшенню витратного коефіцієнта металу. Для удосконалення процесу прошивання запропоновано цілий ряд технічних рішень з підготовки заготовок до прошивки як за рахунок зацентрування їх торців, так і профілювання на конус переднього кінця. При цьому така підготовка може здійснюватися як окремо, так і практично одночасно. Раніше був розглянутий процес підготовки гільзи, коли профілювання її переднього кінця здійснюється запресуванням в конічну матрицю за допомогою силового гідроциліндра, а утворення центрувального отвору здійснюється зі сторони переднього торця заготовки за допомогою іншого силового гідроциліндра. Для збереження осі матриці і заготовки при зміні її діаметра, як в зв'язку зі зміною сортамента, так і коливанням діаметра в межах одного типорозміру запропоновано змінити положення заготовки по висоті і відповідну цьому конструкцію установки. Г. М. Кущинський запропонував спосіб і пристрій для підготовки передніх кінців заготовок перед прошиванням на косовалковому стані трубопрокатного агрегата 200 з трьохвалковим розкатним станом. Особливістю цієї технології є планетарна

[*] Присвячується пам'яті відомого вченого і спеціаліста в галузі трубного виробництва, кандидата технічних наук, старшого наукового співробітника Дніпропетровського металургійного Кущинського Георгія Миколайовича (06.07.1939 – 14.12.2011).

© Ю. Д. Угрюмов, В. Д. Добряк, І. А. Мазур, Д. Ю. Угрюмов, 2026
Це стаття відкритого доступу за ліцензією CC BY-NC-ND 4.0
https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/legalcode.uk

обкатка переднього кінця заготовки і одночасне (на одній позиції) зацентрування переднього торця за допомогою силового гідроциліндра. З огляду на складність обладнання і внаслідок цього низької його надійності розглянуто спосіб підготовки переднього кінця заготовки послідовно на першій позиції з профілюванням переднього кінця планетарною обкаткою приводною обоймою з холостими роликами з подальшою поперечною передачею заготовки на другу позицію, де здійснюється центрування переднього кінця в конічній матриці з одночасними зацентруванням заднього і переднього торців заготовки. Нові технології дозволяють підвищити точність труб за рахунок зниження кінцевої різностінності до 4÷5%, що призводить до зниження обрізі передніх кінців труб в 1,5÷2,0 рази. Запропоновані нові технічні рішення з підготовки кінців заготовок перед прошиванням на косовалковому стані можуть бути використані на трубопрокатних агрегатах з автоматичним, трьохвалковим, розкатним станом та інших, що дозволить знизити різностінність кінців гільз та труб, і зменшити витратний коефіцієнт металу.

Ключові слова: заготовка, прошивний косовалковий стан, гільза, точність гільз, ділянка підготовки заготовок, гідроциліндр, поворотний стіл, рольганг, матриця, пуансон, центрувальний отвір, планетарна обкатка заготовок, витратний коефіцієнт металу.

Посилання для цитування: Нові процеси підготовки заготовок до прошивання на косовалковому стані / Ю. Д. Угрюмов, В. Д. Добряк, І. А. Мазур, Д. Ю. Угрюмов // *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії.* 2026. Вип. 40. С. 501-524. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-030

Вступ. При виробництві гарячекатаних труб отримання гільзи в більшості випадків здійснюється на косовалкових прошивних станах різного типу [1].

Питання удосконалення отримання гільз на косовалкових прошивних станах є актуальними з огляду як складності сомого процесу, так і його впливу на продуктивність трубопрокатного агрегату (ТПА) і якості отримуємих труб. Тому в технічній літературі постійно постійно зростає кількість публікацій присвячених удосконаленню процеса косовалкового прошивання, а також в зв'язку з більш широким за останні десятиліття використанням в якості вихідної заготовки безперервнолитого металу круглого поперечного перетину.

Якість гарячекатаних безшовних труб, які отримуються на різних ТПА з автоматичним, безперервним, пілігримовим та іншими станами, в значній мірі залежить від якості гільз, які отримані шляхом косовалкового прошивання.

Одним з важливих показників якості гільз отримуємих при прошиванні є точність по товщині їх стінки, яка визначається поперечною і поздовжньою різностінністю по довжині гільзи. Точність гільз по товщині стінки при косовалковому прошиванні залежить від

багатьох факторів, в тому числі підготовки заготовок до прошивання, обраних параметрів прокатки і калібрування інструмента, налаштування стана і інше [2, 3].

Важливе значення мають операції підготовки заготовки, до яких можна віднести наступні: розділення вихідної заготовки на мірні довжини, нагрівання до температури гарячого деформування, профілювання передніх кінців заготовок, зацентрування, а також суміщення двох останніх операцій [4].

Аналіз точності гільз при косовалковому прошиванні і заходи для її підвищення. Заготовка пересуваючись штовхачем в напрямку прокатки захвачується валками прошивного стана, які обертаються в одну сторону, надаючи заготовці обертання в протилежну сторону, при цьому одночасно заготовка отримує поступальний рух внаслідок похилого розташування валків в прошивному стані (кут подачі валків складає $4^o \div 15^o$). Внаслідок того, що вхідна сторона валків має конусність, заготовка, рухаючись вздовж осі прошивки обтискається по діаметру, а її перетин з круглого стає овальним. При цьому на передньому торці заготовки утворюється лійкоподібне заглиблення («утяжка»). Це заглиблення і центрувальний отвір забезпечують напрямок носику оправки по осі заготовки, що дозволяє знизити різностінність переднього кінця гільзи [1]. Величина утяжки збільшується з ростом витяжки при прошиванні, що характерно для тонкостінних гільз, тому іноді вважають, що в цьому випадку зацентрування не доцільне. Точність проникання оправки в торець заготовки по її осі може бути забезпечено у випадку, коли передній кінець заготовки не обтискається валками до зустрічі з оправкою, що може бути досягнуто попередньою підготовкою кінця заготовки перед прошивним станом. При подальшому русі заготовки оправка проникає в її серцевину і здійснюється саме процес прошивання з отриманням порожньої заготовки (гільзи).

Особливості процесу косовалкового прошивання визначають підвішену різностінність як кінцевих ділянок гільзи, так і її середньої частини, що призводить до підвищеної різностінності готових труб і збільшенню витратного коефіцієнта металу [2, 3].

Для зниження різностінності кінців гільз достатньо широко використовують операцію зацентрування переднього торця заготовки. Однак здійснення цієї операції не завжди приводить до позитивних результатів із-за неточного розташування центрувального отвору відносно осі заготовки, що пов’язано, перш за все, з незадовільною якістю торців, а також кривизною заготовки і відхиленням оправки від осі прошивання. Більшість діючих в даний час пристроїв для зацентрування заготовки забезпечують достатньо низьку точність

співвісності оправки і заготовки в 5÷6 мм і вище.

Відомо, що одним з напрямків підвищення точності гільз шляхом зниження їх різностінності є дотримання технологічної осі прошивання: співвісне розташування осі прошивання, осі заготовки – гільзи, осі оправки, а також симетричне розташування валків і лінійок відносно осі прокатки.

В роботі [5] досліджувався вплив можливих похибок в позиціонуванні прокатного інструмента при прошиванні гільзи відносно системи координат XYZ: X – вздовж осі прошивання, Y – в площині валків, Z – в площині лінійок. Встановлено, що найліпшим по відносній різностінності є варіант прошивання в симетричному осередку деформування. Максимальна відносна різностінність гільзи спостерігається при зміщенні оправки по осі Y і також при повороті оправки. Як випливає з роботи [5] необхідне проведення заходів по суворому дотриманню технологічної осі лінії прошивного стана: співвісного розташування заготовки, оправки, гільзи і симетричного розташування в осередку деформації прокатного інструмента.

Умови отримання гільз з мінімальною різностінністю виходячи з особливостей процеса прошивання на косовалковому стані полягає в наступному. Ось стана повинна співпадати з віссю прошивання. Під віссю стана розуміється уявна лінія між упорно-регулюючим механізмом і умовною точкою на вхідній стороні стана, що забезпечує в просторі горизонтальне положення осі. При цьому ця точка повинна забезпечувати співпадіння осі стана і осі заготовки. Звісно, на практиці це забезпечити можна з певним допуском. Відносно осі стана виставляються валки і напрямні лінійки, які створюють симетричний осередок деформації по валкам і в перпендикулярній площині по лінійкам.

Під віссю прошивання розуміється положення осі оправки на стрижні, який опирається на упорно-регулюючий механізм. Ось оправки повинна співпадати з віссю стана. Для зниження різностінності гільз необхідно заготовку задавати в стан по осі і видавати гільзу, центруючи її відносно осі стана. Для цього використовують проводки на вхідній стороні стана і центрувачі гільзи на вихідній стороні гільзи (іноді вказується і на доцільність зацентрування заднього торця).

На основі викладеного можна уявити механізм утворення поперечної ексцентричної різностінності як безперервну зміну положення осі оправки відносно осі стана, що співпадає з первісною віссю прошивання. Очевидно, що в цьому випадку ось прошивання безперервно викривляється. Робота стана зі зміщенням осі прошивання (заниженням її відносно осі стана) погіршує описаний механізм, так як викривляє відносно симетричне налаштування, що погіршується

розворотом валків на кути подачі. Причому зі збільшенням кутів подачі викривлення первісного налаштування осередка деформації зростають. Тому завжди в реальних умовах має місце утворення поперечної різностінності при прошиванні гільзи на косовалковому стані. Окремим питанням є забезпечення стійкості стрижня з оправкою, порушення якої призводить до повороту оправки в осередку деформації, збільшуючи ексцентричну різностінність.

На прошивних станах ось прошивання встановлюють, як правило, нижче осі стана на $\Delta = 5 \pm 1$ мм і її положення регулюється зміною положення нижньої напрямної лінійки. Центрувачі стрижня оправки в закритому положенні повинні забезпечувати зазор між стрижнем і роликами центрувача від 2 мм до 3 мм, що необхідно внаслідок зміщення стрижня відносно осі стана, при незмінному положенні заднього кінця стрижня в замку дорнового пристрою. При цьому необхідно відзначити два важливих моменти: перший – не забезпечується жорстке защемлення стрижня роликами центрувачив і другий – наявність зазорів між роликами центрувачів і стрижнем при вібрації останнього в процесі прошивання призводить до зносу роликів, а також зниженню строку служби центрувачів. Недостатня ефективна робота центрувачів збільшує вібрації гільзи, стрижня, оправки, що в свою чергу підвищує ексцентричну різностінність гільз.

Підвищенню точності гільз за рахунок зниження різностінності сприяє зменшення коефіцієнта овалізації при прошиванні. Максимальна ефективність досягається при зниженні коефіцієнта овалізації до одиниці, що здійснено на прошивних станах з приводними напрямними дисками. Тому на таких станах суворо забезпечується співвісність заготовки, оправки і стрижня. В цьому випадку забезпечується мінімальна різностінність по всій довжині гільзи.

Для стабілізації положення заготовки – гільзи на осі прошивання запропоновано нове калібрування технологічного інструменту прошивного стана, включаючи валки і напрямні лінійки. При цьому кожний валок виконаний з двома кінцевими ділянками змінного діаметра з гіперболічною утворюючою, а кожна лінійка виконана з вихідною ділянкою з циліндричною поверхнею [6].

На рис. 1 наведений осередок деформації прошивного стана, який ілюструє дану пропозицію. Дослідження нової технології прошивання здійснювали при деформуванні заготовок зв сталі 20 діаметром Ø60 мм і довжиною 180 мм на лабораторному стані ВНДТІ. На рис. 2 представлено зміну поперечної різностінності гільз прокатаних по двом варіантам: перший варіант прошивання гільз по звичайній технології, другий варіант – зі зміною калібрування валків і напрямних лінійок згідно пропозиції [6]. В результаті досліджень було встановлено, що

різностінність гільз знизилась на 54%, при цьому значно знижена довжина ділянок з підвищеною кінцевою різностінністю; зниження поздовжньої кривизни гільз склало 87%. Встановлено, що поперечна різностінність гільз знижується більш аніж у 2 рази, а поздовжня кривизна – у 8 разів.

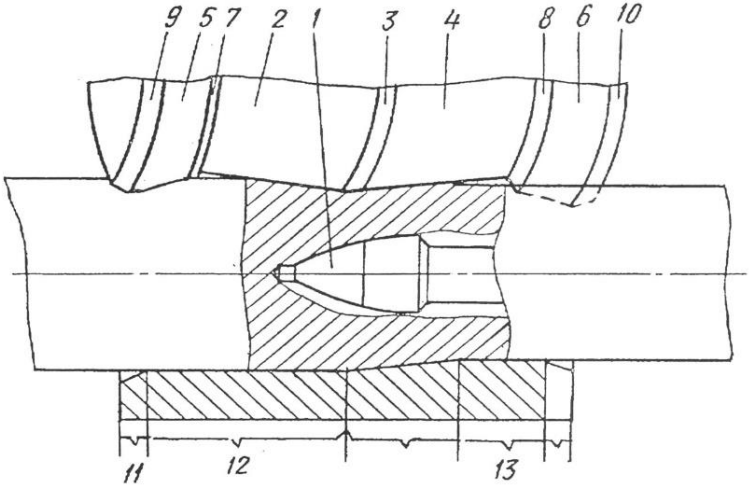


Рисунок 1 – Осередок деформації прошивного стана [6]: 1 – коротка оправка; 2 – прошивний конус валків; 3 – пережим; 4 – розкатний конус; 5 і 6 – кінцеві ділянки валків змінного діаметра; 7 і 8 – перехідні конічні ділянки; 9 і 10 – фаски; 11 – вхідна конічна ділянка; 12 – циліндрічна робоча ділянка; 13 – вихідна ділянка напрямних лінійок

Зацентруванню передніх торців заготовок перед прошиванням присвячена значна кількість робіт, в тому числі [7 – 9] та інші. В даний час продовжується пошук найбільш раціональних технічних рішень по здійсненню зацентрування заготовок широкого розмірного і марочного сортаменту. В той же час зацентрування задніх торців заготовок перед прошиванням менш відомо, хоча воно може бути ефективним для зменшення різностінності задніх кінців гільз. Необхідно відзначити, що цьому питанню в даний час не приділяється достатньої уваги.

Суміщення профілювання переднього кінця заготовки з одночасним зацентруванням її переднього торця є прогресивним напрямком, якому присвячено достатньо велика кількість робіт, в тому числі [4, 10, 11] та інші. Однак з огляду складності такої підготовки заготовки для прошивання вона не отримала практичного застосування і до сьогодення залишається перспективною. Однією з останніх робіт в цьому напрямку є робота [11], в якій профілювання переднього кінця

заготовки здійснюється запресуванням його в конічну матрицю за допомогою силового гідроциліндра і утворення центрувального отвору за рахунок проникнення бойка за допомогою іншого силового гідроциліндра.

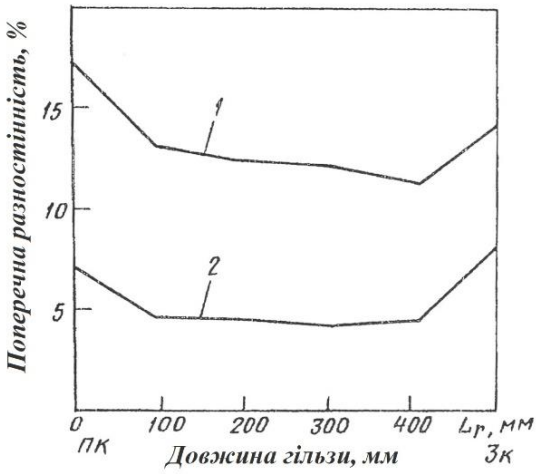


Рисунок 2 – Поперечна різностінність гільз,
прокатаних по 1 і 2 варіантах [6]

Постановка задачі. Значна кількість відомих технічних рішень з підготовки заготовок до прошивання на косовалковому стані розширює можливість адаптації їх для конкретних умов виробництва.

На базі раніш запропонованих технічних рішень даної задачі необхідно розглянути шляхи їх подальшого розвитку, в тому числі при використанні в якості вихідного металу для прошивання безперервнолитої заготовки (БЛЗ) круглого поперечного перетину, що признано в даний час найбільш раціональним і економічно доцільним варіантом для заготовок діаметром до Ø500 мм.

Основна частина. В даній роботі отримали розвиток процеси підготовки заготовок до прошивання, які суміщають профілювання передніх кінців заготовок і зацентрування їх передніх та задніх торців.

Конструкція модернізованої ділянки для підготовки кінців заготовок до прошивання. На основі аналізу відомих технічних рішень з підготовки заготовок до прошивання на косовалковому стані шляхом суміщення операцій профілювання переднього кінця і зацентрування торця в роботі [11] була запропонована концепція дільниці з розташованим на ній обладнанням, що дозволяє здійснювати підготовку заготовок різного діаметра на окремих позиціях без

переналаштування обладнання.

В основу підготовки заготовки покладено спосіб запресування її переднього кінця в конічну матрицю з подальшим зацентруванням пуансоном, закріпленим на штоці гідроциліндра.

Відмінною рисою запропонованої установки є також регулювання по висоті положення заготовки в залежності від її діаметра.

Конструкція установки пояснюється кресленнями наведеними на рис. 3 – рис. 6. Установка включає трьохроликовий (в окремому випадку) поворотний рольганг 1 з індивідуальним приводом обертання роликів. Рольганг розташований на рамі 2, яка має можливість обертатися навколо вертикальної осі в роликовому підшипнику 3. Механізм обертання не показаний. Необертова частина 4 підшипника 3 має можливість вертикального переміщення за допомогою чотирьох напрямних стійок 5 з приводом від двох клинів 6, які взаємодіють з відповідними клинами 7, закріпленими на необертовій частині 4.

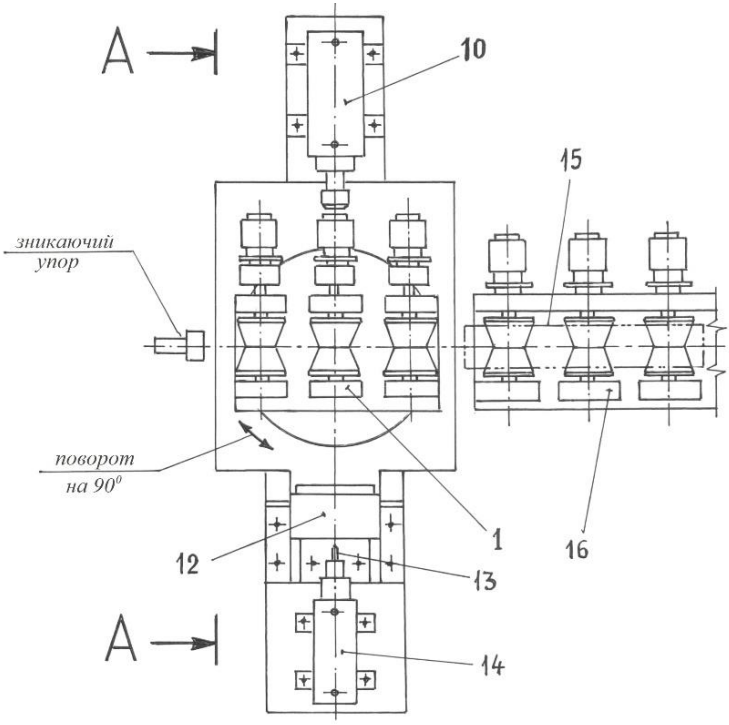


Рисунок 3 – Загальний вид установки в плані

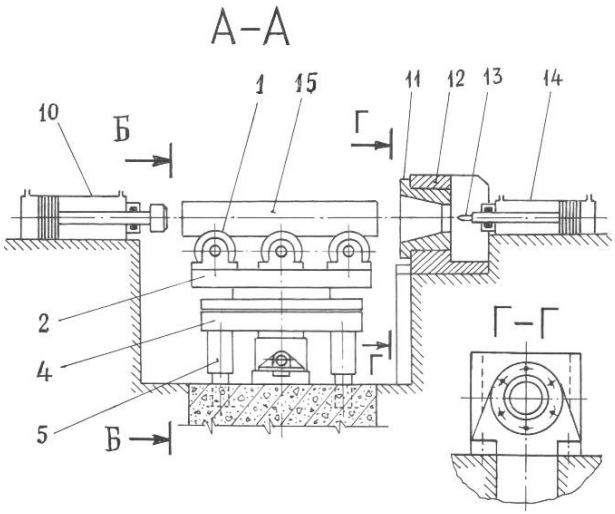


Рисунок 4 – Загальний вид установки з розрізом по А-А на рис. 3

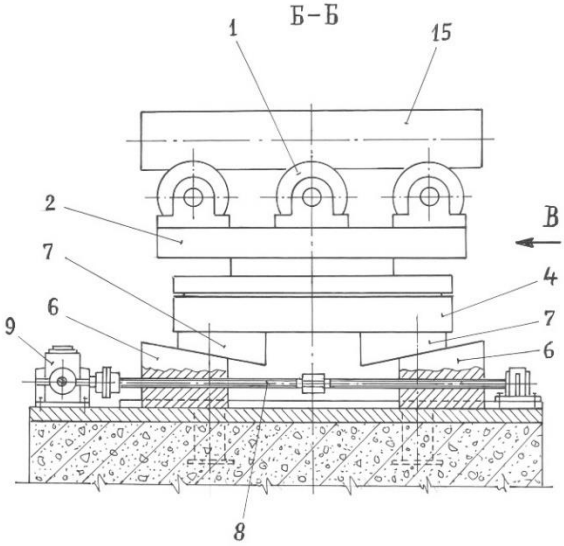


Рисунок 5 – Вид на установку в напрямку Б на рис. 4: 1 – коротка оправка; 2 – прошивний конус валків; 3 – пережим; 4 – розкатний конус; 5 і 6 – кінцеві ділянки валків змінного діаметра; 7 і 8 – перехідні конічні ділянки; 9 і 10 – фаски; 11 – вхідна конічна ділянка; 12 – циліндрічна робоча ділянка; 13 – вихідна ділянка напрямних лінійок

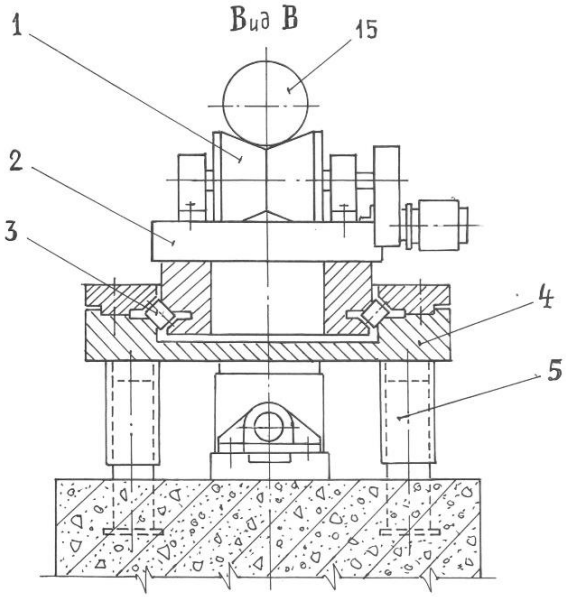


Рисунок 6 – Вид на установку в напрямку В на рис. 5. Позначення у тексті

Подача гарячого злитка 15 на поворотний рольганг 1 може здійснюватися або по підвідному рольгангу 16, або за допомогою вантажопідйомного механізму. На рис. 3 показаний варіант подачі злитка по підвідному рольгангу. Прибирання обробленого злитка може здійснюватися трьома способами:

– або по відвідному рольгангу (на рисунках не показаний);

– або за допомогою вантажопідйомного механізму (на рисунках не показаний);

– або по підвідному рольгангу 16 (рис. 3 відповідає останньому способу прибирання). При цьому способі достатньо забезпечити кут повороту злитка на поворотному рольгангу 1, рівний 90°. Для зупинки злитка на рольгангу 1 служить зникаючий упор, котрий відводиться вниз, назад або в сторону для забезпечення поворота рольганга на 90°.

Установка працює наступним чином. В вихідному положенні штоки гідроциліндрів 10 і 14 втягнуті. Поворотний рольганг 1 встановлений так, що є продовженням підвідного рольгангу 16. Зникаючий упор приведений в робоче положення і знаходиться на рівні осі злитка.

При підході злитка до упору поворотний рольганг 1 вимикається. Після цього зникаючий упор виводиться із робочого положення. Вмикається привод повороту рольганга 1 до тих пір, поки ось злитка не

співпаде з осями гідроциліндрів 10, 14 і матриці 11. Далі вмикається гідроциліндр 10, шток якого втягується, контактуючи з торцем злитка і переміщає його в напрямку матриці 11. При подальшому русі злитка відбувається пресування кінця злитка в матриці, при цьому кінець злитка приймає конічну форму. Силу пресування матриця передає на корпус 12, закріплений на фундаменті. При визначеній степені деформування спрацьовує шляховий датчик і гідроциліндр 10 запирається. Одразу вмикається гідроциліндр 14 на висування штока, який несе на своєму кінці конічно-циліндричний пуансон 13. Пуансон вдавлюється в торець злитка на задану величину, обмежену шляховим вимикачем. По закінченню вдавлювання пуансона подається команда (сигнал) на втягування штоку гідроциліндра 10. Коли шток гідроциліндра 10 прийде во втягнуте положення, вмикається механізм повороту рами 2 в підшипнику 3. Поворотний рольганг 1 зі злитком 15 встановлюється по осі підвідного рольганга 16.

Видача підготовленого злитка із установки здійснюється висуванням штока гідроциліндра 14 в напрямку поворотного рольганга 1. Вмикаються ролики рольгангів 1 та 16, і оброблений злиток виводиться із установки для подальшої прокатки в гільзу на косовалковому прошивному стані. Перед потраплянням наступного злитка зникаючий упор вводить в робоче положення. Якщо наступний злиток має діаметр, відмінний від діаметра попереднього злитка, то відбувається налаштування поворотного рольганга 1 по висоті. Так, якщо новий злиток має діаметр, менший аніж діаметр попереднього злитка, то вмикається електродвигун клинового механізму на зближення рухомих клинів 6. Обертання від електродвигуна через черв'ячний редуктор 9 передається гвинту 8, який заставляє клини 6 рухатись назустріч один до одного. Клини 6, які взаємодіють з клинами 7, заставляють необертову частину 4 підшипника 3 з рамою 2 і рольгангом 1 переміщуватися нагору завдяки чотирьом напрямним стійкам 5. Зупинка клинового механізму відбувається при спрацьовуванні датчика положення рами 2, виставленого на заданий діаметр злитка.

Якщо наступний злиток має діаметр, більший, чим діаметр попереднього злитка, то налаштування висоти рольганга 1 відбувається в зворотному порядку, тобто клини 6 віддаляють друг від друга, змінюючи напрямок обертання гвинта 8. При цьому рама 2 з підшипником 3, необертової частини 4 під дією власної ваги опускаються вниз на розрахункову величину, що фіксується або датчиком, або оператором візуально за висотною відміткою.

В результаті підготовки переднього кінця заготовки на запропонованій установці заготовка має вид, наведений на рис. 7.

Передній кінець 2 заготовки 1 має конічну форму з параметрами: довжина l і кут α нахилу утворюючої конічної ділянки.

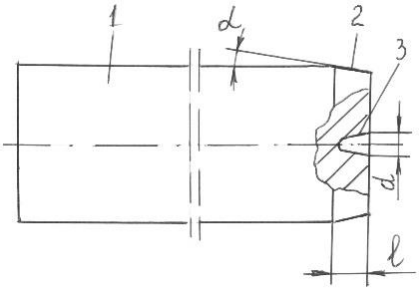


Рисунок 7 – Заготовка з підготовленою конічною ділянкою на зовнішній поверхні переднього конуса і центрувальним отвором на передньому торці. Позначення у тексті.

Кут α відповідає куту нахилу вхідного конуса валка прошивного стана і складає 3÷4°.

Діаметр центрувального отвору d на торці заготовки обирається із умови розміщення в заготовці тільки носика оправки або при глибокому зацентруванні розміщення більшої частини оправки. Тоді діаметр d центрувального отвору може дорівнювати діаметру оправки прошивного стана.

Довжина l конічної ділянки 2 визначається з урахуванням особливостей технології прошивання на кожному конкретному стані і складає приблизно 50÷80 мм з урахуванням висування оправки за пережим валків. Зі збільшенням довжини l підготовленого переднього кінця гільзи відповідно збільшується осьове зусилля на заготовку, що необхідно враховувати при виборі зусилля гідроциліндра. На деяких ТПА при малих діаметрах заготовки (Ø60÷120 мм) може стояти питання о поздовжній стійкості заготовок при їх відповідній довжині. В цих випадках необхідно вивчати це питання теоретично і експериментально.

Корегування положення осі заготовки перед її підготовкою за допомогою запропонованої установки пов'язана з одного боку з використанням для прошивання заготовок різного діаметра, а с іншого з коливаннями діаметра круглої БЛЗ в межах одного діаметра. Згідно ТУ коливання діаметра БЛЗ складає ±1,5%, що, для прикладу, у випадку заготовки номінальним діаметром Ø300 мм призводить до зміни її діаметра від Ø304,5 мм до Ø295,5 мм, тобто на 9,0 мм. Для діаметра заготовки Ø470 мм коливання її діаметра можуть складати Ø477,05 мм і Ø462,95 мм, тобто 14,1 мм. Таку розбіжність діаметра заготовки в межах одного номінального діаметра, безумовно слід враховувати для правильного налаштування установки з метою забезпечення необхідної точності зацентрування переднього торця.

Установка для підготовки передніх кінців заготовок планетарною обкаткою з одночасним зацентруванням. Г. М. Кущинським запропонована і обґрунтована підготовка передніх кінців заготовок перед прошивним косовалковим станом, яка відрізняється планетарною обкаткою переднього кінця заготовки з формуванням конічної поверхні з кутом нахилу утворюючої на 1° більше кута вхідного конусу застосованого калібрування валків прошивного стана і одночасним зацентруванням переднього торця заготовки. Їм наведені технічні рішення для здійснення такої підготовки.

В данній роботі розглянуті технічні рішення з підготовки передніх кінців заготовок, котрі приведені в його дисертаційній роботі [12]. Ці рішення можуть бути використані для подальшого розвитку процесу підготовки кінців заготовок. Вказані рішення були розроблені для умов ТПА 200 ПАТ «Інтерпайп Ніко-Тьюб» з трьохвалковим розкатним станом при зміні діаметра заготовки від Ø115 мм до Ø230 мм.

Максимальна величина різностінності труб локалізується на кінцях і поступово спадає у напрямку до середньої частини труби до величин, відповідних сталому процесу. Такий характер зміни різностінності по довжині труби визначає в значній мірі величину кінцевої обрізі. За існуючою технологією довжина обрізі на трубах з відношенням D/S<9 складає для переднього кінця 50 мм, для заднього – 100 мм; при D/S>9 – 75 мм і 125 мм відповідно.

Для удосконалення процесу прошивання з метою зменшення різностінності гільз і поліпшення умов захвату апропоновано у валки задавати заготовку, форма переднього кінця якої відповідає формі калібра, утвореного вхідною частиною валків, а її центрувальний отвір – формою носка оправки [10].

Отримання заготовок з такою формою переднього кінця можливо шляхом одночасного деформування зовнішньої поверхні для придання необхідної конусності і нанесення центрувального заглиблення на торці. Цій меті служить обкатний пристрій, де суміщені ці дві операції, конструкцію якого розглянуто нижче [13].

Процес попередньої деформації переднього кінця заготовки перед прошиванням має деякі особливості:

– зовнішня поверхня заготовки деформується шляхом безцентрової обкатки трьома холостими валками, калібрування яких забезпечує зменшення діаметра заготовки, а налаштування (поворот осі на кут подачі) – втягуючі осьові зусилля;

– внутрішня поверхня утворюється шляхом сумісної дії втягуючого зусилля планетарної обойми і ударної дії бойка пуансона;

– конструкція обкатного пристрою забезпечує встановлення осі

пуансона точно по центру обертання планетарної обойми.

В даний час відомі різни способи отримання центрувального отвору на торці, до яких відносяться свердління заготовки в холодному стані (зазвичай застосовується для виробництва труб з важкодеформованих марок сталей і сплавів), видавлюванням на пневматичних або гідравлічних зацентрувачах.

Бойок зацентрувача, який має відповідну форму, вдавлюється в торець нагрітої заготовки, утворюючи заглиблення, котре служить центром для проникання носка оправки в початковий момент прошивання.

В умовах виробництва підшипникових труб на установці з трьохвалковим розкатним станом передбачений пневматичний зацентрувальник ударного типу. Однак, його конструктивні особливості не дозволяють здійснювати точне нанесення центрувального отвору. Відсутність центруючих зажимів заготовки, знос внутрішньої поверхні циліндра внаслідок потрапляння окалина в головну частину, вихідна кривизна заготовки і, нарешті, візуальне налаштування зацентрувальника на необхідний розмір заготовки призводять до значних відхилень центрувального отвору відносно осі заготовки.

Отримання ексцентричного центрувального отвору несприятливо позначається не тільки на різностінності гільз, но і оказує помітний вплив на якість їх зовнішньої і внутрішньої поверхні.

Для забезпечення обкатки кінців заготовок у всьому діапазоні застосовуємих розмірів (від Ø115 мм до Ø230 мм включно) Г. М. Кущинським були розроблені два варіанти можливого виконання обертової роликової касети.

Особливістю першого варіанту є застосування для обкатки кінців двох близьких по діаметру заготовок роликів, котрі мають довжину робочої ділянки в 2,5 рази більшу, чим довжина підготовленого кінця для даного діаметра. Таке рішення потребує комплексу змінних роликових касет, котрі можуть замінятися при переході з розміру на розмір заготовки, що прокатується. Однак наявність порівняно великої кількості змінних касет (6 комплектів), і необхідності для конкретних умов частої їх заміни, мабуть не є ліпшим рішенням.

Другий варіант конструкції обкатної роликової касети передбачає можливість радіального регулювання осей роликів для обкатки заготовок цього діапазону розмірів. На рис. 8 показаний загальний вид роликової касети. Таке конструктивне виконання дозволяє швидко і точно налаштовувати на необхідний розмір калібр, утворений із трьох холостих роликів, і забезпечує достатню простоту і компактність пристрою. Окрім того, розташування осей роликів 5 в сферичних

подушках 6 дозволяє шляхом повороту планшайби 3 встановлювати необхідний для даного розміру кут подачі. Змінна роликова касета 1 (рис. 9) кріпиться до планшайби і приводиться в обертання від двигуна 2 через редуктор 3, який має полий шпиндель 4, в середині якого знаходиться ствол зацентрувача 5. В процесі обкатки переднього кінця, заготовка 6 утримується від обертання затискачами 7, котрі переміщаються за допомогою гідроциліндра 8. Нерухома заготовка 6 обкатується обертовою касетою, яка переміщається в осьовому напрямку за допомогою гідравлічного приводного важільного механізму 9. При закінченні процесу обкатки на торці заготовки під дією ударного навантаження зі сторони бойка 10 видавлюється центрувальний отвір, який співпадає з віссю заготовки. Касета, яка обертається, відводиться у вихідне положення, заготовка, вивільнена від затискачів, лапами викидача 11 передається в жолоб прошивного стана.

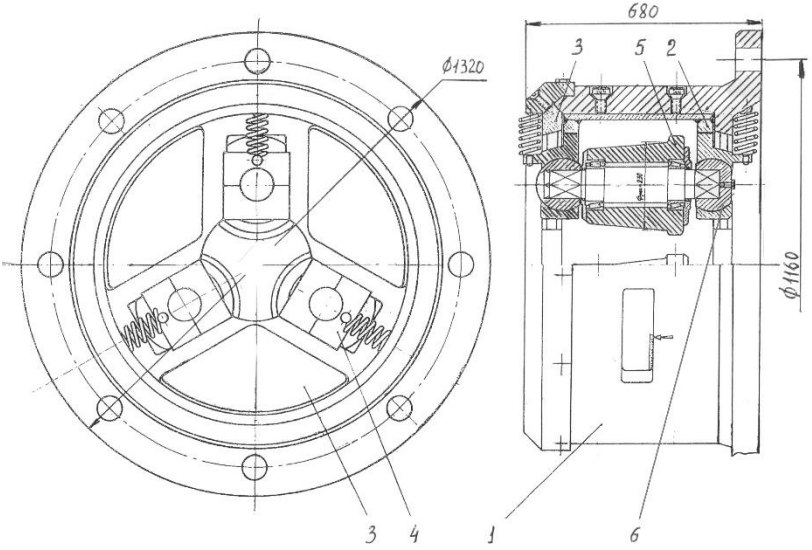


Рисунок 8 – Загальний вид роликової касети: 1 – корпус касети; 2 – кулачковий натискний пристрій для радіального переміщення опор ролика; 3 – поворотна планшайба; 4 – роликовий вузол; 5 – ролик; 6 – сферичні подушки опор роликів.

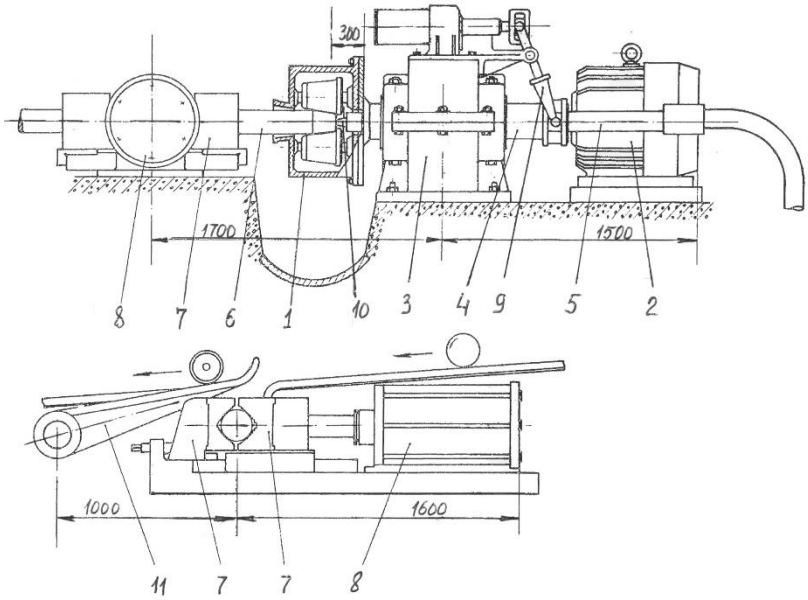


Рисунок 9 – Установка для профілювання переднього кінця заготовки: 1 – роликова касета; 2 – електропривод; 3 – редуктор; 4 – полий шпиндель; 5 – ствол зацентрувача; 6 – заготовка; 7 – затискачі; 8 – гідроциліндр; 9 – важельний механізм; 10 – бойок; 11 – лапи викидача

Форма і розміри підготовленого переднього кінця заготовки. Розглянемо необхідні параметри підготовленого кінця заготовки в умовах ТПА 200 ПАТ «Інтерпайп Ніко-Тьюб»:

– зміщення центрувального отвору відносно осі заготовки на думку Г. М. Кущинського не повинно перевищувати 0,3÷0,5 мм, однак більш реальним є не більше 1,0÷1,5 мм;

– кут конусності переднього кінця заготовки повинен бути на $0^{o}30'$÷ $1^{oo}0'$ більшим кута вхідного конусу застосованого калібрування валків;

– довжина підготовленого кінця і розміри центрувального отвору повинні відповідати значенням, приведеним в табл. 1.

Таблиця 1 – Параметри підготовленого кінця заготовки

Діаметр заготовки, мм	Довжина підготовленого кінця, мм	Глибина центувального отвору, мм	Діаметр центувального отвору, мм
110÷150	50	30	30
160÷190	60	35	35
200÷230	70	35	35

Коротка технічна характеристика установки для підготовки передніх кінців заготовок:

зовнішній діаметр заготовки, мм……115÷230
довжина заготовки, мм…….1500÷3700
діаметр роликів, мм……..250÷300
кут подачі, град…….....2
максимальне зусилля на ролик, кН…….100
потужність привода, кВт……50
швидкість обертання обкатної касети, об/хв……..300
цикл підготовки заготовки, с……..не більше 8

Підготовка передніх кінців відбувається в гарячому стані обертовою касетою з роликами спеціальної конфігурації в лінії транспортування заготовки від печі до прошивного стана.

Експериментальні дослідження проведені Г. М. Кущинським в виробничих умовах на ТПА 200 показали, що застовування нової технології з підготовкою кінця заготовки перед прошиванням дозволяє [14]:

– знизити кінцеву поперечну різностінність гільз до величин, відповідних сталому процесу;

– здійснити процес прошивання без втрати продуктивності з мінімальними обтисканнями перед носиком оправки, що складають 4÷5%;

– зменшити обрізь передніх кінців труб в 1,5÷2,0 рази у порівнянні з існуючими нормами, а також знизити величину нормованої обрізі і за рахунок цього зменшити витратний коефіцієнт металу.

Концепція модернізованої установки для підготовки заготовки до прошивання на косовалковому стані. З огляду складності реалізації мети підготовки переднього кінця заготовки з її зацентруванням на одній позиції, що знижує надійність цієї технології, а також складності обслуговування обладнання нами пропонується розбити технологічний процес, запропонований в роботах [10, 13] таким чином, щоб на першій позиції установки здійснювалося профілювання переднього кінця заготовки, яка утримується від переміщення за рахунок руху обертової касети з холостими роликами, осередок деформації яких відповідає необхідному конічному профілю переднього кінця заготовки. Після закінчення профілювання кінця заготовки касета переміщається в зворотному напрямку. Потім заготовка вивільняється від затискачів і передається по решітці на другу позицію установки, де здійснюється зацентрування переднього і заднього кінців заготовки. Для забезпечення співвісності осі заготовки і осі зацентувальника, передній кінець заготовки задається в матрицю,

конусність внутрішньої поверхні якої дорівнює конусності переднього кінця заготовки.

За допомогою гідроциліндра заштовхування заготовка центрується і одночасно здійснюється зацентрування заднього кінця заготовки. Потім здійснюється зацентрування переднього кінця заготовки. Після цього заготовка вивільняється з матриці і передається далі до прошивного стана.

На рис. 10 схематично показана установка для підготування заготовки до прошивання з двома позиціями для її здійснення.

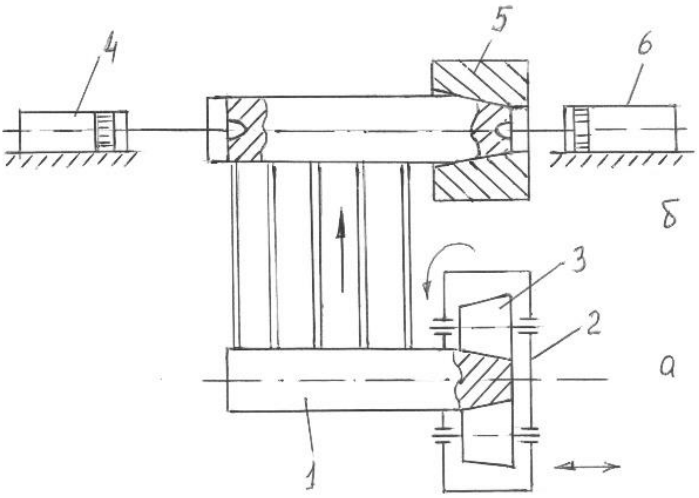


Рисунок 10 – Схематичний вид установки для підготовки заготовки до прошивання: а) перша позиція; б) друга позиція; 1 – заготовка; 2 – обойма; 3 – холості ролики; 4 – гідроциліндр заштовхувача заготовок; 5 – матриця; 6 – гідроциліндр переміщення бойка

При зміні діаметра заготовки від Ø115 мм до Ø230 мм повинна бути забезпечена співвісність заготовки відносно касети з холостими роликами на першій позиції і співвісність заготовки з матрицею і гідроциліндрами на другій позиції, що може бути забезпечено переміщенням заготовки в вертикальній площині.

Розглянемо визначення параметрів робочої частини матриці для центрування переднього кінця заготовки перед здійсненням операції зацентрування її торців. На рис. 11 приведена схема матриці для центрування заготовок трьох типорозмірів діаметрами Ø130 мм, Ø150 мм і Ø170 мм. Визначення розмірів внутрішньої поверхні матриці визначаються діаметрами заготовок, довжиною підготовленого конічного переднього кінця заготовки. Визначення ділянок робочої

поверхні матриці визначається при діаметрах заготовки Ø130 мм, Ø150 мм і Ø170 мм, довжинах підготовленого кінця заготовки, рівного 70 мм, кута α=4°, при конструктивних параметрах l_1=32 мм, l_4=50 мм. Довжини:

$$l_2 = \left(\frac{D_3}{2} - \frac{D_2}{2}\right) \cdot \text{ctg}\alpha = (85 - 75) \cdot \text{ctg}4^\circ = 143 \text{ мм};$$

$$l_3 = \left(\frac{D_2}{2} - \frac{D_1}{2}\right) \cdot \text{ctg}\alpha = (75 - 65) \cdot \text{ctg}4^\circ = 143 \text{ мм}.$$

Загально довжина: $L = 32 + 143 + 143 + 50 + 70 = 438 \text{ мм} \approx 440 \text{ мм}$.

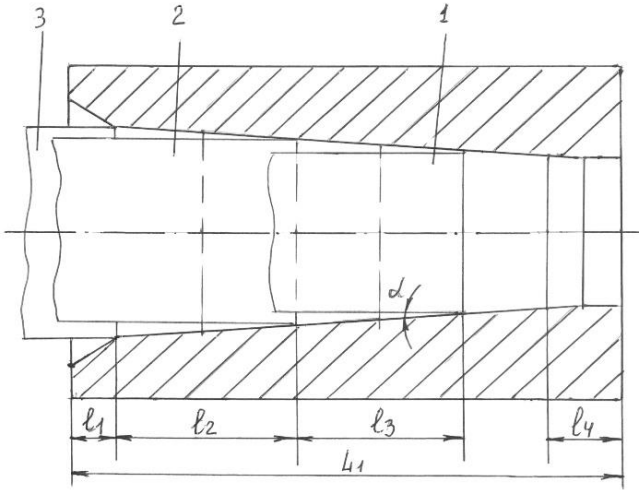


Рисунок 11 – Схема до розрахунку параметрів робочої поверхні матриці для центрування заготовок трьох типорозмірів: 1 – для Ø130 мм; 2 – для Ø150 мм; 3 – для Ø170 мм

На рис. 12 наведено два варіанта матриць для центрування відповідно заготовок Ø130 мм і Ø150 мм (рис. 12, а) та Ø150 мм і Ø170 мм (рис. 12, б).

Розрахунок, виконаний по вище наведеній методиці визначає довжини матриць представлених на рис. 12, а та рис. 12, б рівними $L_2 = L_3 = 295 \text{ мм} \approx 300 \text{ мм}$.

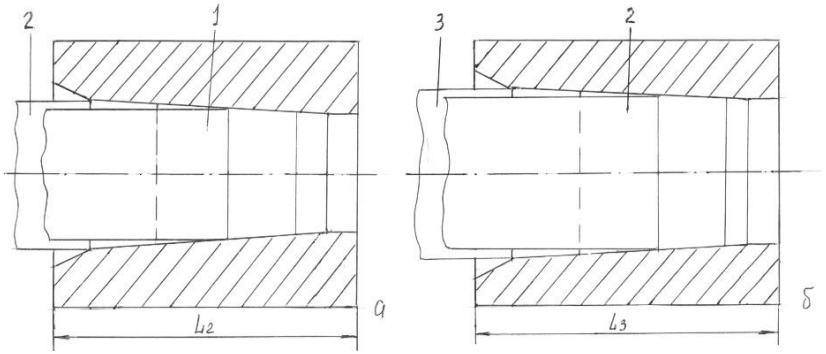


Рисунок 11 – Варіанти матриць для центрування заготовок: а) матриця для Ø130 мм і Ø150 мм; б) матриця для Ø150 мм і Ø170 мм; 1 – для Ø130 мм; 2 – для Ø150 мм; 3 – для Ø170 мм

Висновки

1. Процес косовалкового прошивання заготовки супроводжується підвищеною різностінністю її кінців, що знижує точність труб і призводить до підвищеної кінцевої обрізі, збільшуючи витратний коефіцієнт металу.

2. Аналіз точності гільз при косовалковому прошиванні показав, що основними заходами для зниження різностінності гільз є: профілювання передніх кінців гільз з одночасним їх зацентруванням, суворе дотримання технологічної осі лінії прошивного стана: співвісного розташування заготовки, оправки, гільзи і симетричного розташування в осередку деформації прокатного інструмента та інше.

3. Запропонована дільниця для підготовки заготовки до прошивання із модернізованою установкою профілювання переднього кінця заготовки, яка задається силовим гідроциліндром в конічну матрицю і одночасним зацентруванням переднього і заднього торців заготовки, відмінною особливістю якої є регулювання її за висотою в залежності від фактичного діаметра заготовки, що особливо актуально для БЛЗ круглого поперечного перетину, де коливання діаметра складає за ТУ ±1,5%.

4. Виконано аналіз пропозиції Г. М. Кущинського з підготовки переднього кінця гільзи за допомогою планетарної обкатки обоймою з холостими валками з одночасним зацентруванням переднього торця заготовки за допомогою силового гідроциліндра.

5. Для підвищення надійності цього процесу нами запропоновано здійснювати підготовку переднього кінця заготовки послідовно на двох позиціях з поперечною передачею між ними, причому на першій позиції здійснюється профілювання переднього кінця заготовки, а на другій –

зацентрування її торців при центруванні переднього кінця заготовки в конічній матриці.

6. Запропоновані процеси підготовки кінців заготовок до прошивання на косовалковому стані можуть бути рекомендовані для діаметрів заготовок від Ø120 мм до Ø230 мм на ТПА з автоматичним станом 140, безперервним станом 30-102 і трьохвалковим розкатним станом 200.

Перелік посилань

1. Грудев А. П., Маликин Л. Ф., Ханин М. И. Технология прокатного производства. Москва : Металлургия, 1994. 656 с.
2. Гуляев Г. И., Коба А. С., Миронов Ю. М. Совершенствование производства горячекатанных труб. Київ : Техніка, 1985. 136 с.
3. Потапов И. Н., Полухин П. И. Технология винтовой прокатки. Москва : Металлургия, 1994. 656 с.
4. Потапов И. Н., Романцев Б. А., Попов В. А. Исследование процесса калибровки и глубокой зацентровки заготовок. *Известия высших учебных заведений. Черная металлургия*. 1985. №3. С. 55-59.
5. Шеркунов В. Г., Корсаков А. А., Храмков Е. В. Исследование влияния различных факторов на качество гильз посредством компьютерного моделирования. *Черная металлургия : Бюллетень НТИ «Черметинформация».* 2016. №6. С. 59-63.
6. А. с. 1321493 СССР, МКИ В21 В19/04. Технологический инструмент прошивного стана / И. К. Гейко, К. И. Гейко, В. Я. Остренко, А. И. Козловский, А. А. Сильченко, Б. А. Резниченко и С. П. Михалев. №3950112/22-02 ; заявл. 03.09.1985 ; опубл. 07.07.1987, Бюл. №25 https://patents.su/6-1321493-tekhnologicheskijj-instrument-proshivnogo-stana.html
7. А. с. 1388125 СССР, МКИ В21 В19/04, В21 В39/02. Пневматический зацентровщик трубной заготовки / И. И. Онищенко, И. Н. Потапов, Г. И. Хаустов, В. Л. Дубинский, Н. С. Кирвалидзе, А. И. Варивода, Н. В. Дятлов и В. С. Андрющенко. №4146587/31-02; заявл. 02.10.1986 ; опубл. 15.04.1988, Бюл. №14 https://patents.su/2-1388125-pnevmaticheskijj-zacentrovshhik-trubnojj-zagotovki.html
8. А. с. 1657267 СССР, МКИ В21 J05/10. Гидравлическое устройство для зацентровки заготовок перед прошивкой / Б. Н. Лагутин, В. Я. Головачев, Л. В. Бабенко, Ф. К. Клименко, В. Е. Злобинский и В. С. Суровцев. №4662019/27; заявл. 15.03.1989; опубл. 23.06.1991, Бюл. №23 https://patents.su/3-1657267-gidravlicheskoe-ustrojjstvo-dlya-zacentrovki-zagotovok-pered-proshivkojj.html
9. А. с. 1222339 СССР, МКИ В21 В19/04, В21 В25/02. Устройство для подготовки заготовки под прошивку / П. М. Финагин, В. П. Подкустов, И. Н. Потапов, Р. И. Ахмедшин, Е. А. Волчков, Н. М. Родин, В. Ф. Рябов и В. В. Фролочкин. №3788427/22-02; заявл. 07.09.1984 ; опубл. 07.04.1986, Бюл. №.3 https://patents.su/6-1222339-ustrojjstvo-dlya-podgotovki-zagotovki-pod-proshivku.html
10. А.с. 263540 СССР, МКИ В21 В19/00. Устройство для подготовки конца заготовки перед прошивкой / Я. Л. Ваткин, Г. А. Бибик, В. М. Друян, Г. Н. Кущинский, В. В. Перчаник, И. Н. Попов и В. Н. Умеренков. №1311253/22-

02 ; заявл. 25.02.1969 ; опубл. 19.11.1970, Бюл. №.35 https://patents.su/2-286940-286940.html

11. Процеси підготовки заготовки до прошивання на косовалковому стані / С. В. Білодіденко, І. А. Мазур і ін. Фундаметальні та прикладні проблеми чорної металургії. 2024. Вип. 38. С. 482-500. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2024-38-482-500

12. Кущинский Г. Н. Исследование точности бесшовных труб и разработка мероприятий для ее повышения на косовалковых станах : дис. … канд. техн. наук 05.03.05. / Днепропетровский металлургический институт, Днепропетровск, 1971. 195 с.

13. А.с. 286940 СССР, МКИ В21 В19/04. Способ прошивки заготовки на косовалковом стане / Я. Л. Ваткин, Г. А. Бибик, В. М. Друян, Г. Н. Кущинский, В. В. Перчаник, Е. А. Романенко и В. Н. Умеренков. №1311252/22-02 ; заявл. 25.02.1969 ; опубл. 10.02.1970, Бюл. №.8 https://patents.su/1-263540-sposob-proshivki-zagotovki-na-kosovalkovom-stane.html

14. Прошивка заготовок с подготовленным передним концом / Я. Л. Ваткин, В. М. Друян, В. Н. Умеринов, Г. Н. Кущинский др. *Бюллетень ЦНИИЧМ.* 1971. Вып. 24. С. 34-35.

References

1. Grudev, A. P., Malykyn, L. F., & Hanin, M. Y. (1994). *Tehnologiya prokatnogo proizvodstva*. Moskva : Metallurgiya.

2. Gulyaev, H. Y., Koba, A. S., & Mironov, Yu. M. (1985). *Sovershenstvovanie proizvodstva goryachekatannyh trub.* Kyiv : Tekhnika.

3. Potapov, Y. N., & Poluhin, P. Y. (1994). *ehnologiya vintovoj prokatki.* Moskva : Metallurgiya.

4. Potapov, Y. N., Romancev, B. A., & Popov, V. A. (1985). Issledovanie processa kalibrovki i glubokoj zacentrovki zagotovok. *Izvestiya vysshih uchebnyh zavedenij. Chernaya metallurgiya,* (3), 55-59.

5. Sherkunov, V. G., Korsakov, A. A., & Hramkov E. V. (2016). Issledovanie vliyaniya razlichnyh faktorov na kachestvo gilz posredstvom kompyuternogo modelirovaniya. *Chernaya metallurgiya : Byulleten NTI "Chermetinformaciya",* (6), 59-63.

6. Gejko, I. K., Gejko, K. I., Ostrenko, V. Ya., Kozlovskij, A. I., Silchenko, A. A., Reznichenko B. A., & Mihalev. S. P. (1985). *Tehnologicheskij instrument proshivnogo stana.* (A.s. 1321493). Gosudarstvennyj komitet SSSR po delam izobretenij i otkrytij. https://patents.su/6-1321493-tekhnologicheskijj-instrument-proshivnogo-stana.html

7. Onishenko, I. I., Potapov, I. N., Haustov, G. I., Dubinskij, V. L., Kirvalidze, N. S., Varivoda, A.I ., Dyatlov N. V., & Andryushenko. V. S. (1988). *Pnevmaticheskij zacentrovshik trubnoj zagotovki.* (A.s. 1388125). Gosudarstvennyj komitet SSSR po delam izobretenij i otkrytij. https://patents.su/2-1388125-pnevmaticheskijj-zacentrovshhik-trubnojj-zagotovki.html

8. Lagutin, B. N., Golovachev, V. Ya., Babenko, L. V., Klimenko, F, K., Zlobinskij, V. E., & Surovcev, V. S. (1989). *Gidravlicheskoe ustrojstvo dlya zacentrovki zagotovok pered proshivkoj.* (A.s. 1657267). Gosudarstvennyj komitet SSSR po delam izobretenij i otkrytij. https://patents.su/3-1657267-gidravlicheskoe-

ustrojjstvo-dlya-zacentrovki-zagotovok-pered-proshivkojj.html

9. Finagin, P. M., Podkustov, V. P., Potapov, I. N., Ahmedshin, R. I., Volchkov, E. A., Rodin, N. M., Ryabov, V. F., & Frolochkin, V. V. (1984). *Ustrojstvo dlya podgotovki zagotovki pod proshivku.* (A.s. 1222339). Gosudarstvennyj komitet SSSR po delam izobretenij i otkrytij. https://patents.su/6-1222339-ustrojjstvo-dlya-podgotovki-zagotovki-pod-proshivku.htm

10. Vatkin, Ya. L., Bibik, G. A., Druyan, V. M., Kushinskij, G. N., Perchanik, V.V., Popov, I.N. & Umerenkov, V.N. (1970). *Ustrojstvo dlya podgotovki konca zagotovki pered proshivkoj.* (A.s. 263540). Komitet po delam izobretenij i otkrytij pri Sovete Ministrov SSSR. https://patents.su/2-286940-286940.html

11. Bilodidenko, S. V., Mazur, I. A, Uhriumov, Yu. D., Dobriak, V. N., & Uhriumov, D.I u. (2024). Protsesy pidhotovky zahotovky do proshyvannia na kosovalkovomu stani. *Fundametalni ta prykladni problemy chornoi metalurhii, 38,* 482-500. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2024-38-482-500

12. Kushinskij, G. N. (1971). *Issledovanie tochnosti besshovnyh trub i razrabotka meropriyatij dlya ee povysheniya na kosovalkovyh stanah* [Dissertaciya kandidata tehnicheskih nauk, Dnepropetrovskij metallurgicheskij institut].

13. Vatkin, Ya. L., Bibik, G. A., Druyan, V. M., Kushinskij, G. N., Perchanik, V. V., Popov, I. N. & Umerenkov, V. N. (1970). Sposob proshivki zagotovki na kosovalkovom stane. (A.s. 286940). Komitet po delam izobretenij i otkrytij pri Sovete Ministrov SSSR. https://patents.su/1-263540-sposob-proshivki-zagotovki-na-kosovalkovom-stane.html

14. Vatkin, Ya. L., Druyan, V. M., Umerinov, V. N., & Kushinskij, G. N. (1971). Proshivka zagotovok s podgotovlennym perednim koncom. *Byulleten CNIIChM, 24,* 34-35.

Yu. D. Uhriumov[1], Ph. D. (Tech.), Senior Engineer
V. D. Dobriak[1], Ph. D. (Tech.), Senior Engineer
I. A. Mazur[2,*], Ph. D. (Tech.), Associate professor, ORCID 0000-0003-2177-7110
D. Yu. Uhriumov[3], Technical Director

[1] *SE "Ukrainian institute for designing iron and steel works"*
[2] *Ukrainian State University of Science and Technologies*
[3] *LLC "Marine Survey Company"*

[*] *Corresponding author: i.a.mazur@ust.edu.ua*

NEW PROCESSES FOR PREPARING BLANKS FOR STITCHING ON A SLANTING ROLL MILL

Abstract. The issue of improving the production of sleeves on oblique-roll piercing mills of various pipe rolling units is relevant due to their impact on the quality of the resulting pipes and the productivity of the units, as well as due to the complexity of the piercing process itself. One of the important indicators of the quality of the sleeves obtained is the accuracy of their wall thickness, which, due to the peculiarities of the process, has an increased value at the front and rear ends, which

leads to an increase in the cut of the pipe ends and an increase in the metal consumption coefficient. To improve the piercing process, a number of technical solutions have been proposed for preparing blanks for piercing both by centering their ends and profiling on the cone of the front end. In this case, such preparation can be carried out both separately and practically simultaneously. Previously, the process of preparing a sleeve was considered, when the profiling of its front end is carried out by pressing into a conical matrix using a power hydraulic cylinder, and the formation of a centering hole is carried out from the side of the front end of the workpiece using another power hydraulic cylinder. To preserve the axis of the matrix and the workpiece when changing its diameter, both in connection with a change in the assortment and fluctuations in the diameter within one standard size, it is proposed to change the position of the workpiece in height and the corresponding design of the installation. G. M. Kuschinsky proposed a method and device for preparing the front ends of the workpieces before stitching on a cross-rolling mill of a pipe rolling unit 200 with a three-roll rolling mill. A feature of this technology is the planetary running-in of the front end of the workpiece and simultaneous (at one position) centering of the front end using a power hydraulic cylinder. Given the complexity of the equipment and, as a result, its low reliability, a method of preparing the front end of the workpiece sequentially at the first position with profiling of the front end by planetary running-in with a drive cage with idle rollers, followed by transverse transfer of the workpiece to the second position, where the front end is centered in a conical matrix with simultaneous centering of the rear and front ends of the workpiece, is considered. New technologies allow to increase the accuracy of pipes by reducing the final wall difference to 4÷5%, which leads to a reduction in the cut of the front ends of pipes by 1.5÷2.0 times. The proposed new technical solutions for preparing the ends of the workpieces before threading on a cross-rolling mill can be used on pipe rolling units with automatic, three-roll, rolling mill and others, which will allow to reduce the wall difference of the ends of sleeves and pipes, and reduce the metal consumption factor.

Key words: blanks, slant-roll piercing mill, sleeve, sleeve accuracy, workpiece preparation area, hydraulic cylinder, rotary table, roller table, matrix, punch, centering hole, planetary running-in of workpieces, metal consumption coefficient.

For citation: Uhriumov, Yu. D., Dobriak, V. D., Mazur, I. A., & Uhriumov, D. Yu. (2026). New processes for preparing blanks for stitching on a slant roll mill. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 40, 501-524. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-030

Рукопис надійшов до редакції / Received 14.11.2025
Рекомендовано до друку / Accepted 28.05.2026
Опубліковано / Published 30.05.2026

ISSN 2522-9117 (print), ISSN 2786-6149 (online)
"Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії". 2026. Випуск 40.
"Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy". 2026. Issue 40

https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-031

УДК 620.18:539.26:669.14.018.29:621.778

М. Ю. Амбражей[1,*], аспірант, ORCID 0000-0002-6564-4312

[1] *Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України*

[*] *Адреса для листування: ambrazhey@gmail.com*

МЕТОДИКА ОЦІНЮВАННЯ ЕВОЛЮЦІЇ ТОНКОЇ СТРУКТУРИ НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВОЇ СТАЛІ ПІД ЧАС ВИГОТОВЛЕННЯ СТАБІЛІЗОВАНОЇ ХОЛОДНОДЕФОРМОВАНОЇ АРМАТУРИ

Анотація. Запропоновано методику оцінювання параметрів тонкої структури низьковуглецевої сталі SAE1018 під час складної комбінованої обробки. Основним інструментом для проведення досліджень обрано метод рентгеноструктурного аналізу профілів дифракційних ліній. Виконано порівняльний аналіз двох методів розділення впливу розмірного та деформаційного ефектів на істинне фізичне уширення дифракційних максимумів. Встановлено, що класичний метод гармонічного аналізу Воррена-Авербаха має певні обмеження для сильно текстурованої сталі, що обумовлено виникненням систематичних математичних артефактів (хибне обнулення мікродеформацій) за рахунок інверсії амплітудних коефіцієнтів Фур'є. Показано, що для коректного кількісного оцінювання параметрів субструктури сталі SAE1018, яка характеризується вираженою текстурою необхідно застосовувати метод Хальдера-Вагнера, який враховує інтегральні характеристики рентгенівського профілю та виявляється значно стійкішим до впливу анізотропії структури. Автоматизацію математичної обробки масивів дифракційних даних, деконволюцію профілів за Стоксом та апроксимацію функціями Гауса та Лоренца реалізовано за допомогою розробленого авторського алгоритму мовою програмування Python з використанням бібліотек NumPy та SciPy. Досліджено та описано еволюцію тонкої структури низьковуглецевої сталі SAE1018 на різних технологічних етапах виготовлення стабілізованої холоднодеформованої арматури в мотках. Показано, що після термічного зміцнення катанки зі сталі SAE1018 формується мультифазна структура з високою густиною дислокацій на поверхні прокату та значними мікродеформаціями кристалічної ґратки в центральній частині. Встановлено, що холодна пластична деформація катанки з подальшим профілювання її поверхні призводить до зростання мікродеформацій та витягування зерен і субзерен уздовж напрямку волочіння, а фінішна стабілізуюча механоциклічна обробка ініціює різні механізми структурної релаксації за перерізом

© М. Ю. Амбражей, 2026

Це стаття відкритого доступу за ліцензією CC BY-NC-ND 4.0
https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/legalcode.uk

арматурного прокату. У поверхневих шарах арматури, що зазнають знакозмінної деформації з максимальною амплітудою, спостерігається зниження рівня мікродеформацій одночасно зі зменшенням розмірів областей когерентного розсіювання, що свідчить про формування субзеренної структури та перерозподіл дислокацій із внутрішніх об'ємів субзерен до їхніх меж. В осьовій зоні арматурного прокату мікродеформації залишаються достатньо високими, проте розмір блоків збільшується, що очевидно пов'язано з укрупненням субструктурних елементів унаслідок можливої коалесценції субзерен. Сукупна дія обох процесів очевидно сприяє підвищенню макроскопічної пластичності холоднодеформованої арматури та її здатності до релаксаційного перерозподілу локальних напружень завдяки збільшенню середньої довжини вільного пробігу рухливих дислокацій.

Ключові слова: низьковуглецева сталь, арматурний прокат, деформація, механічні властивості, структура, термічна обробка, охолодження, волочіння, моделювання.

Посилання для цитування: Амбражей М. Ю. Методика оцінювання еволюції тонкої структури низьковуглецевої сталі під час виготовлення стабілізованої холоднодеформованої арматури. *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії.* 2026. Вип. 40. С. 525-547. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-031

Вступ

Виробництво холоднодеформованої арматури (ХДА) періодичного профілю в мотках належить до перспективних напрямів сучасної металовиробної промисловості. Застосування ХДА в будівництві дозволяє заощаджувати до 10–12% сталі за рахунок підвищення міцності арматури, яка не піддається попередньому напруженню, а також зменшувати втрати металу на 5–7% порівняно з прокатом у мірних довжинах. Формування заданого комплексу механічних властивостей ХДА ($\sigma_{0,2}$ = 500–600 МПа, $A_{gt} \geq 2{,}5\%$) може досягатися за рахунок застосування різних, нетипових технологічних операцій для катанки з низьковуглецевих сталей звичайної якості та може включати стадію її термічного зміцнення (формування мартенситу самовідпуску на поверхні) та подальшу холодну пластичну деформацію із профілюванням у роликових касетах [1].

Важливим технологічним етапом виробництва ХДА, що забезпечує необхідний рівень пластичності та релаксаційної стійкості готової металопродукції є операція її стабілізації. У технології виготовлення ХДА для стабілізуючого впливу широко застосовується механоциклічна обробка (МЦО) у роликових правильних пристроях [2]. При виконанні зазначеної операції профільований арматурний прокат піддають циклічному знакозмінному вигину з згасаючою амплітудою в

умовах поздовжнього натягу [3]. З практики обробки металів тиском відомо, що така схема навантаження сприяє підвищенню пластичності за деякого зменшення характеристик міцності [4, 5]. Хоча зазначена технологічна операція відома достатньо давно [6], у роботах авторів [3, 6–8] розглянуто лише аспекти формування та перерозподілу залишкових напружень. При цьому питання впливу структурних чинників на підвищення пластичності арматурних сталей за циклічного знакозмінного вигину досі залишаються предметом активних дискусій. Відомо, що епюра напружень під час згинання сталевого прутка є вкрай неоднорідною: поверхневі шари піддаються знакозмінній пластичній деформації з максимальною амплітудою, в той час як центральна зона знаходиться поблизу нейтральної осі вигину і майже не деформується [9,10]. Такий різний розподіл напружень очевидно повинен призводити до принципово різних шляхів еволюції дислокаційної субструктури за перерізом ХДА, що, у свою чергу, визначає особливості формування механічних властивостей готової металопродукції.

Мета роботи – розробка методики оцінювання структурного стану низьковуглецевої сталі SAE1018 на рівні тонкої структури для визначення механізму зміни механічних властивостей на етапах її виготовлення та перероблення, що включають термічне зміцнення катанки, подальшу холодну пластичну деформацію, профілювання поверхні та фінішну механоциклічну обробку.

Методика дослідження

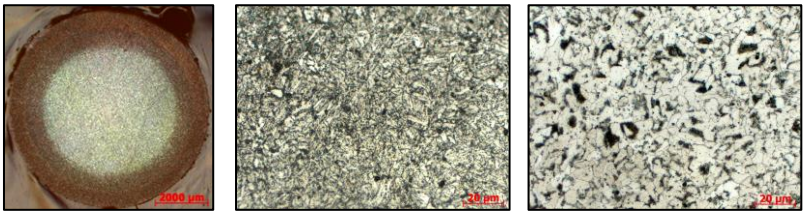
Для проведення досліджень використано:

1) катанку промислового виробництва зі сталі SAE1018 (ASTM A510M) діаметром 7,5 мм, піддану термічному зміцненню, шляхом двостадійного водо-повітряного охолодження на дрібносортно-дротяному прокатному стані 250/150-6 з формуванням мартенситу самовідпуску на поверхні та ферито-перлітною серцевиною (рис. 1).

2) холоднодеформовану арматуру номінальним діаметром 6,0 мм, отриману способом волочіння катанки з досліджуваної сталі SAE1018 та наступним профілюванням поверхні у роликовій касеті Eurolls CL25CB33.

3) стабілізовану холоднодеформовану арматуру номінальним діаметром 6,0 мм після МЦО у роликовому правильному пристрої.

Хімічний склад сталі та механічні властивості вихідної катанки та холоднодеформованої арматури до і після стабілізації наведено у табл. 1, 2 відповідно.



а б в

Рисунок 1 – Структура катанки зі сталі SAE1018 після термічного зміцнення: а – загальний вид (макроструктура), б – поверхня; в – осьова зона.

Таблиця 1 – Хімічний склад досліджуваної сталі SAE1018.

Вміст елементів, % (ваг.)								C_e, %
C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Cu	
0,20	0,61	0,08	0,036	0,008	0,020	0,010	0,020	0,31

Примітка: вуглецевий еквівалент C_e розраховано відповідно до вимог ДСТУ 3760:2019 [11].

Таблиця 2 – Механічні властивості вихідної катанки та арматурного прокату.

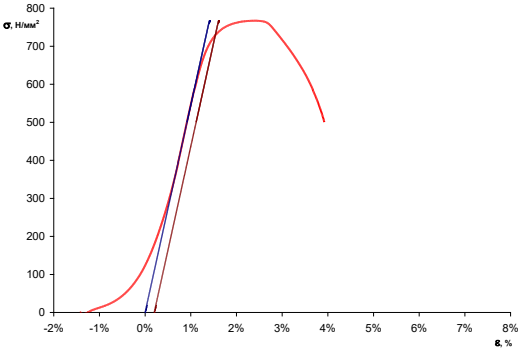
Стан	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_в/\sigma_{0,2}$	δ_{100}, %	δ_5, %	δ_p, %	A_{gt}, %
катанка	447	540	1,21	20,1	31,0	15,9	16,2
ХДА	733	768	1,05	3,9	11,2	0,8	1,2
ХДА+МЦО	537	638	1,19	8,2	17,6	4,2	4,5

Додаткова інформація щодо особливостей технології ХДА та вихідної катанки наведена у роботі [1].

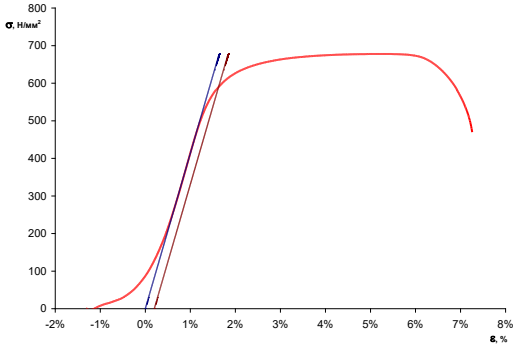
На рис. 2 наведено типовий вигляд умовних діаграм одновісного розтягу холоднодеформованої арматури до і після проведення МЦО.

Для оцінки структурного стану та густини дефектів кристалічної будови застосовано метод рентгеноструктурного аналізу (РСА), вибір якого, як основного методу дослідження обумовлений двома ключовими факторами. РСА інтегрує дифракційний сигнал з площі опромінення у кілька квадратних міліметрів і з глибини проникнення рентгенівського випромінювання, що забезпечує статистично репрезентативне усереднення отриманих параметрів (середня щільність дислокацій, середньоквадратичні мікродеформації, розмір областей когерентного розсіяння) у межах досліджуваної зони матеріалу. Трансмісійна електронна мікроскопія (ТЕМ), навпаки, характеризується надвисокою локальністю: об’єм досліджуваного матеріалу в тонкій фользі зазвичай не перевищує 10^{-6}–10^{-4} мм^3 [12], що робить результати уразливими до статистичних відхилень за

структурними характеристиками та не дозволяє репрезентативно екстраполювати їх на відповідний об'єм зразка без похибки.



а



б

Рисунок 2 – Умовні діаграми одновісного розтягу ХДА: а – до проведення МЦО, б – після проведення МЦО.

Специфіка підготовки зразків для ТЕМ (електролітичне полірування, іонне травлення або прецизійне вирізання за допомогою сфокусованого іонного пучку) завжди супроводжується частковою релаксацією залишкових напружень через малу товщину об'єкта. У більшості випадків це призводить до перерозподілу або анігіляції дислокацій біля вільних поверхонь, а також до внесення додаткових артефактів (наприклад, через вплив холодної пластичної деформації, аморфізації поверхневого шару чи імплантації іонів) [12]. РСА відноситься до умовно неруйнівного методу, що дозволяє досліджувати масивні зразки, мінімізуючи штучні спотворення та забезпечуючи максимальне збереження вихідного напружено-деформованого стану металу.

При цьому, застосування ТЕМ для кількісної оцінки густини

дислокацій у сильно деформованих станах ($\rho_{\perp} > 3 \cdot 10^9$ см$^{-2}$) [13] фізично обмежено ефектом перекриття полів напружень від сусідніх дефектів [14]. Щільний дислокаційний «ліс» і загальний дифракційний контраст роблять неможливим застосування класичних методів підрахунку густини дислокацій, зокрема методом Хема [13–15]. У зв'язку з цим рентгенівський аналіз уширення профілю лінії є найбільш достовірним та статистично значущим методом оцінки повної густини дислокацій для досліджуваних високоміцних станів металу.

Враховуючи структурну неоднорідність за перерізом арматури, а також вплив деформації вигином, рентгенівську зйомку з використанням дифрактометра ДРОН-3.0 у монохроматизованому *Co-Kα* випромінюванні проводилась у двох зонах: на поверхні (пласка частина поверхні тристороннього арматурного профілю) та в осьовій (центральній) зоні прокату. Вертикальна та горизонтальна розбіжність пучку обмежувалась за допомогою системи щілин. Під час досліджень застосовано обертання зразків за допомогою гоніометричної приставки. Зйомка дифракційних ліній (110) та (220) α-Fe відбувалась з кроком 0,01°. Як еталон для визначення істинного фізичного уширення рентгенівських максимумів використано пресований у прес-формі за ISO 3927:2017 і відпалений за температури 680 °C у вакуумі циліндричний зразок з порошку карбонільного заліза. Типовий вигляд інтерференційних ліній (220) еталону та досліджуваних зразків зі сталі SAE1018 на різних етапах виготовлення арматурного прокату наведено на рис. 3.

Враховуючи уширення та перекриття ліній у деформованому стані, класичний аналітичний метод поділу дублету за Речингером [16] не застосовувався з метою уникнення лавинного накопичення помилок на периферійних ділянках профілю дифракційної лінії. Виділення фізичного профілю синглету $K\alpha_1$ після коригування фону проведено у програмному комплексі «Fityk» [17] шляхом повнопрофільної апроксимації функціями Фойгта. Параметри синглету $K\alpha_2$ були жорстко пов'язані з параметрами синглету $K\alpha_1$ фізичними співвідношеннями: інтенсивність синглету $K\alpha_2$ задавалась як 0,5 від інтенсивності синглету $K\alpha_1$, кутове положення синглетів пропорційне відношенню довжин рентгенівських хвиль ($\sin\theta_2 = \frac{\lambda_2(K\alpha_2)}{\lambda_1(K\alpha_1)} \cdot \sin\theta_1$), а фізична ширина і форма синглетів є однаковими. Автоматизація математичної обробки масивів дифракційних даних, деконволюція профілів за Стоксом, розрахунок коефіцієнтів Фур'є та інтегральної ширини ліній, а також визначення параметрів субструктури за методами Воррена-Авербаха та Хальдера-Вагнера здійснювалась за допомогою розробленого авторського алгоритму за допомогою мови

програмування Python. Для виконання матричних обчислень, згладжування, інтерполяції та статистичної лінійної регресії використовувалися спеціалізовані математичні бібліотеки NumPy та SciPy. Графічна візуалізація результатів математичного моделювання (побудова апроксимуючих прямих, ідентифікація аномалій коефіцієнтів Фур'є та побудова профілів розподілу мікродеформацій) проводилась за допомогою бібліотеки Matplotlib.

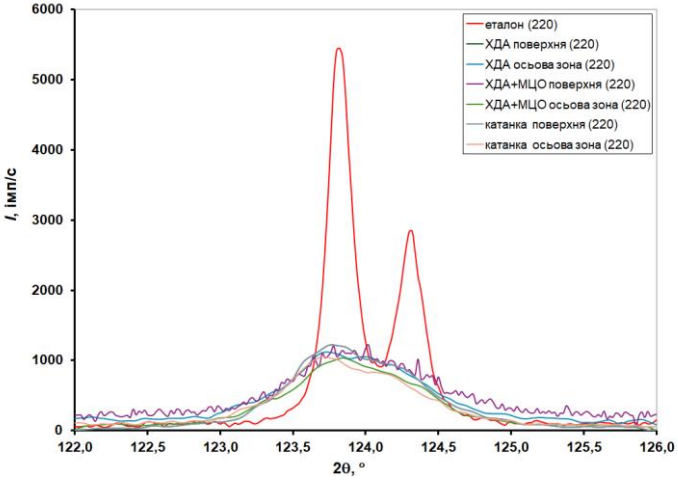


Рисунок 3 – Інтерференційні лінії (220) еталону та досліджуваних зразків зі сталі SAE1018 у монохроматизованому *Co-Kα* випромінюванні.

Результати дослідження та їх обговорення

За допомогою методу РСА проведено аналіз профілів рентгенівських ліній для оцінки еволюції дисперсності блоків та дислокаційної субструктури на поверхні та в осьовій зоні арматурного прокату. Рентгеноструктурний аналіз профілів дифракційних ліній дає змогу визначити істинне фізичне уширення дифракційного піку та розділити його на два складники, зумовлені різними фізичними причинами:

1. Розмірний ефект, пов’язаний із кінцевим розміром областей когерентного розсіювання (ОКР). Його характеризують ефективним розміром ОКР, позначеним як D.

2. Деформаційний ефект, зумовлений наявністю мікродеформацій кристалічної ґратки. Кількісною характеристикою цього ефекту є середньоквадратична мікродеформація кристалічної ґратки, що позначається як $(\varepsilon^2)^{1/2}$ або ε.

Розподіл вкладів дисперсності та мікродеформацій у загальне уширення рентгенівських максимумів проводилось двома методами.

Метод Воррена-Авербаха [18, 19] або метод гармонічного аналізу – є математичним методом оцінки профілю рентгенівських дифракційних ліній. На відміну від більш простого та розповсюдженого методу Вільямсона-Холла [20], він не потребує жодних апріорних припущень щодо аналітичної форми піку (функції Гауса або Лоренца). Так, у класичному методі Вільямсона-Холла, у якості функції згортки використовується операція алгебраїчного додавання, яке передбачає математичне припущення, що обидва ефекти уширення рентгенівських максимумів (уширення від зменшення розміру ОКР та збільшення мікродеформацій) формують профілі, що описуються функцією Лоренца [20, 21].

Метод базується на припущенні, що істинний фізичний профіль лінії можна розкласти в ряд Фур'є, де кожен комплексний коефіцієнт $A(L,s)$ для заданої довжини колонки кристалітів L та вектору розсіювання s є добутком двох незалежних складових:

$$A(L,s) = A^{size}(L) \cdot A^{strain}(s,L), \quad (1)$$

де $A^{size}(L)$ – розмірний коефіцієнт, не залежить від порядку відбиття (кута дифракції) і пов'язаний виключно з дисперсністю блоків.

$A^{strain}(s,L)$ – деформаційний коефіцієнт, залежить від вектору розсіювання $s = \frac{2\sin\theta}{\lambda}$ і описується експоненційною залежністю від середньоквадратичної мікродеформації $\langle\epsilon^2(L)\rangle$:

$$A^{strain}(s,L) = \exp(-2\pi^2 s^2 L^2 \langle\epsilon^2(L)\rangle) \quad (2)$$

Для розділення цих двох внесків необхідно провести вимірювання як мінімум двох порядків відбиття від однієї системи площин (наприклад, {110} та {220}). Базове рівняння логарифмується, що перетворює експоненту на лінійну функцію:

$$\ln A(L,s) = \ln A^{size}(L) - 2\pi^2 s^2 L^2 \langle\epsilon^2(L)\rangle \quad (3)$$

Для фіксованого значення L це рівняння має вигляд прямої $y = c - mx$, де вісь Y – $\ln A(L,s)$, а вісь X – $s^2 = \left(\frac{2\sin\theta}{\lambda}\right)^2$.

Пряма будується через експериментальні точки різних порядків відбиття і екстраполюється до нульового вектору розсіювання ($s^2 = 0$).

Апаратне уширення рентгенівського максимуму відокремлюють методом деконволюції за Стоксом [22]. Для цього обчислюються комплексні коефіцієнти Фур'є для зразка $H(n)$ та еталона $G(n)$, а фізичні коефіцієнти $A(L)$ розраховують за формулою (4):

$$F(n) = \frac{H(n)}{G(n)} \tag{4}$$

Для низки обраних довжин колонок L будуються лінійні графіки $\ln A(L)$ від s^2.

Мікродеформації (ϵ) визначаються з нахилу (m) цих прямих:

$$\langle \epsilon^2(L) \rangle^{1/2} = \sqrt{\frac{-m}{2\pi^2 L^2}} \tag{5}$$

Це дозволяє отримати функцію розподілу деформацій в залежності від масштабу розгляду (відстань L).

Точка перетину графіків з віссю ординат (при $s^2 = 0$) відсікає вплив деформацій і визначає логарифм розмірного коефіцієнту $\ln A^{size}(L)$, експонуючи який отримується функція $A^{size}(L)$.

Розмір ОКР (D_s) визначається за нахилом дотичної до кривої $A^{size}(L)$ при $L \to 0$. Ефективний поверхнево-зважений розмір блоків розраховується за наступною формулою:

$$D_s = -\left(\frac{dA^{size}(L)}{dL}\right)^{-1}_{L \to 0} \tag{6}$$

Проте, такий метод є чутливим до точності виділення периферійних ділянок профілю дифракційних ліній та фону, що може призводити до математичних артефактів – «ефект гака» [23] та неможливості отримання коректних значень розміру ОКР та мікродеформацій. Для компенсації «ефекту гака» розрахунок D_s проводився апроксимацією в діапазоні L=10–40 Å.

Як було зазначено вище, основна складність класичного методу Вільямсона-Холла полягає у виборі апроксимуючої функції для розділення внесків розміру ОКР та мікродеформацій. Класичний метод передбачає або суто гаусівську або суто лоренцеву функцію для опису форми фізичного профілю. Проте, найбільш фізично обґрунтованою є функція Фойгта (згортка функцій Гауса та Лоренца). Метод Хальдера-Вагнера – це математичне уточнення методу Вільямсона-Холла, яке базується на використанні функції Фойгта [24, 25].

Метод Хальдера-Вагнера засновано на наступних припущеннях:

1. Розмірне уширення (через дисперсність блоків) описується функцією Коші/Лоренца (β_C).

2. Деформаційне уширення (через вплив мікродеформацій ґратки) описується функцією Гауса (β_G).

3. Згортка цих двох функцій (апроксимація Фойгта) для інтегральної

ширини β_f емпірично описується рівнянням $(\beta_f)^2 = \beta_C\beta_f + (\beta_G)^2$.

Підставивши у це рівняння формулу Шеррера [26] ($\beta_C = \frac{K\lambda}{D\cos\theta}$) та формулу Стокса-Вілсона [27] ($\beta_G = 4\epsilon\,\mathrm{tg}\,\theta$), отримуємо:

$$(\beta_f)^2 = \left(\frac{K\lambda}{D\cos\theta}\right)\beta_f + 16\epsilon^2\frac{\sin^2\theta}{\cos^2\theta} \tag{7}$$

Для того, щоб перетворити отримане нелінійне рівняння у зручне лінійне прямої типу $y = mx + c$, обидві його частини треба помножити на $\frac{\cos^2\theta}{\sin^2\theta}$. Тоді остаточне рівняння Хальдера-Вагнера набуде вигляду:

$$\left(\frac{\beta_f\cos\theta}{\sin\theta}\right)^2 = \frac{K\lambda}{D}\left(\frac{\beta_f\cos\theta}{\sin^2\theta}\right) + 16\epsilon^2 \tag{8}$$

Для кожного рентгенівського максимуму (зразок та еталон) визначається інтегральна ширина β_s та β_{st} відповідно [23] та розраховується фізичне розширення β_f(вилучення інструментальної складової). При невідомій функції, що описує форму максимуму використовується середнє геометричне наближення, як таке, що є найбільш близьким до істинного значення [28]:

$$\beta_f = \sqrt{(\beta_s - \beta_{st})\sqrt{\beta_s^2 - \beta_{st}^2}} \tag{9}$$

Для кількох порядків відбиття (наприклад, {110} та {220}) будується графік точок у координатах: вісь Y – $\left(\frac{\beta_f\cos\theta}{\sin\theta}\right)^2$, вісь X – $\frac{\beta_f\cos\theta}{\sin^2\theta}$.

Лінія, проведена через зазначені точки, екстраполюється до перетину з віссю Y ($X = 0$).

Об'ємно-зважений розмір блоків (D_V) визначається за нахилом прямої (m):

$$D_V = \frac{K\lambda}{m} \tag{10}$$

де K – константа Шеррера (з огляду на використання інтегральних ширин фактор форми прийнятий рівним K=1,0); λ – довжина хвилі випромінювання.

Мікродеформації (ε): Визначаються з точки перетину прямої з віссю ординат (c):

$$\epsilon = \frac{\sqrt{c}}{4} \tag{11}$$

Оцінка густини дислокацій проводилась за моделлю Вільямсона-Смоллмена [29]. Згідно з цією моделлю, загальна густина дислокацій у деформованому матеріалі складається з двох складників: дислокацій, що знаходяться у тілі зерен (генерують поля напружень ε) та дислокацій, що утворюють малокутові границі субзерен/блоків (зменшують розмір D). Загальна густина дислокацій визначена в рамках адитивної моделі, яка передбачає незалежний внесок розмірного та деформаційного факторів.

Густина дислокацій, які визначають рівень мікродеформацій всередині ОКР, визначається за формулою:

$$\rho_\epsilon = \frac{k \cdot \langle \epsilon^2 \rangle}{b^2} \tag{12}$$

де b – модуль вектора Бюргерса, м (для α-Fe дорівнює ~ 2,48 Å); k – константа, що залежить від типу кристалічної ґратки та характеру розподілу дислокацій (для α-Fe приймається 14,4).

Густина дислокацій (ρ_D), зосереджених у субграницях, що формують блоки розміром D, визначається за виразом:

$$\rho_D = \frac{3n}{D^2} \tag{13}$$

де D – розмір ОКР, м; n – кількість дислокацій на кожній грані блоку (для сильно деформованих сталей зазвичай приймають $n = 1$).

Відповідно, формула (13) спрощується до наступного виразу:

$$\rho_D = \frac{3}{D^2} \tag{14}$$

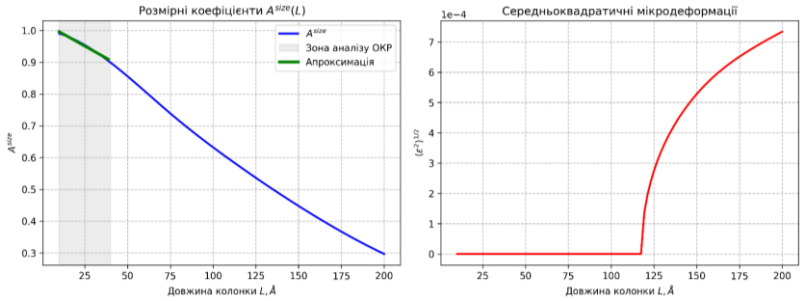
Результати визначення параметрів субструктури за методом гармонічного аналізу Воррена-Авербаха наведено у табл. 3 та на рис. 4-9.

Оцінювання результатів, отриманих за методом Воррена-Авербаха, виявило низку методичних обмежень, пов'язаних із особливостями структурного стану досліджуваних зразків. Зокрема, для більшості отриманих залежностей середньоквадратичних мікродеформацій $\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2}$ від довжини колонки L спостерігається аномальна область у діапазоні малих значень L (10–115 Å), де криві збігаються з нульовою лінією.

Математично така поведінка зумовлена інверсією амплітудних коефіцієнтів Фур'є: для вказаного інтервалу експериментальні значення A_n рефлексу виявилися чисельно більшими, ніж для лінії (110), що призводить до додатного нахилу лінійної апроксимації у координатах $\ln A - s^2$ та дає від'ємні значення квадрата деформацій, яким алгоритм примусово надає нульових значень.

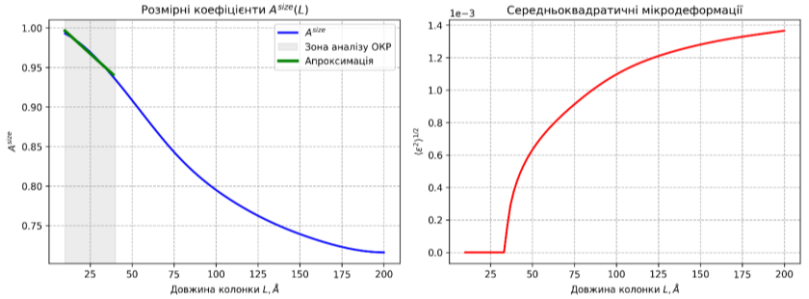
Таблиця 3 – Параметри субструктури дослідних зразків, що визначені методом Воррена-Авербаха на різних етапах виробництва ХДА.

Стан	Місце	D_S, нм	$(\varepsilon^2)^{1/2}$	ρ_ϵ, см$^{-2}$	ρ_D, см$^{-2}$	ρ, см$^{-2}$
Вихідна катанка	Поверхня	33,1	0	0	$2{,}73\cdot10^{11}$	$2{,}73\cdot10^{11}$
	Центр	51,8	$6{,}33\cdot10^{-4}$	$9{,}35\cdot10^{9}$	$1{,}12\cdot10^{11}$	$1{,}21\cdot10^{11}$
ХДА	Поверхня	86,8	$1{,}52\cdot10^{-3}$	$5{,}43\cdot10^{10}$	$3{,}98\cdot10^{10}$	$9{,}41\cdot10^{10}$
	Центр	61,7	$8{,}53\cdot10^{-4}$	$1{,}70\cdot10^{10}$	$7{,}89\cdot10^{10}$	$9{,}59\cdot10^{10}$
ХДА+МЦО	Поверхня	39,5	0	0	$1{,}93\cdot10^{11}$	$1{,}93\cdot10^{11}$
	Центр	64,8	$5{,}77\cdot10^{-4}$	$7{,}79\cdot10^{9}$	$7{,}15\cdot10^{10}$	$7{,}93\cdot10^{10}$



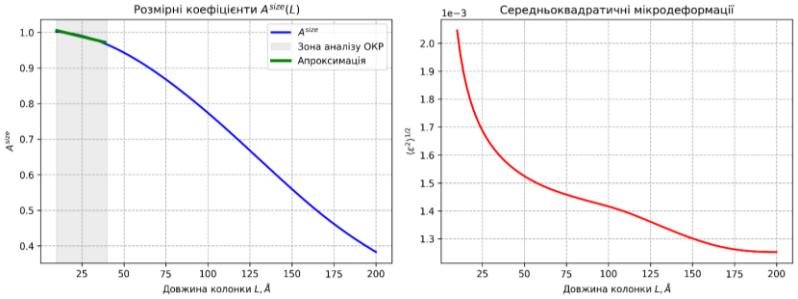
а б

Рисунок 4 – Залежність розмірних коефіцієнтів Фур'є (а) та середньо-квадратичних мікродеформацій (б) від довжини колонки L для поверхневого шару вихідної катанки.



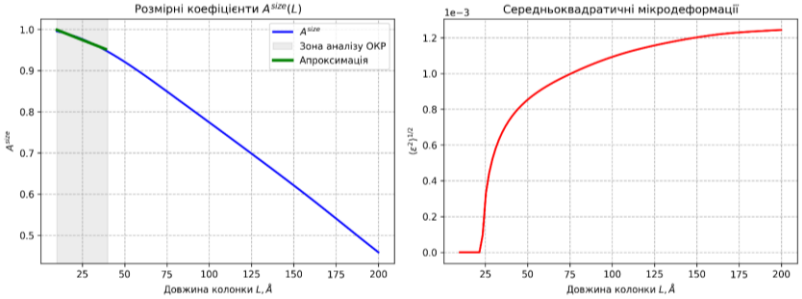
а б

Рисунок 5 – Залежність розмірних коефіцієнтів Фур'є (а) та середньоквадратичних мікродеформацій (б) від довжини колонки L для центральної зони вихідної катанки.



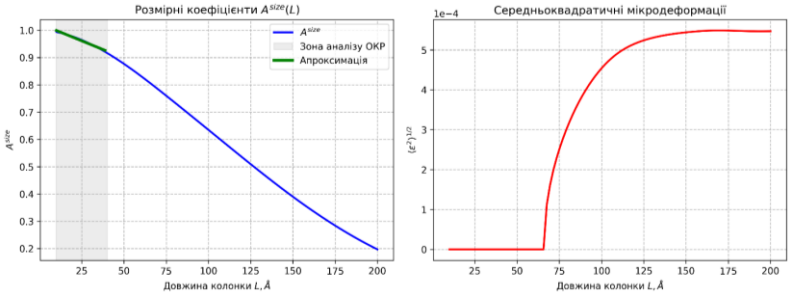
а б

Рисунок 6 – Залежність розмірних коефіцієнтів Фур'є (а) та середньоквадратичних мікродеформацій (б) від довжини колонки L для поверхневого шару після волочіння вихідної катанки (стан ХДА).



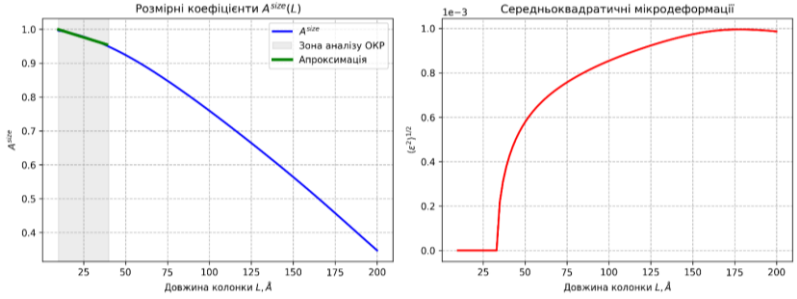
а б

Рисунок 7 – Залежність розмірних коефіцієнтів Фур'є (а) та середньоквадратичних мікродеформацій (б) від довжини колонки L для центральної зони після деформації вихідної катанки (стан ХДА).



а б

Рисунок 8 – Залежність розмірних коефіцієнтів Фур'є (а) та середньоквадратичних мікродеформацій (б) від довжини колонки L для поверхневого шару після деформації вихідної катанки та стабілізації ХДА (стан ХДА+МЦО).



а б

Рисунок 9 – Залежність розмірних коефіцієнтів Фур'є (а) та середньоквадратичних мікродеформацій (б) від довжини колонки L для осьової зони після деформації вихідної катанки та стабілізації ХДА (стан ХДА+МЦО).

Унаслідок цього для зразків із поверхневого шару (вихідна катанка та стан після ХДА та МЦО) розрахункове значення мікродеформацій на базовій довжині L = 50 Å хибно визначається як нульове.

Ймовірною фізичною причиною такої інверсії є сильний вплив текстуроутворення та анізотропії форми зерен, сформованих унаслідок холодної пластичної деформації, що спотворює профіль відбиття (220). Єдиним винятком серед досліджених зразків виявився поверхневий шар холоднодеформованої арматури, для якого метод продемонстрував результати, які добре узгоджуються з класичними теоретичними уявленнями – мікродеформації досягають максимальних значень у зоні найменших розмірів блоків та монотонно зменшуються зі збільшенням довжини колонки. Отримані дані свідчать про те, що класичний метод Воррена-Авербаха є чутливим до анізотропії та текстурних спотворень дифракційних профілів у холоднодеформованих сталях, що призводить до математичних артефактів на початкових ділянках отриманих коефіцієнтів Фур'є. Це свідчить, про необхідність залучення додаткових, більш стійких методів оцінки тонкої структури, які оперують інтегральними характеристиками рентгенівського профілю та дозволяють коректно визначати параметри субструктури металу в умовах вираженої анізотропії структури за перерізом арматурного профілю.

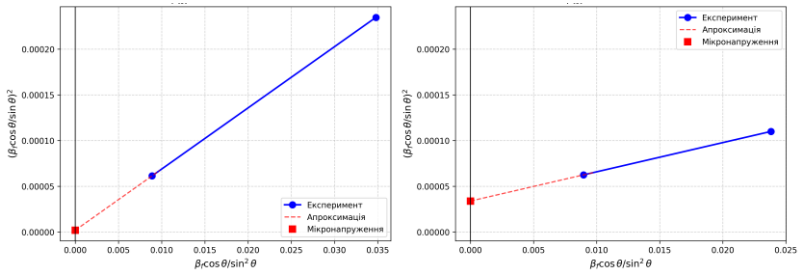
Результати визначення параметрів субструктури за методом Хальдера-Вагнера наведено у табл. 4 та на рис. 10-12.

Проведений аналіз засвідчив про суттєві обмеження методу Воррена-Авербаха під час дослідження холоднодеформованої сталі, оскільки отримані результати значною мірою залежать від анізотропії кристалічної структури та текстурної складової дифракційних профілів. Унаслідок пластичної деформації вплив анізотропії кристалічної структури та текстурної складової проявляється у характерних змінах форми та

параметрів дифракційних профілів, зокрема у збільшенні статистичного розкиду експериментальних значень інтенсивності відносно їхнього очікуваного середнього, підвищенні рівня фону та значному розширенні дифракційних максимумів.

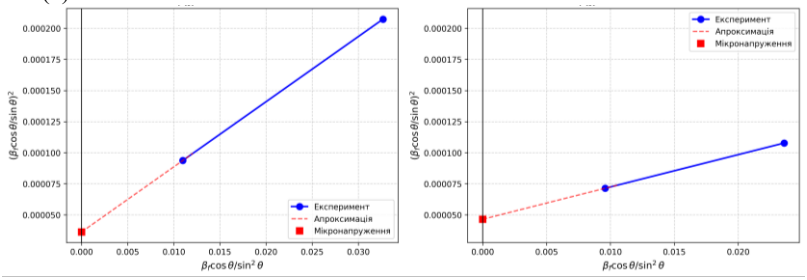
Таблиця 4 – Параметри субструктури, визначені за допомогою методу Хальдера-Вагнера на різних етапах виробництва ХДА

Стан	Місце	D_v, нм	$(\varepsilon^2)^{1/2}$	ρ_ϵ, см$^{-2}$	ρ_D, см$^{-2}$	ρ, см$^{-2}$
Вихідна катанка	Поверхня	26,7	$3{,}43\cdot10^{-4}$	$2{,}75\cdot10^{9}$	$4{,}20\cdot10^{11}$	$4{,}23\cdot10^{11}$
	Центр	56,0	$1{,}45\cdot10^{-3}$	$4{,}94\cdot10^{10}$	$9{,}58\cdot10^{10}$	$1{,}45\cdot10^{11}$
ХДА	Поверхня	34,2	$1{,}50\cdot10^{-3}$	$5{,}29\cdot10^{10}$	$2{,}57\cdot10^{11}$	$3{,}10\cdot10^{11}$
	Центр	69,0	$1{,}71\cdot10^{-3}$	$6{,}80\cdot10^{10}$	$6{,}31\cdot10^{10}$	$1{,}31\cdot10^{11}$
ХДА+МЦО	Поверхня	29,7	$9{,}73\cdot10^{-4}$	$2{,}21\cdot10^{10}$	$3{,}41\cdot10^{11}$	$3{,}63\cdot10^{11}$
	Центр	102,9	$1{,}70\cdot10^{-3}$	$6{,}79\cdot10^{10}$	$2{,}84\cdot10^{10}$	$9{,}63\cdot10^{10}$



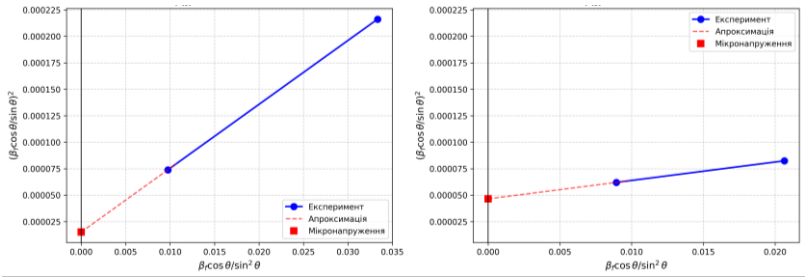
а б

Рисунок 10 – Графічно-умовна інтерпретація параметрів субструктури вихідної катанки за методом Хальдера-Вагнера для поверхневого шару (а) та осьової зони (б).



а б

Рисунок 11 – Графічно-умовна інтерпретація параметрів субструктури холоднодеформованої арматури за методом Хальдера-Вагнера для поверхневого шару (а) та осьової зони (б).



а б

Рисунок 12 – Графічно-умовна інтерпретація параметрів субструктури холоднодеформованого арматурного прокату після стабілізації за методом Хальдера-Вагнера для поверхневого шару (а) та осьової зони (б).

Сукупність цих ефектів ускладнює коректне розмежування внесків мікродеформацій і розмірних ефектів та, відповідно, може знижувати достовірність оцінювання параметрів тонкої структури холоднодеформованої сталі. Для більшості зразків спостерігалась інверсія амплітудних коефіцієнтів Фур'є за малих значень довжини колонки (10–115 Å), що призводило до систематичних артефактів. Єдиним структурним станом, для якого результати методу Воррена-Авербаха узгоджувалися з результатами, отриманими за методом Хальдера-Вагнера, виявився поверхневий шар холоднодеформованої арматури (див. рис. 6), у якому величина мікродеформації становила $1{,}52 \cdot 10^{-3}$. Отримане значення практично повністю збігається з результатом, який був розрахований за методом Хальдера-Вагнера ($1{,}50 \cdot 10^{-3}$).

Отже, метод Хальдера-Вагнера, який оперує інтегральними характеристиками рентгенівського профілю, є значно стійкішим до вищезазначених особливостей.Він забезпечив більш стійке визначення параметрів субструктури (об'ємно-зважений розмір ОКР, середньоквадратична мікродеформація) за умов вираженої текстури на всіх технологічних етапах виробництва в умовах структурної анізотропії за перерізом арматурного профілю.

Таким чином, під час виробництва стабілізованої холоднодеформованої арматури в мотках з низьковуглецевої сталі SAE1018 за комбінованої технології відбувається наступна еволюція тонкої структури:

1. За термічного зміцнення катанки в лінії дрібносортно-дротяного прокатного стана 250/150-6 формується мультифазна структура з мартенситом самовідпуску на поверхні та ферито-перлітною серцевиною (див. рис 1). На поверхні катанки спостерігається висока

загальна густина дислокацій $4{,}23\cdot10^{11}$ см$^{-2}$ за відносно низьких мікродеформацій ($3{,}43\cdot10^{-4}$), що обумовлено, насамперед, високою температурою самовідпуску (680 °С), за якої відбувається релаксація напружень. Висока густина дислокацій є наслідком мінімального розміру області когерентного розсіювання. При цьому в осьовій зоні катанки мікродеформації є значно вищими і становлять $1{,}45\cdot10^{-3}$.

2. Холодна пластична деформація катанки у роликових касетах (коефіцієнт витяжки $\mu = 1{,}56$) призводить до різкого зростання середньоквадратичних мікродеформацій на поверхні до $1{,}50\cdot10^{-3}$. В осьовій зоні прокату мікродеформації також збільшуються до $1{,}71\cdot10^{-3}$, при цьому об'ємно-зважений розмір областей когерентного розсіювання зростає від 56,0 до 69,0 нм, що може бути пов’язано з витягуванням областей когерентного розсіювання, пов’язаних із субзеренною структурою, уздовж напрямку волочіння.

3. Після механоциклічної обробки на поверхні арматурного прокату відбуваються релаксаційні процеси – значення мікродеформацій знижується до $9{,}73\cdot10^{-4}$ при одночасному зменшенні розміру ОКР до 29,7 нм. Одночасне зниження мікродеформацій і розміру ОКР може бути пов’язане з розвитком динамічного структуроутворення за полігонізаційним механізмом, що супроводжується перегрупуванням дислокацій, формуванням нових субграниць та релаксацією мікродеформацій кристалічної ґратки. Натомість у центральній частині арматурного прокату мікродеформації залишаються стабільно високими ($1{,}70\cdot10^{-3}$), тоді як розмір ОКР збільшується до 102,9 нм, що може свідчити про укрупнення субзерен внаслідок перебудови дислокаційної субструктури. Отримані результати дають підстави пов’язувати виявлені структурні зміни з підвищенням макроскопічної пластичності. Очищення тіла субзерен на поверхні арматурного профілю знижує опір ковзанню рухливих дислокацій, тоді як збільшення розміру областей когерентного розсіювання в осьовій зоні збільшує довжину їхнього вільного пробігу. У сукупності зазначені структурні зміни знижують опір пластичній деформації, сприяють підвищенню здатності металу до пластичного деформування та забезпечують можливість сприймати більш високі навантаження без передчасної локалізації пластичної деформації, що відтерміновує зародження та подальший розвиток руйнування.

Висновки

Отримані результати дозволяють зробити наступні висновки:

1. Розроблено методологію комплексної оцінки еволюції тонкої структури низьковуглецевої сталі SAE1018 на різних етапах виготовлення стабілізованої холоднодеформованої арматури в мотках.

Створена методика передбачає повнопрофільну апроксимацію дифракційних максимумів, деконволюцію за Стоксом та розділення розмірного й деформаційного складників їх фізичного уширення методами Воррена-Авербаха і Хальдера-Вагнера.

2. Встановлено, що метод Воррена-Авербаха має суттєві обмеження під час дослідження сильно текстурованої холоднодеформованої сталі. Інверсія амплітудних коефіцієнтів Фур'є в діапазоні довжин колонок 10–115 Å спричиняє виникнення від'ємних розрахункових значень квадрата мікродеформацій та їх подальше хибне обнулення.

3. Показано, що метод Хальдера-Вагнера, який ґрунтується на інтегральних характеристиках дифракційних профілів, є стійкішим до впливу структурної анізотропії та текстури, а його застосування дозволяє достовірно визначити об'ємно-зважений розмір областей когерентного розсіювання, середньоквадратичні мікродеформації та густину дислокацій у поверхневому шарі й осьовій зоні металу на всіх досліджених технологічних етапах.

4. Встановлено, що холодна пластична деформація катанки ($\mu = 1{,}56$) обумовлює підвищення мікродеформацій до $1{,}50 \cdot 10^{-3}$ у поверхневому шарі та до $1{,}71 \cdot 10^{-3}$ в осьовій зоні арматурного прокату. Збільшення розміру областей когерентного розсіювання у центральній частині прокату від 56,0 до 69,0 нм може бути пов'язане з витягуванням зерен і субзерен уздовж напрямку волочіння. Зазначені структурні зміни супроводжуються підвищенням границі плинності від 447 МПа до 733 МПа та тимчасового опору від 540 МПа до 768 МПа при суттєвому зниженні пластичності.

5. Визначено, що механоциклічна обробка обумовлює перебіг різних механізмів перебудови дислокаційної субструктури за перерізом арматурного прокату. У поверхневому шарі мікродеформація зменшується до $9{,}73 \cdot 10^{-4}$, а розмір областей когерентного розсіювання до 29,7 нм, що добре узгоджується з перерозподілом дислокацій із внутрішніх об'ємів субзерен до новоутворених субграниць і релаксацією мікродеформацій. В осьовій зоні мікродеформація залишається практично незмінною ($1{,}70 \cdot 10^{-3}$), тоді як розмір областей когерентного розсіювання збільшується до 102,9 нм, що може свідчити про укрупнення субструктурних елементів унаслідок перебудови дислокаційної субструктури.

6. Виявлені після механоциклічної обробки структурні зміни забезпечують відновлення пластичності холоднодеформованої арматури: A_{gt} збільшується від 1,2% до 4,5%, а δ_{100} – від 3,9% до 8,2%. Одночасно з цим співвідношення $\sigma_в/\sigma_{0,2}$ зростає від 1,05 до 1,19, що свідчить про підвищення здатності металу до пластичного деформування та релаксаційного перерозподілу локальних напружень.

Перелік посилань

1. Ivchenko, A. V., Ambrazhei, M. Yu., Mamaev, A. V., Gun'kin, I. A., Bashlii, I. F. Production of high-strength rolled steel for the manufacture of B500S cold-deformed periodic rebar. *Steel Transl.* **41**, 1014–1018 (2011). https://doi.org/10.3103/S0967091211120072

2. Горловский М. Б., Меркачев В. Н. Справочник волочильщика проволоки. Москва : Металлургия, 1993. 335 с.

3. Перлин И. Л., Ерманок М. З. Теория волочения. 2-е-е изд., перераб. и доп. изд. Москва : Металлургия, 1971. 448 с.

4. Битков В. В. Технология и машины для производства проволоки. Екатеринбург: Ин-т машиноведения УрО РАН, 2004. 343 с.

5. Kireev, E. M., Shulyak, M.N. & Stolyarov, A.V. Influence of final alternating flexure on the mechanical properties of cold-drawn reinforcement. *Steel Transl.* **39**, 270–272 (2009). https://doi.org/10.3103/S0967091209030218

6 Harris, Frank W. (1928). Distribution of tensile strength in hard drawn copper wire. *AIME Technical Publication*, 518–543.

7. Kruzel, R., & Suliga, M. (2013). The effect of multiple bending of wire on the residual stresses of high carbon steel wires. *Metalurgija*, 52(1), 93-95.

8. Kaiser, R., Hatzenbichler, T., Buchmayr, B., & Antretter, T. (2013). Simulation of the Roller Straightening Process with Respect to Residual Stresses and the Curvature Trend. *Materials Science Forum*, 768–769, 456–463. https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.768-769.456

9. Dieter G. E. Mechanical metallurgy. SI Metric Edition / ed. Bacon D. London: McGraw-Hill Book Company, 1988. 739 p.

10. Beer, F. P., Johnston, E. R., Jr., DeWolf, J. T., & Mazurek, D. F. (2015). *Mechanics of materials* (7th ed.). McGraw-Hill Education, 823 p.

11. ДСТУ 3760:2019. Прокат арматурний для залізобетонних конструкцій. Загальні технічні умови: Національний стандарт України. Київ: ДП «УкрНДНЦ», 2019. 18 с.

12. Williams D. B., Carter C. B. Transmission Electron Microscopy. Boston, MA: Springer US, 2009. 757 p. https://doi.org/10.1007/978-0-387-76501-3

13. Ham R. K., Sharpe N. G. A systematic error in the determination of dislocation densities in thin films. *Philos. Mag.* 1961. V. 6, № 69. P. 1193–1194. https://doi.org/10.1080/14786436108239683

14. Hull D., Bacon D. J. Chapter 8 - Origin and Multiplication of Dislocations // Introduction to dislocations. 5th Ed. Oxford : Butterworth-Heinemann, 2011. P. 157–169. https://doi.org/10.1016/B978-0-08-096672-4.00008-6

15. Ham R. K. The determination of dislocation densities in thin films. *Philos. Mag.* 1961. V. 6, No. 69. P. 1183–1184. https://doi.org/10.1080/14786436108239679

16. Rachinger W. A. A Correction for the $\alpha_1\alpha_2$ Doublet in the Measurement of Widths of X-ray Diffraction Lines *J. Sci. Instrum.* 1948. V. 25, No 7, P. 254–255. https://doi.org/10.1088/0950-7671/25/7/125

17. Wojdyr M. *Fityk*: a general-purpose peak fitting program. *J. Appl. Crystallogr.* 2010. V. 43, No 5, pp. 1126–1128. https://doi.org/10.1107/S0021889810030499

18. Warren B. E., Averbach B. L. The Separation of Cold-Work Distortion and Particle Size Broadening in X-Ray Patterns. *J. Appl. Phys.* 1952. V. 23, No. 4, P. 497.

https://doi.org/10.1063/1.1702234

19. Eastabrook J. N., Wilson A. J. C. The Diffraction of X-Rays by Distorted-Crystal Aggregates III: Remarks on the Interpretation of the Fourier Coefficients. *Proc. Phys. Soc.* Sect. B. 1952. V. 65, No 1. P. 67–75. https://doi.org/10.1088/0370-1301/65/1/310

20. Williamson G. K., Hall W. H. X-ray line broadening from filed aluminium and wolfram. *Acta Metall.* 1953. V. 1, No. 1, P. 22–31. https://doi.org/10.1016/0001-6160(53)90006-6

21. Cullity B. D., Stock S. R. *Elements of X-ray diffraction*, 3rd edition. 2001. Prentice Hall.

22. Stokes A. R., Wilson A. J. C. A method of calculating the integral breadths of Debye-Scherrer lines. *Math. Proc. Camb. Philos. Soc.* 1942. V. 38, No. 3, P. 313–322. https://doi.org/10.1017/S0305004100021988

23. Warren B. E. X-ray Diffraction. Dover Publications, 1990.

24. Halder N. C., Wagner C. N. J. Separation of particle size and lattice strain in integral breadth measurements. *Acta Crystallogr.* 1966. V. 20, No 2, P. 312–313. https://doi.org/10.1107/S0365110X66000628

25. Klug H. P., Alexander L. E. X-ray Diffraction Procedures: For Polycrystalline and Amorphous Materials, 2nd Edition // Willey, New York, EUA. 1974.

26. Scherrer P. Bestimmung der Grösse und der inneren Struktur von Kolloidteilchen mittels Röntgenstrahlen // *Nachrichten Von Ges. Wiss. Zu Gött. Math.-Phys*. Kl. 1918. V. 1918, No 2, P. 98–100.

27. Stokes A. R., Wilson A. J. C. The diffraction of X rays by distorted crystal aggregates – I. *Proc. Phys. Soc.* 1944. V. 56, No 3, P. 174–181. https://doi.org/10.1088/0959-5309/56/3/303

28. Suryanarayana C., Norton M. G. X-Ray Diffraction. Boston, MA: Springer US, 1998. https://doi.org/10.1007/978-1-4899-0148-4

29. Williamson G. K., Smallman R. E. III. Dislocation densities in some annealed and cold-worked metals from measurements on the X-ray debye-scherrer spectrum. *Philos. Mag.* 1956. V. 1, No 1, P. 34–46. https://doi.org/10.1080/14786435608238074

References

1. Ivchenko, A. V., Ambrazhei, M. Yu., Mamaev, A. V., Gun'kin, I. A., Bashlii, I. F. Production of high-strength rolled steel for the manufacture of B500S cold-deformed periodic rebar. *Steel Transl.* **41**, 1014–1018 (2011). https://doi.org/10.3103/S0967091211120072

2. Gorlovsky M. B., Merkachev V. N. (1993). *Spravochnik volochilshchika provoloki* [Wire Drawer's Handbook]. Metallurgiya. [In Russian].

3. Perlin I. L., Ermanok M. Z. (1971). *Teoriya volocheniya* [Theory of Drawing]. 2nd ed., Metallurgiya. [In Russian].

4. Bitkov V. V. (2004). *Tekhnologiya i mashiny dlya proizvodstva provoloki* [Technology and machines for wire production]. In-t mashinovedeniya UrO RAN. [In Russian].

5. Kireev, E. M., Shulyak, M.N. & Stolyarov, A.V. Influence of final alternating flexure on the mechanical properties of cold-drawn reinforcement. *Steel Transl.* **39**, 270–272 (2009). https://doi.org/10.3103/S0967091209030218

6 Harris, Frank W. (1928). Distribution of tensile strength in hard drawn copper wire. *AIME Technical Publication*, 518–543.

7. Kruzel, R., & Suliga, M. (2013). The effect of multiple bending of wire on the residual stresses of high carbon steel wires. *Metalurgija*, 52(1), 93-95.

8. Kaiser, R., Hatzenbichler, T., Buchmayr, B., & Antretter, T. (2013). Simulation of the Roller Straightening Process with Respect to Residual Stresses and the Curvature Trend. *Materials Science Forum*, 768–769, 456–463. https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.768-769.456

9. Dieter, G. E. (1988). *Mechanical metallurgy* (D. Bacon, ed.; SI Metric Edition). McGraw-Hill Book Company (UK) Limited.

10. Beer, F. P., Johnston, E. R., Jr., DeWolf, J. T., & Mazurek, D. F. (2015). *Mechanics of materials* (7th ed.). McGraw-Hill Education.

11. Instytut chornoi metalurhii NAN Ukrainy, PAT «ArselorMittal Kryvyi Rih», & Tekhnichnyi komitet 4. (2019). *Prokat armaturnyi dlia zalizobetonnykh konstruktsii. Zahalni tekhnichni umovy* [Reinforcing steel for concrete structures. General specifications] (DSTU 3760:2019). DP "UkrNDNTS".

12. Williams, D. B., & Carter, C. B. (2009). *Transmission Electron Microscopy*. Springer US. https://doi.org/10.1007/978-0-387-76501-3

13. Ham, R. K., & Sharpe, N. G. (1961). A systematic error in the determination of dislocation densities in thin films. *Philosophical Magazine*, *6*(69), 1193–1194. https://doi.org/10.1080/14786436108239683

14. Hull, D., & Bacon, D. J. (2011). Chapter 8 – Origin and multiplication of dislocations. *Introduction to dislocations (fifth edition)* (Fifth Edition, P. 157–169). Butterworth-Heinemann. https://doi.org/10.1016/B978-0-08-096672-4.00008-6

15. Ham, R. K. (1961). The determination of dislocation densities in thin films. *Philosophical Magazine*, *6*(69), 1183–1184. https://doi.org/10.1080/14786436108239679

16. Rachinger, W. A. (1948). A Correction for the $\alpha_1\alpha_2$ Doublet in the Measurement of Widths of X-ray Diffraction Lines. *Journal of Scientific Instruments*, *25*(7), 254–255. https://doi.org/10.1088/0950-7671/25/7/125

17. Wojdyr, M. (2010). *Fityk*: A general-purpose peak fitting program. *Journal of Applied Crystallography*, *43*(5), 1126–1128. https://doi.org/10.1107/S0021889810030499

18. Warren, B. E., & Averbach, B. L. (1952). The Separation of Cold-Work Distortion and Particle Size Broadening in X-Ray Patterns. *Journal of Applied Physics*, *23*(4), 497. https://doi.org/10.1063/1.1702234

19. Eastabrook, J. N., & Wilson, A. J. C. (1952). The Diffraction of X-Rays by Distorted-Crystal Aggregates III: Remarks on the Interpretation of the Fourier Coefficients. *Proceedings of the Physical Society. Section B*, *65*(1), 67–75. https://doi.org/10.1088/0370-1301/65/1/310

20. Williamson, G. K., & Hall, W. H. (1953). X-ray line broadening from filed aluminium and wolfram. *Acta Metallurgica*, *1*(1), 22–31. https://doi.org/10.1016/0001-6160(53)90006-6

21. Cullity, B. D., & Stock, S. R. (2001). *Elements of X-ray diffraction, 3rd edition*. Prentice Hall.

22. Stokes, A. R., & Wilson, A. J. C. (1942). A method of calculating the integral breadths of Debye-Scherrer lines. *Mathematical Proceedings of the Cambridge*

Philosophical Society, *38*(3), 313–322. https://doi.org/10.1017/S0305004100021988

23. Warren, B. E. (1990). *X-ray Diffraction*. Dover Publications.

24. Halder, N. C., & Wagner, C. N. J. (1966). Separation of particle size and lattice strain in integral breadth measurements. *Acta Crystallographica*, *20*(2), 312–313. https://doi.org/10.1107/S0365110X66000628

25. Klug, H. P., & Alexander, L. E. (1974). X-ray Diffraction Procedures: For Polycrystalline and Amorphous Materials, 2nd Edition. *Willey, New York, EUA*.

26. Scherrer, P. (1918). Bestimmung der Grösse und der inneren Struktur von Kolloidteilchen mittels Röntgenstrahlen [Determination of the size and internal structure of colloidal particles using X-rays]. *Nachrichten von der Gesellschaft der Wissenschaften zu Göttingen, Mathematisch-Physikalische Klasse*, *1918*(2), 98–100.

27. Stokes, A. R., & Wilson, A. J. C. (1944). The diffraction of X rays by distorted crystal aggregates – I. *Proceedings of the Physical Society*, *56*(3), 174–181. https://doi.org/10.1088/0959-5309/56/3/303

28. Suryanarayana, C., & Norton, M. G. (1998). *X-Ray Diffraction*. Springer US. https://doi.org/10.1007/978-1-4899-0148-4

29. Williamson, G. K., & Smallman, R. E. (1956). III. Dislocation densities in some annealed and cold-worked metals from measurements on the X-ray debye-scherrer spectrum. *Philosophical Magazine*, *1*(1), 34–46. https://doi.org/10.1080/14786435608238074

M. Yu. Ambrazhei[1,*], Ph. D. Student, ORCID 0000-0002-6564-4312

[1] *Iron and Steel Institute of Z. I. Nekrasov NAS of Ukraine*

[*] *Corresponding author: ambrazhey@gmail.com*

METHOD FOR EVALUATING THE FINE STRUCTURE EVOLUTION OF LOW-CARBON STEEL DURING THE PRODUCTION OF STABILIZED COLD-DEFORMED REINFORCING STEEL

Abstract. A method for estimating the parameters of the fine structure of low-carbon steel SAE1018 during complex combined processing is proposed. The method of X-ray structural analysis of diffraction line profiles is chosen as the main tool for conducting research. A comparative analysis of two methods for separating the influence of dimensional and deformation effects on the true physical broadening of diffraction maxima is performed. It is established that the classical method of Warren-Averbach harmonic analysis has certain limitations for highly textured steel, which is due to the occurrence of systematic mathematical artifacts (false zeroing of microstrains) due to the inversion of Fourier amplitude coefficients. It is shown that for the correct quantitative estimation of the parameters of the substructure of steel SAE1018, which is characterized by a pronounced texture, it is necessary to apply the Halder-Wagner method, which takes into account the integral characteristics of the X-ray profile and is much more resistant to the influence of the anisotropy of the structure. Automation of mathematical processing of diffraction data arrays, deconvolution of Stokes profiles and approximation by Gauss and Lorentz functions is implemented using the author's algorithm developed in the Python programming

language using the NumPy and SciPy libraries. The evolution of the fine structure of low-carbon steel SAE1018 at different technological stages of manufacturing stabilized cold-deformed reinforcement in coils is studied and described. It is shown that after thermal strengthening of wire rod from SAE1018 steel, a multiphase structure with a high density of dislocations on the surface of the rolled product and significant microdeformations of the crystal lattice in the central part is formed. It is established that cold plastic deformation of the wire rod with subsequent profiling of its surface leads to an increase in microdeformations and elongation of grains and subgrains along the drawing direction, and the final stabilizing mechanocyclic treatment initiates various mechanisms of structural relaxation along the cross-section of the reinforcing steel. In the surface layers of reinforcement, which undergo sign-changing deformation with maximum amplitude, a decrease in the level of microstrains is observed simultaneously with a decrease in the size of coherent scattering regions, which indicates the formation of a subgrain structure and the redistribution of dislocations from the internal volumes of subgrains to their boundaries. In the axial zone of reinforcing steel, microstrains remain quite high, but the size of the blocks increases, which is obviously associated with the enlargement of substructural elements due to the possible coalescence of subgrains. The combined effect of both processes obviously contributes to an increase in the macroscopic plasticity of cold-deformed reinforcement and its ability to relax local stress redistribution due to an increase in the mean free path of mobile dislocations.

Keywords: low-carbon steel, reinforcing steel, deformation, mechanical properties, structure, heat treatment, cooling, drawing, modeling.

For citation: Ambrazhey, M. Yu. (2026). Method for evaluating the fine structure evolution of low-carbon steel during the production of stabilized cold-deformed reinforcing steel. *Fundamental and Applied Problems of Ferrous Metallurgy*, 40, 525-547. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-031

Рукопис надійшов до редакції / Received 01.04.2026
Рекомендовано до друку / Accepted 28.05.2026
Опубліковано / Published 30.05.2026

ISSN 2522-9117 (print), ISSN 2786-6149 (online)
"Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії". 2026. Випуск 40
"Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy". 2026. Issue 40

https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-032

УДК 621.774.35:669.245

М. І. Медведев[1], д.т.н., пров. наук. співроб., ORCID 0000-0002-1230-420X
А. В. Красюк[2], директор з виробництва, ORCID 0009-0009-8354-687X
О. М. Кузьміна[1,*], к.т.н., доц., ORCID 0000-0003-0794-0583
Ю. О. Гладкий[3], інженер, ORCID 0009-0003-1051-2587
Б. І. Квак[1], аспірант
Д. О. Ревякін[1], аспірант
Ю. В. Ниткін[1], аспірант

[1] *Український державний університет науки і технологій*
[2] *ПРАТ «СЕНТРАВІС ПРОДАКШН ЮКРЕЙН»*
[3] *ДП "НВО "Павлоградський хімічний завод", Україна*

[*] *Автор для листування: o.m.kuzmina@ust.edu.ua*

ТЕРМІЧНИЙ СТАН ТРУБНИХ ЗАГОТОВОК ПІД ЧАС ПІДГОТОВЧИХ ОПЕРАЦІЙ ГАРЯЧОГО ПРЕСУВАННЯ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ

Анотація. У процесі виготовлення безшовних труб зі сплавів на нікелевій основі методом гарячого пресування на горизонтальних гідравлічних пресах істотною та актуальною технологічною проблемою залишається утворення поверхневих дефектів. Однією з основних причин їх виникнення є нестабільність температурно-швидкісного стану трубних заготовок на різних етапах технологічного процесу. Відхилення температури від оптимального вузького інтервалу максимальної технологічної пластичності призводить до стрімкого зниження деформівної здатності металу, наростання вихідних напружень та погіршення загальної якості готової трубної продукції. Особливо гостро ця проблема проявляється при обробці жароміцного сплаву 602CA, який характеризується високою чутливістю до термічних коливань та обмеженою технологічною пластичністю. Метою цього дослідження є встановлення фундаментальних закономірностей зміни температурних полів трубних заготовок зі жароміцного сплаву 602CA на основних стадіях їх підготовки, транспортування та гарячого пресування із застосуванням захисних скломастил на пресових установках зусиллям 16,0 та 31,5 МН. Методика дослідження базується на комплексному аналізі реального промислового процесу виробництва, прямих експериментальних вимірюваннях температури із застосуванням термоелектродів, а також на математичному моделюванні й використанні системи аналітичних і напівемпіричних залежностей для розрахунку поетапних температурних втрат. У роботі детально розглянуто

© М. І. Медведев, А. В. Красюк, О. М. Кузьміна, Ю. О. Гладкий, Б. І. Квак, Д. О. Ревякін, Ю. В. Ниткін, 2026

Це стаття відкритого доступу за ліцензією CC BY-NC-ND 4.0
https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/legalcode.uk

тепловий баланс на п’яти ключових етапах: транспортування заготовки від індукційного нагрівача до столу нанесення мастила, нанесення захисного скломастила, транспортування вкритих заготовок до преса, витримка в контейнері перед розпресовкою та безпосередньо розпресовка з урахуванням тепловіддачі через повітряні зазори, товщину стінок і взаємодію з інструментом. У результаті виконаної роботи встановлено, що сумарне зниження температури заготовок у процесі виконання допоміжних і транспортних операцій обернено пропорційне товщинам стінок отриманих гільз. У досліджуваному діапазоні товщин стінок 40–120 мм та початкових температур нагріву 1050–1250 °С отримана залежність має близький до лінійного характер. Розроблена математична модель і запропонована інженерна методика розрахунку дозволяють здійснювати науково обґрунтований вибір в'язкісних характеристик скломастила (оптимально в межах 80–100 Па·с) відповідно до фактичного температурного режиму деформування. Практична цінність результатів підтверджена в умовах промислового виробництва: впровадження розробленої методики під час виготовлення партії з 120 труб із жароміцного сплаву 602СА забезпечило стабільний захист інструменту, повне усунення дефектів поверхні, підвищення загальної якості готової трубної продукції та значне зниження рівня виробничого браку.

Ключові слова: гаряче пресування, нікелеві сплави, трубні заготовки, температурний режим, тепловий баланс, скломастило, охолодження заготовок, екструзія, поверхневі дефекти, пластичність.

Посилання для цитування: Термічний стан трубних заготовок під час підготовчих операцій гарячого пресування нікелевих сплавів / М. І. Медведев, О. С. Бобух, О. М. Кузьміна, Ю. О. Гладкий, Б. І. Квак, Д. О. Ревякін, Ю. В. Ниткін // *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії.* 2026. Вип. 40. С. 548-561. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-032

Вступ

Зростання вимог до надійності обладнання в енергетичній, хімічній та аерокосмічній галузях обумовлює активне використання труб із нікелевих сплавів, що характеризуються високою жароміцністю та корозійною стійкістю. Водночас технологічна обробка таких матеріалів залишається складною через їх обмежену пластичність у широкому температурному інтервалі.

Особливо гостро ця проблема проявляється при виготовленні безшовних труб методом гарячого пресування, де навіть незначні відхилення температури заготовки можуть призводити до порушення суцільності металу.

Аналіз виробничого досвіду свідчить, що традиційні підходи до вибору режимів нагріву не забезпечують стабільності температурного стану на всіх стадіях технологічного процесу. При цьому найбільш критичними є саме допоміжні операції – транспортування, нанесення мастила та витримка перед деформацією, під час яких відбувається

неконтрольоване охолодження. У зв'язку з цим виникає необхідність у створенні інструменту для прогнозування температурного стану заготовки з урахуванням реальних умов виробництва.

Аналіз останніх досліджень і публікацій

Вивчення процесів гарячого деформування нікелевих сплавів у сучасній науковій літературі переважно пов'язане з аналізом їхньої корозійної стійкості, жароміцності та поведінки при високих температурах [1, 2]. Зокрема, на сьогоднішній день безшовні труби з нікелевих сплавів складають біля 30% світового ринку подібної продукції. Встановлено, що підвищення легованості таких матеріалів, з одного боку, покращує їх експлуатаційні характеристики, але з іншого – суттєво ускладнює процеси пластичної деформації.

Згідно з класифікаційними підходами до оброблюваності матеріалів [3], нікелеві сплави у литому стані характеризуються низькою технологічною пластичністю, тобто це вкрай крихкі сплави, обробку яких тиском можливо виконати за одним-двома видами лише в гарячому стані, при вкрай малій швидкості деформації та з невеликим ступенем одноразової деформації заготовки обмежених розмірів та простої конфігурації. Це підтверджується як експериментальними дослідженнями, так і практикою виробництва [4-7].

У ряді робіт показано, що при підвищенні ступеня легування спостерігається зростання опору деформації та звуження температурного інтервалу, в якому досягається максимальна пластичність матеріалу [8, 9]. Унаслідок цього застосування прокатки для таких сплавів часто є неефективним або взагалі неможливим через ризик виникнення внутрішніх дефектів [10, 11].

У зв'язку з цим гаряче пресування із використанням скломастил розглядається як основний промисловий спосіб отримання труб із нікелевих сплавів. При цьому для успішної реалізації процесу гарячого пресування труб та мінімізації рівня їх браку необхідний обов'язковий вибір температури максимальної пластичності деформуємого сплаву і дотримання оптимального температурного діапазону на всіх етапах його реалізації [12, 13]. Необхідність визначення та дотримання обмеженого температурного діапазону деформації (температури 1080…1100 °С), який потребує точного контролю [6, 14], стосується і сплаву типу 602СА - нікель-хромового сплаву з додаванням алюмінію, ітрію та цирконію, стійкого до високих температур (до +1200 °С), який відзначається високою стійкістю до окислення та повзучості, що робить його ідеальним для елементів промислових печей, нафтохімічної арматури та інших високотемпературних систем.

Відомі підходи до аналізу процесів деформації нікелевих сплавів значною мірою базуються на вивченні мікроструктурних змін та

механізмів рекристалізації [14, 17]. Однак такі дослідження здебільшого орієнтовані на стадію безпосередньої деформації, тоді як попередні етапи технологічного процесу залишаються недостатньо дослідженими.

Зокрема, сучасні методи чисельного моделювання, включаючи скінчено-елементний аналіз, фокусуються на зоні пластичної деформації і не враховують зміну температурного стану заготовки під час транспортування та підготовки до пресування [16–18]. Це обмежує можливість їх використання для прогнозування реальних умов виробництва.

Окрему проблему становить відсутність узагальнених підходів до оцінювання теплових втрат заготовки на проміжних стадіях технологічного процесу. Наявні дослідження здебільшого не враховують впливу скломастил на теплообмін, хоча їх роль у забезпеченні стабільності процесу є суттєвою [9, 19].

Таким чином, аналіз літературних джерел свідчить про наявність суттєвого розриву між дослідженнями процесу деформації та реальними умовами підготовки заготовок до пресування. Це зумовлює необхідність розроблення підходів, які дозволяють кількісно оцінювати зміну температурного стану заготовок на всіх стадіях технологічного процесу.

Метою роботи є встановлення закономірностей зміни температури трубних заготовок зі сплавів на нікелевій основі на основних етапах підготовки та гарячого пресування труб на горизонтальних гідравлічних пресах із зусиллям 16,0 та 31,5 МН із використанням скломастил.

Методика дослідження

Методика включала проведення системного аналізу наявного технологічного процесу виробництва гарячепресованих труб з нікелевого сплаву 602CA на пресових установках з горизонтальними гідравлічними пресами силою 16,0 МН і 31,5 МН. При цьому до числа основних технологічних етапів були віднесені:

1) транспортування заготовки (гільзи) від індукційного нагрівача до столу нанесення скломастила;

2) нанесення скломастила на поверхні заготовки;

3) транспортування заготовки зі скломастилом до преса;

4) витримка заготовки в контейнері перед розпресовкою;

5) розпресовка в контейнері.

Тривалість перерахованих вище технологічних етапів визначали шляхом їхньої реєстрації за секундоміром в умовах реального виробництва гарячепресованих труб на зазначених вище установках.

Хімічний склад заготовок визначали на спектрометрі марки Elvax plus.

Товщину шару скломастила на поверхні заготовки після завершення її розширення визначали після охолодження відколів шару мастила до кімнатної температури, використовуючи штангенциркуль з точністю 0,01 мм.

Температуру зовнішньої поверхні заготовки визначали шляхом термографування з використанням хромель-алюмелевих термоелектродів у комплекті з електронним потенціометром.

Контроль якості виготовлених труб на предмет відповідності нормативно-технічній документації проводили візуально.

Для аналітичного опису розглянутого процесу використовували як відомі, так і власні аналітичні і напівемпіричні рівняння, які наведені в роботі [15].

Оскільки охолодження заготовок у розглянутому технологічному ланцюжку відбувається шляхом віддачі тепла теплопровідністю і випромінюванням у середовище з постійною температурою, а час охолодження заготовок відносно невеликий, то процес тепловіддачі не встигає досягти стаціонарної стадії. У зв'язку з цим зміну температури заготовки на підготовчих етапах пресування можна розрахувати за формулою:

$$m \cdot C_m \cdot \Delta T = A \cdot \bar{q} \cdot \tau \,, \qquad (1)$$

де m - маса заготовки, кг; C_m - питома теплоємність сплаву, Дж/(кг·К); ΔT - зміна температури заготовки, °С; A - площа охолодження заготовки, м^2; $\bar{q}$- середній тепловий потік із поверхонь заготовки, Вт/м^2; τ - час охолодження заготовки, с.

Транспортування заготовки (гільзи) від індукційного нагрівача до столу нанесення скломастила. Зміну температури на цьому етапі за його тривалості τ_1 розраховували за перетвореним рівнянням до вигляду:

$$\Delta T_1 = \frac{3{,}6 \cdot A \cdot \bar{q} \cdot \tau_1}{m \cdot C_m}. \qquad (2)$$

З аналізу рівняння (2) випливає, що зміна температури тіла під час охолодження прямо пропорційна питомій поверхні охолодження - A/m, яка для суцільного циліндричного тіла обернено пропорційна його радіусу. Якщо охолодженням від внутрішньої поверхні порожнистого циліндра в цьому випадку можна знехтувати, то для врахування втрат теплоти через її торці торцеву площу випромінювання (поперечний переріз отвору циліндра) необхідно збільшити на 25%. У цьому разі рівняння (2) матиме вигляд:

$$\Delta T_1 = \frac{7{,}2 \cdot k_G \, \bar{q} \cdot \tau}{C_m \cdot \gamma \cdot t}, \qquad (3)$$

$$k_G = \frac{1+0{,}625\frac{d}{D}\frac{d}{l}}{1+\frac{d}{D}},$$

де γ- щільність сплаву; t– товщина стінки заготовки *D*; *d*- зовнішній і внутрішній діаметри порожнистої заготовки відповідно; *l*- довжина заготовок.

Середню величину теплового потоку, що є кількістю теплоти, яка виділяється з одиниці площі поверхні за одиницю часу, і коефіцієнт теплопередачі з поверхні заготовки в навколишнє середовище розраховували за формулами:

$$\bar{q} = \alpha \cdot (T_0 - 20), \quad (4)$$

$$\alpha = 145{,}1 \cdot \left(\frac{T_0}{1000}\right)^2 \quad (5)$$

За результатами виконаних вимірювань встановлено, що товщина шару скломастила на заготовках становить 0,1...0,2 мм. У цьому разі коефіцієнт тепловіддачі (α_{GL}) матиме вигляд:

$$\alpha_{GL} = \frac{1}{\frac{t_{GL}}{\lambda_{GL}}+\frac{1}{\alpha}}, \quad (6)$$

де t_{GL}– товщина скломастила, на поверхні заготовок по закінченню їх обробки, м; λ_{GL} - питома теплопровідність скломастила, Вт/(м·К), (для розрахунків прийняли λ_{GL} = 930 Вт/(м·К)).

Рівняння (3)…(6) застосовні для випадку наявності скломастила на поверхні заготовки.

Нанесення скломастила на поверхні заготовки. Розрахунок зниження температури (ΔT_2) під час контакту заготовки з холодним скломастилом за його щільності 1500 кг/м^3, питомої теплоємності 840 Дж/(кг К) проводили за емпіричним рівнянням:

$$\Delta T_2 = 0{,}24 \cdot \frac{T_0 - \Delta T_1}{t}. \quad (7)$$

У рівнянні (7) величину ΔT_1 розраховують за рівнянням (3).

Транспортування заготовки зі скломастилом до преса. На цьому етапі втрати температури ΔT_3 розраховували за рівнянням (3) з урахуванням поточної товщини мастильного шару.

Витримка заготовки в контейнері перед розпресовкою. Під час введення заготовки в контейнер між заготовкою і контейнером, а також голкою, утворюються повітряні зазори. Для цього випадку втрати температури ΔT_4 можна розрахувати за рівнянням (3) з урахуванням поточної товщини шару мастила в рівнянні (6), а рівняння (4) і (5) представивши в такому вигляді:

$$\bar{q} = \alpha \cdot (T_0 - \Delta T_1 - \Delta T_2 - \Delta T_3 - 400), \quad (8)$$

$$\alpha = 203{,}5 \cdot \left(\frac{T_0 - \Delta T_1 - \Delta T_2 - \Delta T_3}{1000}\right)^{1.7}, \quad (9)$$

де 400 – температура контейнера, °С; 203,5 та 1,7 – емпіричні коефіцієнти.

Розпресовка в контейнері. У процесі розпресовки відбувається заповнення металом заготовки повітряних зазорів між зовнішньою поверхнею заготовки і внутрішньою втулки контейнера. Тому теплопередача від заготовки до контейнера здійснюється тільки теплопровідністю через шар скломастила. Якщо припустити, що під дією нормального контактного напруження під час розпресовки товщина шару скломастила становитиме 0,25 мм, то величину k_G в рівнянні (3) можна розрахувати за рівнянням:

$$k_G = \frac{\lambda_{см}}{l_{см}} = \frac{0{,}93 \cdot 1000}{0{,}25} \approx 3720. \quad (10)$$

Масу контейнера відносно маси гільз можна вважати величиною нескінченною, тому температура контейнера за час розпресовки істотно не змінюватиметься, що дає змогу прийняти її сталою та такою, що дорівнює 400 °С. У цьому випадку від зовнішньої поверхні гільз матиме місце тепловий потік, що дорівнює:

$$q = k_G \cdot (T - 400). \quad (11)$$

Для оцінки впливу теплового потоку на голку використовували величину середньої калориметричної температури системи, що дає змогу нагрівання й охолодження будь-яких тіл системи розглядати незалежно одне від одного. У цьому випадку:

$$t_{кал} = \frac{T_г + w \cdot T_и}{1 + w}, \quad (12)$$

де $T_г$ – середньозважена температура гільзи перед розпресовкою; w – коефіцієнт, що враховує відношення мас і коефіцієнтів теплоємності гільзи та голки; $T_и$ – початкова температура голки, приймаємо $T_и$= 400°С.

$$w = \frac{M_и \cdot C_{m\,и}}{M_г \cdot C_{mг}}, \quad (13)$$

де $M_г$, $M_и$ - маса відповідно гільзи та голки; $C_{m\,г}$, $C_{m\,и}$ - теплоємність відповідно гільзи та голки.

Якщо прийняти $C_{m\,г}$=$C_{m\,и}$, то

$$t_{кал} = T_г - \frac{d_И^2}{D_К^2} \cdot (T_г - 400) \cdot \quad (14)$$

Питомий тепловий потік на голку становитиме:

$$q_{И} = k \cdot (T_{Г} - t_{КАЛ}) = k \cdot \frac{d_{И}^2}{D_{К}^2} \cdot (T_{Г} - 400), \quad (15)$$

де $t_{КАЛ}$ – величина середньої калориметричної температури системи, °С; k – коефіцієнт теплопередачі, Вт/(м^2·°С); $T_г$ – середньозважена температура гільзи перед розпресовкою, °С; $d_и$ – діаметр голки, м; $D_к$ – діаметр контейнера, м.

Підсумовуючи питомі теплові потоки на контейнер і голку, множачи їх на площу поверхні охолодження і час після перетворень, отримуємо:

$$\Delta t = \frac{1{,}15 \cdot \tau}{S_{р}} \cdot (T_{Г} - 400), \quad (16)$$

де τ – час розпресовки, с; $S_р$ - товщина стінки гільзи в розпресованому стані, мм.

За загальноприйнятих зазорів із контейнером і голкою [19] товщина гільзи становить $S_р = 1{,}15 \cdot S$. Тоді:

$$\Delta t = \frac{\tau}{S} \cdot (T_{Г} - 400), \quad (17)$$

де $T_г$ – температура гільзи з урахуванням охолодження за час попередніх технологічних операцій; S – початкова товщина стінки заготовки (гільзи), мм.

Вихідні дані та результати дослідження

Хімічний склад нікелевого сплаву 602CA в аналізованих заготовках наведено в таблиці 1.

Таблиця 1 – Хімічний склад нікелевого сплаву 602CA в заготовках

Масовий вміст хімічних елементів, % (Ni - інше)											
Cr	Fe	C	Mn	Si	Cu	Al	Ti	Y	Zr	P	S
25-26	9-10	0,20-0,23	0,10-0,12	0,4-0,5	0,05-0,10	2,0-2,2	0,10-0,15	≤0,05	≤0,05	≤0,01	≤0,01

За результатами проведеного хронометражу встановлено, що тривалість усіх стадій охолодження заготовки до початку процесу пресування становить 30...37 секунд, зокрема:

- час транспортування заготовки до столу нанесення скломастила 12...15 с;
- транспортування заготовки, покритої скломастилом, 11...14 с;
- охолодження в контейнері перед розпресовкою 3...6 с;
- охолодження в процесі розпресовки 1...2 с.

Для оцінки втрат температури на всіх стадіях охолодження

розраховували середню за масою температуру гільз. Зміни питомої теплоємності та теплопровідності нікелевого сплаву 602СА в інтервалі температур 1000...1200 °С для розрахунків прийняли лінійними, які відповідно перебували в межах 626...636 Дж/(кг·К) і 28,2...30,6 Вт/(м·К). Для розрахунків прийняли питому щільність сплавів типу 602СА рівною 8000 кг/м^3.

Результати розрахунків зміни температури гільз у процесі охолодження для пресових установок 16,0 МН і 31,5 МН наведено в таблиці 2.

Таблиця 2 – Зміна температури гільз у процесі охолодження на пресах 16,0 МН і 31,5 МН

T_0, °С	Етапи охолодження гільз	Δt, °С						
		Товщина стінки заготовки (t), мм						
		40	45	50	55	60	65	70
1200	1*	24,9	22,2	20,1	18,3	16,8	15,5	14,4
	2	7,1	6,0	5,4	4,9	4,3	4,2	3,9
	3	21,9	19,7	17,9	16,4	15,1	14,0	13,1
	4	6,0	5,4	4,9	4,5	4,2	3,9	3,6
	5	37,0	33,2	30,0	27,5	25,3	23,5	21,8
	ΣΔt	96,9	86,5	78,3	71,6	65,7	61,1	56,8
1150	1*	22,0	19,6	17,7	16,1	14,8	13,7	12,7
	2	6,2	6,0	5,4	4,9	4,3	4,2	3,9
	3	19,5	17,5	15,9	14,6	13,4	12,4	11,6
	4	5,3	4,8	4,4	4,0	3,7	3,4	3,2
	5	34,8	31,2	28,3	25,8	23,8	22,0	20,5
	ΣΔt	87,8	79,1	71,7	65,4	60,0	55,7	51,9
1100	1*	19,3	17,2	15,5	14,1	13,0	12,0	11,1
	2	6,5	5,8	5,2	4,7	4,3	4,0	3,7
	3	17,2	15,5	14,0	12,9	11,9	11,0	10,3
	4	4,7	4,2	3,8	3,5	3,2	3,0	2,8
	5	32,6	29,2	26,4	24,2	22,7	20,6	19,2
	ΣΔt	80,3	71,9	64,9	59,4	55,1	50,6	47,1
1050	1*	16,8	15,0	13,5	12,3	11,5	10,4	9,6
	2	6,2	5,5	5,0	4,5	4,2	3,8	3,6
	3	15,2	12,9	12,4	11,3	10,4	9,6	9,0
	4	4,0	3,6	3,3	3,0	2,8	2,6	2,4
	5	30,3	27,2	24,6	22,5	20,7	19,2	17,8
	ΣΔt	72,5	64,2	58,8	53,6	49,6	45,6	42,4

Примітка* 1 – транспортування заготовки (гільзи) від індукційного нагрівача до столу нанесення скломастила; 2 – нанесення скломастила на поверхні заготовки; 3 – транспортування заготовки зі скломастилом до преса; 4 – витримка заготовки в контейнері перед розпресовкою; 5 – розпресовка в

контейнері.

З аналізу даних таблиці 2 випливає, що загальна зміна температури гільз у процесі їх охолодження за час виконання допоміжних технологічних операцій на пресових установках за однакової початкової температури нагріву обернено пропорційна товщині стінки гільз. При цьому дана залежність у діапазоні прийнятих товщин стінок гільз має практично лінійний характер, про що свідчать залежності на рис. 1.

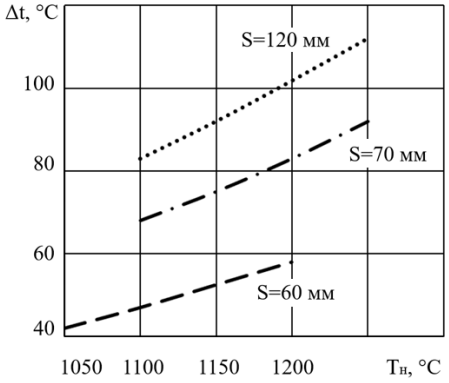


Рисунок 1 – Залежність зміни температури гільз Δt у процесі охолодження за час проведення допоміжних операцій від температури нагріву гільз $T_н$.

Наведені вище залежності дають змогу з достатньою для інженерних розрахунків точністю визначати величини змін температури заготовок (гільз) з товщиною стінок 40...120 мм у процесі їхнього охолодження на стадії проведення допоміжних технологічних операцій на пресових установках 16,0 МН і 31,5 МН в інтервалі зміни їхніх початкових температур 1050...1200 °С.

Отримані залежності рекомендовані для використання в цеху пресування труб з метою визначення раціональних величин температурно-деформаційних параметрів пресування з жароміцного сплаву на основі нікелю 602СА. Використання даних температурно-деформаційних параметрів під час розроблення та вдосконалення технології пресування труб із жароміцного сплаву на основі нікелю 602СА у виробничих умовах за результатами роботи [19] дало змогу вибрати скломастила з оптимальною в'язкістю в діапазоні 80-100 Па с, тим самим забезпечити отримання труб з високою якістю поверхні. Візуальний контроль якості виготовлених на підприємстві труб свідчить, що зі 120 труб, виготовлених з використанням результатів розрахунку за запропонованою методикою, не було жодної труби з дефектами поверхонь. Якість зовнішньої та внутрішньої поверхні труб наведена на рис. 2.

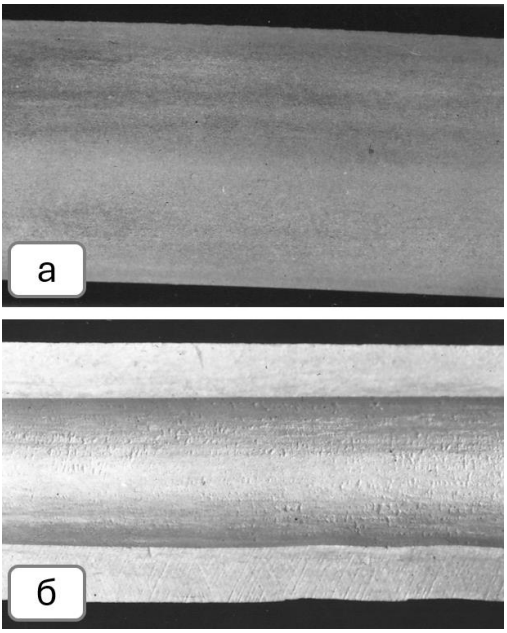


Рисунок 2 – Зовнішня та внутрішня поверхні пресованих труб: а) зовнішня, б) внутрішня.

Висновки

1. Розроблено методику розрахунку значень температур гільз на різних стадіях їхньої підготовки до процесу пресування, використання якої дозволяє проводити вибір раціонального скломастила виходячи з відомих залежностей її в'язкості від температури.

2. Зміна температури гільз з однаковою початковою температурою в процесі проведення з ними допоміжних і транспортних операцій обернено пропорційна товщині їхніх стінок.

3. Для гільз із товщиною стінок 40...120 мм і початковою температурою 1050...1250 °С характер зниження температури у часі, витраченому на проведення допоміжних і транспортних операцій, може бути описаний лінійною залежністю.

Дослідження проводились у межах виконання науково-дослідної роботи «Розробка інноваційної технології виробництва жароміцних труб для авіаційної промисловості України» за програмою «Наукова і науково-технічна діяльність закладів вищої освіти та наукових установ» МОН (Наказ МОН від 27.12.2023 №1572).

Перелік посилань / References

1. Karimihaghighi, R., & Naghizadeh, M. (2023). Effect of alloying elements on aqueous corrosion of nickel-based alloys at high temperatures: A review. *Materials and Corrosion*. https://doi.org/10.1002/maco.202213705

2. Chyrkin, A., Sloof, W. G., Pillai, R., Galiullin, T., Grüner, D., Singheiser, L., & Quadakkers, W. J. (2015). Modelling csitional changes in nickel base alloy 602 CA during high temperature oxidation. *Materials at High Temperatures*, *32*(1-2), 102–112. https://doi.org/10.1179/0960340914z.00000000082

3. Kimstach, T., Uzlov, K., Repyakh, S., & Bilyi, O. (2025). Determination of the preferential method of manufacturing products from metals and alloys. International Scientific and Technical Conference Information Technologies in Metallurgy and Machine Building, 56–61. https://doi.org/10.34185/1991-7848.itmm.2025.01.009

4. Wang, X., Liu, Z., Cheng, K., & Kong, Y. (2023). Chlorine-induced high-temperature corrosion characteristics of Ni-Cr alloy cladding layer and Ni-Cr-Mo alloy cladding layer. *Corrosion Science*, *216*, 111102. https://doi.org/10.1016/j.corsci.2023.111102

5. Schwing, R., Linn, S., Kontermann, C., Neubert, S., & Oechsner, M. (2021). Isothermal and anisothermal creep behavior of the nickel base Alloy 602 CA. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, *52*(2), 231–247. https://doi.org/10.1002/mawe.202000248

6. Qin, X., Huang, D., Yan, X., Zhang, X., Qi, M., & Yue, S. (2019). Hot deformation behaviors and optimization of processing parameters for Alloy 602 CA. *Journal of Alloys and Compounds*, *770*, 507–516. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.08.144

7. Karsten, E., Gerstein, G., Golovko, O., Dalinger, A., Lauhoff, C., Krooss, P., Niendorf, T., Samsonenko, A., & Maier, H. J. (2019). Tailoring the Microstructure in Polycrystalline Co–Ni–Ga High-Temperature Shape Memory Alloys by Hot Extrusion. *Shape Memory and Superelasticity*, *5*(1), 84–94. https://doi.org/10.1007/s40830-019-00208-7

8. Liu, Z., Deng, G., Wang, Z., Zhou, W., Yu, Y., & Zhou, J. (2023). Numerical simulation and experiment study on hot extrusion process of 18Ni (250) maraging steel large fan shaft for aero-engines. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. https://doi.org/10.1007/s00170-023-11301-8

9. Medvediev, M., Frolov, Ya., & Bobukh, O. (2023). Presuvannia trub z nikelevykh i tytanovykh splaviv (pytannia teorii i tekhnolohii). Vydavnytstvo Zhurfond

10. Lu, X., Díaz, A., Ma, J., Wang, D., He, J., Zhang, Z., & Johnsen, R. (2023). The effect of plastic deformation on hydrogen diffusion in nickel Alloy 625. *Scripta Materialia*, *226*, 115210. https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2022.115210

11. Amininejad, A., Jamaati, R., & Hosseinipour, S. J. (2021). Influence of Deformation and Post-Annealing Treatment on the Microstructure and Mechanical Properties of Austenitic Stainless Steel. *Transactions of the Indian Institute of Metals*. https://doi.org/10.1007/s12666-021-02277-8

12. Carrozza, A., Lorenzi, S., Carugo, F., Fest-Santini, S., Santini, M., Marchese, G., Barbieri, G., Cognini, F., Cabrini, M., & Pastore, T. (2023). A comparative analysis between material extrusion and other additive manufacturing techniques: Defects, microstructure and corrosion behavior in nickel alloy 625. *Materials & Design*, *225*, 111545. https://doi.org/10.1016/j.matdes.2022.111545

13. Mandal, M., Aashranth, B., Davinci, M. A., Samantaray, D., & Vasudevan, M. (2024). Mitigating manufacturing defects in seamless tubes: A failure analysis perspective. *Procedia Structural Integrity*, *60*, 510–516. https://doi.org/10.1016/j.prostr.2024.05.070

14. An, W., Liu, C.-z., Xiong, Q.-l., Li, Z., Huang, X., & Suo, T. (2023). Shear localization in polycrystalline metal at high-strain rates with dynamic

recrystallization: Crystal plasticity modeling and texture effect. *International Journal of Plasticity*, *165*, 103616. https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2023.103616

15. Medvedev, M. I., & Bobukh, O. S. (2024). Features of the technology of manufacturing pipes from heat-resistant steel and heat-resistant alloys. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 38, 415-430. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2024-38-415-430

16. Medvedev, M. I., Bobukh, O. S., Boiarkin, V. V., Konovodov, D. V., & Samsonenko, A. A. Features of low-plastic nickel-alloyed steel pipes hot extrusion. *Theory and Practice of Metallurgy*. 2022, (6), 18-26. URL: https://nmetau.edu.ua/file/zh_06_2022_vv2.pdf.
https://doi.org/10.34185/tpm.6.2022.06

17. Song, Y., Li, Y., Li, H., Zhao, G., Cai, Z., & Sun, M. (2022). Hot deformation and recrystallization behavior of a new nickel-base superalloy for ultra-supercritical applications. *Journal of Materials Research and Technology*. https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.06.141

18. Jiang, H., Li, L., Dong, J., & Xie, X. (2018). Microstructure-based hot extrusion process control principles for nickel-base superalloy pipes. *Progress in Natural Science: Materials International*, *28*(3), 391–398. https://doi.org/10.1016/j.pnsc.2018.04.009

19. Medvedev, M., Shyfrin, Y., Frolov, Y., & Bobukh, O. (2022). Estimation of glass lubricant viscosity for hot extrusion of Cr-Ni steel and Ni alloy tubes. *Naukovyi Visnyk Natsionalnoho Hirnychoho Universytetu*, (1), 33–37. https://doi.org/10.33271/nvngu/2022-1/033

M. I. Medvediev[1], D. Sc. (Tech.), Senior Researcher, ORCID 0000-0002-1230-420X
A. V. Krasiuk[2], Production Director, ORCID 0009-0009-8354-687X
O. M. Kuzmina[1,*], Ph. D. (Tech.), Assoc. Prof., ORCID 0000-0003-0794-0583
Yu. O. Hladkyi[3], Engineer, ORCID 0009-0003-1051-2587
B. I. Kvak[1], Ph. D. Student
D. O. Reviakin[1], Ph. D. Student
Yu. V. Nytkin[1], Ph. D. Student

[1] *Ukrainian State University of Science and Technologies*
[2] *PJSC "CENTRAVIS PRODUCTION UKRAINE"*
[3] *State Enterprise "State Research and Production Enterprise "Pavlograd Chemical Plant"*

[*] *Corresponding author: o.m.kuzmina@ust.edu.ua*

THERMAL STATE OF TUBE BILLETS DURING PREPARATORY OPERATIONS OF HOT EXTRUSION OF NICKEL ALLOYS

Abstract. In the manufacturing process of seamless nickel-based alloy tubes by hot extrusion on horizontal hydraulic presses, the formation of surface defects remains a significant and pressing technological problem. One of the main causes for their occurrence is the instability of the temperature-velocity state of the tube billets at various stages of the technological process. Temperature deviations from the optimal narrow range of maximum technological plasticity lead to a rapid decrease in the metal's deformability, an increase in initial stresses, and a deterioration in the

overall quality of the finished tube products. This problem is particularly acute during the processing of the heat-resistant 602CA alloy, which is characterized by high sensitivity to thermal fluctuations and limited technological plasticity. The purpose of this study is to establish the fundamental regularities of changes in the temperature fields of heat-resistant 602CA alloy tube billets at the main stages of their preparation, transportation, and hot extrusion using protective glass lubricants on press installations with capacities of 16.0 and 31.5 MN. The research methodology is based on a comprehensive analysis of the actual industrial production process, direct experimental temperature measurements using thermoelectrodes, as well as mathematical modeling and the use of a system of analytical and semi-empirical relationships to calculate step-by-step temperature losses. The paper details the heat balance at five key stages: transportation of the billet from the induction heater to the lubrication table, application of the protective glass lubricant, transportation of the coated billets to the press, holding in the container before extrusion, and the actual extrusion, taking into account heat transfer through air gaps, wall thickness, and interaction with the tool. As a result of the work performed, it has been established that the total temperature decrease of the billets during auxiliary and transport operations is inversely proportional to the wall thickness of the resulting hollows. In the studied range of wall thicknesses from 40 to 120 mm and initial heating temperatures from 1050 to 1250 °C, the obtained dependence is close to linear. The developed mathematical model and proposed engineering calculation methodology allow for a scientifically justified selection of the glass lubricant's viscosity characteristics (optimally within the range of 80–100 Pa·s) according to the actual temperature regime of deformation. The practical value of the results has been confirmed under industrial production conditions: the implementation of the developed methodology during the production of a batch of 120 tubes made of the heat-resistant 602CA alloy ensured stable tool protection, the complete elimination of surface defects, an improvement in the overall quality of the finished tube products, and a significant reduction in the defect rate.

Key words: hot extrusion, nickel-base alloys, tube billets, thermal regime, heat balance, glass lubricant, billet cooling, extrusion, surface defects, plasticity.

For citation: Medvediev, M. I., Krasiuk, A. V., Kuzmina, O. M., Hladkyi, Yu. O., Kvak, B. I., Reviakin, D. O., & Nytkin, Yu. V. (2026). Thermal state of tube billets during preparatory operations of hot extrusion of nickel alloys. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 40, 548-561. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-032

Рукопис надійшов до редакції / Received 01.04.2026
Рекомендовано до друку / Accepted 28.05.2026
Опубліковано / Published 30.05.2026

ISSN 2522-9117 (print), ISSN 2786-6149 (online)
"Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії". 2026. Випуск 40
"Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy". 2026. Issue 40

https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-033

УДК 622.33: 621.311.22.002.84

Є. С. Лапшин[1], д.т.н., с.н.с., ORCID 0000-0002-5443-5566
О. І. Шевченко[1,*], д.т.н., с.н.с., ORCID 0000-0003-2630-0186

[1] *Інститут геотехнічної механіки ім. М.С. Полякова НАН України*

[*] *Автор для листування:* igtm.aishevchenko@gmail.com

ОБҐРУНТУВАННЯ ЗАСТОСУВАННЯ ТОНКОГО ГРОХОЧЕННЯ МЕТАЛУРГІЙНИХ ВІДХОДІВ ТА ВИЗНАЧЕННЯ ЧАСУ ПЛАНОВО-ПОПЕРЕДЖУВАЛЬНОГО ОЧИЩЕННЯ ПОВЕРХНІ, ЩО ПРОСІВАЄ

Анотація. Чорна металургія належить до базових галузей промисловості та, поруч із паливно-енергетичним комплексом, визначає конкурентоспроможність економіки нашої країни. Металургійне виробництво в Україні супроводжується утворенням величезної кількості промислових відходів. Близько 80% їх складають шлаки, близько 20% посідають пил і шлами газоочисток. Грохочення шлаку зазвичай проводиться для поділу матеріалу на фракції різного розміру, що дозволяє: отримувати цінні металеві включення; готувати шлак до подальшої переробки чи утилізації; отримувати матеріал певної крупності для будівельних або промислових потреб. Шлак через свій склад, неоднорідність і здатність утримувати вологу являє собою складний матеріал для грохочення; ці фактори можуть знижувати ефективність процесу та збільшувати час простоїв устаткування для очищення поверхні, що просіває; істотно скорочується термін роботи поверхні, що просіває, грохоту. Забивання чарунок поверхні, що просіває, призводить до втрати продуктивності, зниження якості продукції, збільшує простої і трудовитрати. Динаміка забивання чарунок поверхні, що просіває, описана марківським процесом з безперервним часом і двома дискретними станами («вільно» / «забито»). Процес забивання чарунок при класифікації сировини, що важко класифікується, математично описаний як процес чистої загибелі. Час роботи грохоту до очищення розраховується шляхом множення тривалості пробного експерименту на відношення логарифму допустимої частки чистих чарунок до логарифму частки чистих чарунок, отриманої під час цього експерименту. Розрахунок дозволяє визначити оптимальний інтервал часу між очищеннями (або спрацьовуваннями очисних пристроїв). Це виключає як передчасні зупинки (зайві простої), так і роботу на «забитій» поверхні, що просіває, з низькою ефективністю. Для підприємств, що прагнуть отримати максимальну користь зі шлаку (переробка, рекуперація матеріалів або

© Є. С. Лапшин, О. І. Шевченко, 2026

Це стаття відкритого доступу за ліцензією CC BY-NC-ND 4.0
https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/legalcode.uk

виробництво заповнювачів) необхідно мати устаткування, яке стане надійним і економічно вигідним рішенням для виконання цих завдань. Завдяки здатності працювати з твердими матеріалами та забезпечувати стабільні результати, грохот перетворює процес класифікації шлаку зі складного завдання на можливість для підвищення ефективності виробництва.

Ключові слова: металургійні відходи, шлак, переробка, тонке грохочення, поверхня, що просіває, чарунки, забивання, час планово-попереджувального очищення, математичне моделювання.

Посилання для цитування: Лапшин Є. С., Шевченко О. І. Обґрунтування застосування тонкого грохочення металургійних відходів та визначення часу планово-попереджувального очищення поверхні, що просіває. *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії.* 2026. Вип. 40. С. 562-576. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-033

Вступ

Згідно з рішенням Ради національної безпеки та оборони України від 16 липня 2021 року «Про стимулювання пошуку, видобутку та збагачення корисних копалин, що мають стратегічне значення для сталого розвитку економіки та обороноздатності держави», зазначено перелік корисних копалин, що мають першорядне значення для розвитку економіки держави [1]. Їх видобуток і переробка є складним і дорогим процесом. Разом з тим є можливості комплексно переробляти сировину зі сховищ, де накопичуються відходи збагачення гірничодобувних та промислових підприємств [2].

Чорна металургія належить до базових галузей промисловості та, поруч із паливно-енергетичним комплексом, визначає конкурентоспроможність економіки нашої країни. Металургійне виробництво в Україні супроводжується утворенням величезної кількості промислових відходів, що сягає 30% обсягу випуску сталі. Близько 80% їх складають шлаки, біля 20% посідають пил і шлами газоочисток. Обсяг накопичених на металургійних підприємствах України металургійних шлаків – більше ніж 160 млн т, понад 70 млн т шламів, з яких 21 млн т придатні для повторного використання. На частку металургії припадає 38% загальних викидів промисловості України, з них на частку чорної металургії – 16% [3-10].

Враховуючи, що при виплавці 1 т сталі, зі шлаком втрачається до 40 кг *заліза у вигляді оксидів, скрапів та корольків*, а також його мінеральна складова, переробка дозволить знизити витрату природних сировинних ресурсів та покращити екологічну обстановку на прилеглих до відвалів територіях. В даний час проблему утилізації шлаків вирішують двома шляхами:

– шлак у рідкому або твердому стані повертають у технологічний

процес для отримання *залізовуглецевих сплавів*;

– шлак виводять із металургійного циклу та використовують у господарській діяльності [3-10].

Найбільш поширеною є технологія з використовувати поетапного дроблення та подрібнення з подальшою класифікацією і мокрою магнітною сепарацією для видалення металевого скрапу. Цей метод переробки шлаку дозволяє ефективно видалити металеву фазу з крупних класів. У той же час у дрібних класах шлаку присутня значна кількість заліза, як у формі *металевого скрапу* (*зашлаковані відходи чорних або кольорових металів*, *металобрухт*), так і у формі оксидів заліза, які не вилучаються [7, 10].

Наявність у шламах від 37 до 52% заліза та понад 6,5% вуглецю дозволяє розглядати їх як *цінну металургійну сировину*. Дослідженнями встановлено, що найвищий вміст заліза та вуглецю знаходиться у класах -0,6+0,02 мм. Якщо виділити ці класи, можна отримати товарні продукти. Близько 70% шламу представлено частинками розміром понад 0,02 мм. Ці результати вказують на необхідність використання тонкого грохочення за вказаними класами крупності [3-10]. Як відомо ефективність грохочення залежить від властивостей сировини, яка переробляється. Особливо це стосується тонкого грохочення, бо при переробці абразивних, важких і складних матеріалів для розсіву істотно скорочується термін роботи робочої поверхні грохоту (поверхні, що просіває, сітки). Тому необхідно періодично здійснювати контроль стану поверхні, яка просіває, та мати можливість визначення часу планово-попереджувального її очищення.

Методи

У цьому дослідженні було використано такі методи: аналітичний огляд літературних джерел, метод моделювання загибелі та розмноження. Під час аналізу стану питання використані інформаційні ресурси Інтернет-мережі.

Мета роботи – обґрунтування необхідності використання тонкого грохочення при переробці металургійних відходів (сировини, що важко класифікується) та визначення часу планово-попереджувального очищення поверхні, що просіває.

Для досягнення поставленої мети вирішувалися наступні задачі:

– аналіз властивостей сировини;

– аналіз факторів які впливають на ефективність грохочення при переробці сировини, яка важко збагачується;

– математичне моделювання процесу забивання чарунок поверхні, що просіває.

Результати досліджень

Аналіз властивостей сировини

Більшість металургійних шлаків, хоч і мають ресурсну цінність, у буквальному сенсі зберігаються просто неба. 54,5% їх обсягу розміщується у відвалах або на тимчасових складах після видобутку з них скрапу та флюсів для застосування у технологічному процесі [3-10].

Грохочення шлаку зазвичай проводиться для поділу матеріалу на фракції різного розміру, що дозволяє [11]:

– отримувати цінні металеві включення;

– готувати шлак до подальшої переробки чи утилізації;

– отримувати матеріал певної крупності для будівельних або промислових потреб (наприклад, для виробництва цементу, поліпшення властивостей ґрунту або використання як заповнювача при дорожньому будівництві).

Однак цей процес пов'язаний із низкою труднощів.

Особливості переробки шлаку

Шлак – це побічний продукт, що утворюється в процесі плавки та рафінування металів (сталі, чавуну, міді та кольорових металів). До його складу входять переважно домішки, оксиди металів та флюси – добавки, що використовуються для видалення домішок. Через свій склад, неоднорідність і здатність утримувати вологу шлак являє собою складний матеріал для грохочення; ці фактори знижують ефективність процесу та збільшують час простоїв устаткування для очищення поверхні, що просіває [11].

Різнорідний склад та широкий діапазон розмірів частинок

Складний хімічний склад шлаку ускладнює відокремлення цінних компонентів від відходів. Крім того, частки шлаку сильно розрізняються за розміром (від глини і дрібного пилу до великих шматків), що ускладнює грохочення [11].

Форма зерен

Шлак (доменний кусковий або сталеплавильний) розколюється на частинки з гострими краями та складною формою. Такі частки працюють як клини, застряючи в чарунках поверхні, що просіває [11].

Висока твердість та абразивність

Шлак часто містить тверді та абразивні включення, здатні викликати значне зношування обладнання для грохочення. Згодом це призводить до зростання витрат на технічне обслуговування та скорочення терміну служби техніки [11].

Волога та комкування

Деякі види шлаку, особливо після охолодження або при контакті з

водою, здатні утримувати вологу, що призводить до комкування або злипання частинок. Це знижує ефективність грохочення, оскільки грудки можуть забивати чарунки поверхні, що просіває, порушуючи процес поділу та зменшуючи продуктивність. Зберігання металургійного шлаку на відкритому повітрі у поєднанні з природною вологістю (опади, ґрунтова волога) та домішкою глини створює важкі умови для розсіву. У цій ситуації переробники стикаються з комбо-ефектом (це посилений результат, який виникає при правильному поєднанні кількох різних дій або елементів): пориста структура шлаку вбирає дощову воду, активізуються його в'яжучі властивості (цементація), а природна глина пов'язує все це щільну, пластичну масу. В деяких випадках за таких умов поверхня, що просіває, забивається за 15–30 хвилин роботи [11].

Утворення пилу

У процесі переробки може виділятися велика кількість пилу, особливо під час роботи з дрібними фракціями. За відсутності належного контролю цей пил може становити загрозу як здоров'ю персоналу, так і для навколишнього середовища [11].

Енергоспоживання

Процес грохочення шлаку може бути енергоємним, особливо під час роботи з великими обсягами або твердими абразивними матеріалами [11].

Аналіз факторів які впливають на ефективність грохочення при переробці сировини, яка важко класифікується

Грохочення – один з найбільш поширених та енергоємних процесів у гірничо-переробній, металургійній, будівельній та інших галузях. Ефективність поділу мінеральної сировини та техногенних матеріалів по значимості безпосередньо визначає техніко-економічні показники наступних технологічних операцій – від подрібнення та збагачення до кінцевої якості товарної продукції [12-14]. В умовах тенденції залучення до переробки сировини, що важко збагачується зі складною текстурно-структурною характеристикою та високою вологістю вимоги до точності класифікації та надійності технологічного обладнання суттєво зростають.

Однак однією з головних проблем при розсіві вологих, глинистих або дрібнофракційних матеріалів залишається забивання (залипання і заклинювання) поверхонь, що просівають [12-14].

Фізичні причини залипання та заклинювання

1. Вологість та капілярні сили [11, 15]

– за рахунок поверхневого натягу створюються капілярно-стикові містки. Рідина пов'язує дрібні фракції між собою та з

металом/поліуретаном поверхні, що просіває;

– агломерація, тонкі фракції під впливом вологи скочуються в грудки (агломерати), які перекривають робочу площу чарунок.

2. Адгезія та пластичність глини (причина заростання) [11, 15]

– висока липкість, бо глинисті мінерали мають високу адгезивну здатність (прилипання) як між собою, так і на частинки інших матеріалів.

3. Наявність «важких» часток (причина заклинювання) [11, 15]

– критичні («близькі») фракції: найнебезпечнішими є частинки, розмір яких становить від 0,75 до 1,1 від розміру чарунки поверхні, що просіває;

– форма часток: лещадні, голчасті або мають гострі відколи частки легко заходять в чарунку під кутом; під дією вібрації та тиску вищележачого шару матеріалу вони заклинюють чарунки, перекриваючи живий переріз поверхні, що просіває [15, 16].

Актуальність усунення проблеми забивання (залипання і заклинювання) поверхонь, що просівають, зумовлена кількома факторами [12-14]:

- Втрати продуктивності. Забивання чарунок поверхні, що просіває, знижує живий переріз, що веде до падіння пропускної здатності грохоту і порушення всього технологічного циклу.
- Зниження якості кінцевої продукції. При забитій поверхні, що просіває, погіршується чіткість поділу по фракціях, а дрібний клас потрапляє в надрешітний продукт, що знижує товарний вигляд і вартість сировини.
- Зростання експлуатаційних витрат. Часті зупинки обладнання для ручного очищення поверхні, що просіває, збільшують простої і трудовитрати.

Математичне моделювання процесу забивання чарунок поверхні, що просіває

Процес забивання чарунок поверхні, що просіває, являє собою безперервний у часі марківський процес з дискретною безліччю станів (вільний або забитий стан чарунки) [17, 18].

Моделі такого роду називаються процесами загибелі та розмноження. Їхній математичний фундамент заклав Вільгельм Феллер, застосувавши даний метод до біологічних популяцій, в яких зміни станів відображають реальне народження та загибель особин [19].

В даний час моделі загибелі та розмноження широко застосовуються у фізиці, техніці, медицині і т. д.

Система рівнянь Колмогорова для процесу загибелі та

розмноження [20]:

$$\begin{cases} dP_x(t)/dt = \lambda(t)(x-1)P_{x-1}(t) - (\lambda(t)+\mu(t))xP_x(t) + \\ \quad +\mu(t)(x+1)P_{x+1}(t), \quad x = 1, 2, ..., \\ \quad dP_0(t)/dt = \mu(t)P_1(t). \end{cases}$$

де $P_x(t)$ – ймовірність того, що в момент часу t популяція перебуває у стані x; $x(t)$ – кількість організмів у популяції на момент часу t.

Початкові умови $P_x(0) = 1$ для $x = 1$ і $P_x(0) = 0$ для $x \neq 1$.

Для процесу чистої загибелі, у якому можливі переходи ($\lambda(t) = 0$), виключно у суміжний менший стан, отримано вираз для математичного очікування чисельності популяції [20]:

$$M = x_0 \exp(-\mu t). \tag{1}$$

Процес чистої загибелі дозволяє аналізувати забивання чарунок при просіванні сировини з високим вмістом глини і «важких» частинок, коли самоочищення поверхні, що просіває, практично відсутнє.

У контексті теорії грохочення інтерпретація параметрів популяційної динаміки має такий вигляд: чисельність популяції ототожнюється з кількістю чарунок N_0 поверхні, що просіває, а інтенсивності загибелі та народження особин – з інтенсивністю забивання та очищення чарунок відповідно.

Позначимо

$$S(t) = \frac{M(t)}{N_0}.$$

Це відношення назвемо часткою чистих чарунок у момент часу t. Тоді (1) набуває вигляду:

$$S(t) = \exp(-\mu t). \tag{2}$$

На підставі експериментальних даних про частку чистих чарунок $S(t_e)$ за час роботи грохота t_e з виразу (2) розраховується інтенсивність забивання чарунок

$$\mu = -\frac{1}{t_e}\ln\left[S(t_e)\right]. \tag{3}$$

Дані $S(t_e)$ і t_e назвемо результатами попереднього експерименту.

Підставимо (3) в (2) визначимо частку чистих чарунок у довільний момент часу t

$$S(t) = \exp\left\{\frac{t}{t_e}\ln\left[S(t_e)\right]\right\}. \quad (4)$$

Формула (4) дозволяє на основі експериментальних даних про частку чистих чарунок в момент часу спрогнозувати їх частку в момент часу t

Сімейство кривих залежності $S(t)$ від $S(t_e)$ при варіюванні відношення t/t_e, розраховане за формулою (4), наведено на рис. 1.

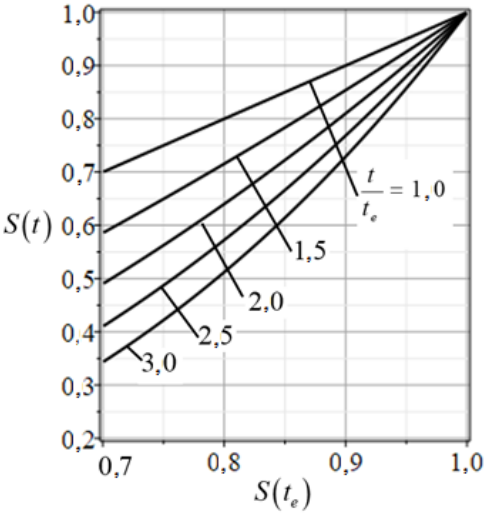


Рисунок 1 – Сімейство кривих залежності $S(t)$ від $S(t_e)$ при різних значеннях відношення t / t_e

З рис. 1 слідує, що ставлення t/t_e істотно впливає на геометрію досліджуваної функції. Зі зростанням t/t_e спостерігається монотонне збільшення кривизни функції, що свідчить про зростання нелінійності модельованого процесу та підвищення її чутливості до зміни $S(t_e)$.

Нехай прийнятні результати грохочення забезпечуються при допустимій частці чистих чарунок S^*. Замінивши в (4) $S(t)$ на S^* і

вирішивши отримане показове рівняння щодо t, визначимо час, коли потрібно очищення поверхні, що просіває, який позначимо t_c

$$t_c = t_e \frac{\ln S^*}{\ln\left[S\left(t_e\right)\right]}. \quad (5)$$

Розрахований час t_c слід використовувати як базовий параметр при визначенні інтервалів очищення грохоту (імпульсного, ультразвукового або механічного) в технічному регламенті.

Тривалість очищення слід вибирати таким чином, щоб повністю відновити живий переріз з мінімальними енерговитратами і без пошкодження поверхні, що просіває.

Допускається забивання від 0,15 до 0,25 чарунок [12, 13] – тобто чистими повинні залишатися від 0,75до 0,85.

Приклад визначення часу очищення поверхні, що просіває

У ході попереднього експерименту було встановлено, що через $t_e = 1$ за годину безперервної роботи грохоту частка чистих чарунок становить $S\left(t_e\right) = 0{,}94$.

Визначити момент часу, при якому необхідно виконувати очищення поверхні, що просіває, виходячи з умови, що допустима частка чистих чарунок становить 0,8.

Розрахунок за формулою (5) дає наступний результат:

$$t_c = 1{,}0 \frac{\ln 0{,}80}{\ln 0{,}94} \approx 3{,}6 \text{ год.}$$

Це значення часу стане основою для налаштування періодичності роботи очисників поверхні, що просіває, в загальному регламенті обслуговування грохоту.

Наведений приклад наочно демонструє простоту розрахунку часу очищення поверхні, що просіває.

Висновки

Чорна металургія належить до базових галузей промисловості та, поруч із паливно-енергетичним комплексом, визначає конкурентоспроможність економіки нашої країни. Металургійне виробництво в Україні супроводжується утворенням величезної кількості промислових відходів, що сягає 30% обсягу випуску сталі. Близько 80% їх складають шлаки, близько 20% посідають пил і шлами газоочисток. Попередні результати вказують на необхідність при переробці відходів використання тонкого грохочення за вказаними

класами крупності. Як відомо ефективність грохочення залежить від властивостей сировини, яка переробляється.

Більшість металургійних шлаків, хоч і мають ресурсну цінність, у буквальному сенсі зберігаються просто неба. 54,5% їх обсягу розміщується у відвалах або на тимчасових складах після видобутку з них скрапу та флюсів для застосування у технологічному процесі.

Грохочення шлаку зазвичай проводиться для поділу матеріалу на фракції різного розміру, що дозволяє: отримувати цінні металеві включення; готувати шлак до подальшої переробки чи утилізації; отримувати матеріал певної крупності для будівельних або промислових потреб (наприклад, для виробництва цементу, поліпшення властивостей ґрунту або використання як заповнювача при дорожньому будівництві). Однак цей процес пов'язаний із низкою труднощів.

При переробці абразивних, важких і складних матеріалів для розсіву, таких як металургійний шлак, істотно скорочується термін роботи робочої поверхні грохоту (поверхні, що просіває, сітки).

Шлак через свій склад, неоднорідність і здатність утримувати вологу шлак являє собою складний матеріал для грохочення; ці фактори можуть знижувати ефективність процесу та збільшувати час простоїв устаткування для очищення поверхні, що просіває; істотно скорочується термін роботи робочої поверхні грохоту (поверхні, що просіває, сітки).

Забивання чарунок поверхні, що просіває, призводить до втрати продуктивності, зниження якості продукції, збільшує простої і трудовитрати.

Динаміка забивання чарунок поверхні, що просіває, описана марківським процесом з безперервним часом і двома дискретними станами («вільно» / «забито»).

Процес забивання чарунок при класифікації сировини, що важко класифікується, математично описаний як процес чистої загибелі.

Час роботи грохоту до очищення розраховується шляхом множення тривалості пробного експерименту на відношення логарифму допустимої частки чистих чарунок до логарифму частки чистих чарунок, отриманої під час цього експерименту.

Розрахунок дозволяє визначити оптимальний інтервал часу між очищеннями (або спрацьовуваннями очисних пристроїв). Це виключає як передчасні зупинки (зайві простої), так і роботу на «забитій» поверхні, що просіває, з низькою ефективністю.

Для підприємств, що прагнуть отримати максимальну користь зі шлаку (переробка, рекуперація матеріалів або виробництво заповнювачів) необхідно мати устаткування, яке стане надійним і

економічно вигідним рішенням для виконання цих завдань. Завдяки здатності працювати з твердими матеріалами та забезпечувати стабільні результати, грохот перетворює процес класифікації шлаку зі складного завдання на можливість для підвищення ефективності виробництва.

Перелік посилань

1. Верховна Рада України. Про рішення Ради національної безпеки і оборони України від 16 липня 2021 року «Про стимулювання пошуку, видобутку та збагачення корисних копалин, які мають стратегічне значення для сталого розвитку економіки та обороноздатності держави». [Електронний ресурс]. – Режим доступу: https://zakon.rada.gov.ua/laws/show/306/2021#Text

2. Пропозиції щодо удосконалення механізмів реалізації рішення РНБО про стимулювання пошуку, видобутку та збагачення корисних копалин. Український інститут майбутнього. 09 Вересня 2021. [Електронний ресурс]. – Режим доступу: https://uifuture.org/publications/propozycziyi-shhodo-udoskonalennya-mehanizmiv-realizacziyi-rishennya-rnbo-shhodo-stymulyuvannya-poshuku-vydobutku-ta-zbagachennya-korysnyh-kopalyn/

3. Современные проблемы и решения в системе управления опасными отходами. Учебное пособие / А. М. Касимов, В. Т. Семенов, Н. Г. Щербань, В. В. Мясоедов // Харьков: ХНАГХ, 2008. 510 с.

4. Носков В. А. Развитие научных разработок в области рециклирования промышленных отходов в черной металлургии / В. А. Носков // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии. 2008. №16. С. 345-351.

5. Назюта Л.Ю. Анализ сырьевой базы металлургического производства. Железорудные материалы / Л. Ю. Назюта, Н. В. Косолап, А. В. Губанова // Металл и литье Украины. 2005. № 9-10. С. 3-7.

6. Ніколаєнко П. К. Технологія довилучення заліза з переробленного доменного шлаку / П. К. Ніколаєнко, К. В. Ніколаєнко, Ф. Г. Татаринов, Н. А. Яковенко // Збагачення корисних копалин. 2019. № 74(115). С. 13-18.

7. Бердинських О. Дохід з відходів: Україна може подвоїти переробку та експорт шлаків / О. Бердинських // GMK Center. – 2019. [Електроний ресурс]. – Режим доступу: https://gmk.center/ua/posts/dohid-z-vidhodiv-ukraina-mozhe-podvoiti-pererobku-ta-eksport-shlakiv/ – Назва з екрану.

8. Лапшин Є. С., Шевченко О. І. Техногенні відходи України: оцінка їх негативного впливу на екологію, необхідність і можливості їх переробки шляхом тонкої класифікації та зневоднення. У книзі «Система управління відходами в циркулярній економіці: фінансові, соціальні, екологічні та енергетичні детермінанти»: монографія / за загал. ред. А. С. Росохатої, М. Г. Мінченко. Суми: Сумський державний університет, 2023. 313 с. С. 18-27. https://essuir.sumdu.edu.ua/handle/123456789/94661

9. Lapshyn Ye. Feasibility of Fine Classification in Processing Watered Coal Sludge from Storage: A Case Study of the Dnipro Coke Chemical Plant / Ye. Lapshyn, O. Shevchenko, S. Dybrin, R. Dychkovskyi // Acta Montanistica Slovaca. 2025. Volume 30 (2025), 1. P. 100-113. https://doi.org/10.46544/AMS.v30i1.07/

10. Лапшин Є. С., Шевченко О. І. (2025), Обґрунтування можливості

отримання з техногенних відходів вторинної сировини, що містить цінні компоненти. *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії.* Вип. 39. С. 160-174. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2025-39-09

11. Aggregates Equipment, Inc. Overcoming Slag Screening Challenges. 04.14.25. URL: https://aeiscreens.com/news/slag-screening-challenges/

12. King, R. P. Modeling and Simulation of Mineral Processing Systems / R. P. King. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2001. 403 p.

13. Wills, B. A**.** Mineral Processing Technology: An Introduction to the Practical Aspects of Ore Treatment and Mineral Recovery / B. A. Wills, T. Napier-Munn. 7th ed. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2006. 444 p.

14. Білецький, В. С. Основи техніки та технології збагачення корисних копалин: навч. посібн. / В. С. Білецький, Т. А. Олійник, В. О. Смирнов, Л. В. Скляр. К. : Видавництво Ліра-К, 2020. 634 с.

15. Лапшин Е. С., Шевченко А. И. Анализ состояния развития вибрационного грохочения при обезвоживании минерального сырья. Сб. научн. трудов ИГТМ НАН Украины «Геотехническая механика». Днепропетровск, 2012. Вып. 101. С. 84–104. http://dspace.nbuv.gov.ua/bitstream/handle/123456789/54004/11-Lapshin.PDF?sequence=1

16. Білецький В. С., Смирнов В. О. Технологія збагачення корисних копалин (видання друге). Донецьк: Східний видавничий дім, 2009. 272 с. https://ea.donntu.edu.ua/bitstream/123456789/34510/1/Book_2009_Biletskyi_Tekhnolohiia_zbahachennia.pdf

17. Надутый, В. П. Вероятностные процессы вибрационной классификации минерального сырья / В. П. Надутый, Е. С. Лапшин. К. : Наукова думка, 2005. 180 с.

18. Надутый, В. П. Определение времени планово-предупредительной очистки сита грохота / В. П. Надутый, Е. С. Лапшин // Металлургическая и горнорудная промышленность. 2001. № 3. С. 55–57.

19. Birth-death process. URL: https://en.wikipedia.org/wiki/Birth%E2%80%93death_process

20. Bharucha-Reid, A. T**.** Elements of the Theory of Markov Processes and Their Applications / A. T. Bharucha-Reid; consulting editor D. Blackwell. New York; London: McGraw-Hill, 1960. 468 p.

References

1. Verkhovna Rada of Ukraine. On the Decision of the National Security and Defense Council of Ukraine dated July 16, 2021, "On Stimulating the Exploration, Extraction, and Beneficiation of Mineral Resources of Strategic Importance for the Sustainable Development of the Economy and the State's Defense Capability." URL: https://zakon.rada.gov.ua/laws/show/306/2021#Text

2. Proposals for improving the mechanisms for implementing the NSDC decision on incentivizing the exploration, extraction, and processing of mineral resources. Ukrainian Institute for the Future. September 9, 2021. URL: https://uifuture.org/publications/propozycziyi-shhodo-udoskonalennya-mehanizmiv-realizacziyi-rishennya-rnbo-shhodo-stymulyuvannya-poshuku-vydobutku-ta-zbagachennya-korysnyh-kopalyn/

3. Kasimov, A. M., Semenov, V. T., Shcherban, N. G., & Myasoedov, V. V.

(2008). *Modern problems and solutions in the hazardous waste management system.* Kharkiv National Academy of Agricultural Sciences

4. Noskov, V. A. (2008). Development of scientific research in the field of recycling of industrial waste in ferrous metallurgy. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 16, 345-351

5. Nazyuta, L. Yu., Kosolap, N. V., & Gubanova, A. V. (2005). Analysis of the raw material base of metallurgical production. Iron ore materials. *Metal and casting of Ukraine*, 9-10, 3-7

6. Nikolayenko P. K., Nikolayenko K. V., Tatarinov F. G., & Yakovenko N. A. (2019). Technology of additional iron extraction from processed blast furnace slag. *Mineral enrichment*, 74(115), 13-18

7. Berdynskyh, O. (2019). Income from waste: Ukraine can double the processing and export of slag. GMK Center. URL: https://gmk.center/ua/posts/dohid-z-vidhodiv-ukraina-mozhe-podvoiti-pererobku-taeksport-shlakiv/

8. Lapshin, Ye., & Shevchenko, O. (2023). *Technogenic waste in Ukraine: assessment of its negative environmental impact, and the necessity and possibilities for processing it through fine classification and dewatering*. In the monograph Waste Management System in the Circular Economy: Financial, Social, Environmental, and Energy Determinants, edited by A.S. Rosokhatata and M.H. Minchenko. Sumy: Sumy State University. P. 18–27. https://essuir.sumdu.edu.ua/handle/123456789/94661

9. Lapshyn, Ye., Shevchenko, O., Dybrin, S., Dychkovskyi, R. (2025). Feasibility of Fine Classification in Processing Watered Coal Sludge from Storage: A Case Study of the Dnipro Coke Chemical Plant. *Acta Montanistica Slovaca*. 30 (2025), 1,100-113. https://doi.org/10.46544/AMS.v30i1.07/

10. Lapshyn, Ye. S., & Shevchenko, O. I. (2025). Justification of the possibility of obtaining secondary raw materials containing valuable components from technological waste. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 39, 160-174. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2025-39-09

11. Aggregates Equipment, Inc. Overcoming Slag Screening Challenges. 04.14.25. URL: https://aeiscreens.com/news/slag-screening-challenges/

12. King, R. P. (2001). *Modeling and Simulation of Mineral Processing Systems*. Oxford: Butterworth-Heinemann, 403 p

13. Wills, B. A., Napier-Munn, T. (2006). *Mineral Processing Technology: An Introduction to the Practical Aspects of Ore Treatment and Mineral Recovery*. 7th ed. Oxford: Butterworth-Heinemann. 444 p

14. Biletskyi, V. S., Oliinyk, T. A., Smyrnov, V. O., Skliar, L. V. (2020). Fundamentals of Mineral Processing Machinery and Technology: A Study Guide. Kyiv: Lira-K Publishing House. 634 p

15. Lapshin, Ye. S., & Shevchenko, A. I. (2012). Analysis of the state of development of vibration screening during the dehydration of mineral raw materials. *Geo-Technical Mechanics*. Issue 101. P. 84–104. URL: http://dspace.nbuv.gov.ua/bitstream/handle/123456789/54004/11-Lapshin.PDF?sequence=1

16. Biletskyi, V. S., Smyrnov, V. O. (2009). *Mineral Processing Technology*. Donetsk: Skhidnyi Vydavnychyi Dim. 72 p. URL:

https://ea.donntu.edu.ua/bitstream/123456789/34510/1/Book_2009_Biletskyi_Tekhnolohiia_zbahachennia.pdf

17. Nadutyy, V. P., &Lapshyn, E. S. (2005). *Probabilistic processes of vibrational classification of mineral raw materials*. Scientific opinion. 180 p.

18. Nadutyy, V. P., & Lapshyn, E. S. (2001). Determining the time of planned and preventive cleaning of the sieve screen. Metallurgical and mining industry, (3), 55–57.

19. Birth–death process. URL: https://en.wikipedia.org/wiki/Birth%E2%80%93death_process

20. Bharucha-Reid, A. T**.** (1960). *Elements of the Theory of Markov Processes and Their Applications*. Consulting editor D. Blackwell. New York; London: McGraw-Hill. 468 p

Ye. S. Lapshyn[1], D. Sc. (Tech.), Senior Researcher, ORCID 0000-0002-5443-5566
O. I. Shevchenko[1,*], D. Sc. (Tech.), Senior Researcher, ORCID 0000-0003-2630-0186

[1] *M. S. Poliakov Institute of Geotechnical Mechanics of the National Academy of Sciences of Ukraine*

** Corresponding author: igtm.aishevchenko@gmail.com*

JUSTIFICATION FOR THE APPLICATION OF FINE SCREENING OF METALLURGICAL WASTES AND DETERMINATION OF THE TIMING FOR SCHEDULED PREVENTIVE CLEANING OF THE SCREENING SURFACE

Abstract. Ferrous metallurgy is a core industrial sector that, alongside the fuel and energy complex, determines the competitiveness of our country's economy. Metallurgical production in Ukraine generates vast quantities of industrial waste. Slag accounts for approximately 80% of this waste, while dust and gas-cleaning sludges make up about 20%. Slag screening is typically performed to separate the material into fractions of various sizes, enabling the recovery of valuable metal inclusions, the preparation of slag for further processing or disposal, and the production of material with specific particle sizes for construction or industrial applications. Due to its composition, heterogeneity, and moisture-retention properties, slag is a challenging material to screen; these factors can reduce process efficiency, increase equipment downtime for cleaning the screening surface, and significantly shorten the service life of the screen itself. Blinding of the screening surface apertures leads to productivity losses and reduced product quality, while also increasing downtime and labor requirements. The dynamics of aperture blinding are described by a continuous-time Markov process with two discrete states ("clear" / "blinded"). The blinding process during the classification of difficult-to-screen material is mathematically modeled as a pure-death process. The operating time between cleanings is calculated by multiplying the duration of a test run by the ratio of the logarithm of the permissible fraction of clear apertures to the logarithm of the fraction of clear apertures observed during that test. This calculation enables the determination of the optimal time interval between cleanings (or cleaning device

activations). It prevents both premature shutdowns (unnecessary downtime) and inefficient operation with a blinded screening surface. For enterprises aiming to maximize the value of slag – whether through processing, material recovery, or aggregate production – it is essential to have equipment that offers a reliable and cost-effective solution for these tasks. With its ability to handle solid materials and deliver consistent results, the screen transforms slag classification from a challenging task into an opportunity to enhance production efficiency.

Keywords: metallurgical waste, slag, processing, fine screening, screening surface, apertures, blinding, scheduled cleaning time, mathematical modeling.

For citation: Lapshyn, Ye. S., & Shevchenko, O. I. (2026). Justification for the application of fine screening of metallurgical wastes and determination of the timing for scheduled preventive cleaning of the screening surface. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 40, 562-576. https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-033

Рукопис надійшов до редакції / Received 01.04.2026
Рекомендовано до друку / Accepted 28.05.2026
Опубліковано / Published 30.05.2026

ISSN 2522-9117 (print), ISSN 2786-6149 (online)

ЗМІСТ

Бабаченко О. І., Парусов Е. В., Гармаш Л. І. Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України: наукові здобутки та шляхи стратегічного розвитку 4

Бабаченко О. І., Кононенко Г. А., Подольська О. А., Шпак О. А., Сафронов О. Л. Особливості руйнування під час випробування на визначення в'язкості руйнування в залежності від рівня міцності сталі для залізничних коліс 22

Голубенко Т. М., Луценко В. А., Луценко О. В. , Сівак Г. І. Про вплив чистоти низьковуглецевої сталі G3Si1 при виробництві тонкого дроту 44

Губенко С. І., Парусов Е. В., Чуйко І. М., Парусов О. В. Особливості трансформації гетерофазних неметалевих включень за гарячої та холодної прокатки сталей. Частина 1 56

Аджамський А. В., Балаханова Т. В., Барановська О. Є., Подольський Р. В. Суперечливість впливу параметрів сканування на геометрію та розміри ванни розплаву під час процесу LPBF (огляд) 79

Федоряченко С. О., Зіборов К. А., Лаухін Д. В., Швець О. В., Король В. М., Гаркавенко Д. В. Обчислювальний алгоритм оцінки тріщиностійкості сталевих виливків на основі термогідродинамічних симуляцій 98

Козечко В. І., Лаухін Д. В., Бекетов О. В., Романенко Т. Є., Кузнецов С. В., Мамчур Д. І. Кількісний аналіз взаємозв'язку між товщиною металопрокату та комплексом механічних властивостей сталі 10Г2ФБ 110

Дейнеко Л. М., Пінчук В. Л., Тараненко А. О. Основні фактори, які впливають на експлуатаційну стійкість металу пластин бронежилетів 122

Соболенко М. О. Особливості застосування неізотермічної витримки у процесі сфероїдизуючого відпалювання низьковуглецевої сталі 156

ISSN 2522-9117 (print), ISSN 2786-6149 (online)

Алексеєнко І. І., Костін В. А. Особливості структурних перетворень металу зони термічного впливу високо твердих сталей. (Огляд) 166

Карпова Т. П., Григор'єва Н. О. Закономірності формування структури та механічних властивостей сірого чавуну залежно від умов охолодження та перерізу виливків 186

Кімстач Т. В., Реп'ях С. І. Корозія бронз у вологому повітрі та соляному тумані 195

Сазанішвілі З. В., Ротт Н. О. Вплив вібраційної обробки на структуроутворення та властивості заевтектичного силуміну 213

Пілюгін Є. Д. Комплексне моделювання властивостей скловолоконної полімерної арматури в бетонних елементах при тепловому та циклічному навантаженні 226

Пімахов М. В. Цифрова реконструкція та прогнозування фізико-механічних властивостей пошкоджених будівель на основі даних 3D-сканування: концепція «геометрія + властивості» 237

Мінєєв С. П., Антончик В. Є., Ганкевич В. Ф., Уколова Т. М., Кіба В. Я. Пневмоамортизатор бурового станка 246

Гавриленко С. С. Моделювання перехідного процесу врівноваженого колосникового грохота-перевантажувача під дією ударного навантаження 261

Семенов Ю. С., Горупаха В. В., Ващенко С. В., Шумельчик Є. І., Худяков О. Ю., Баюл К. В. Розробка системи підтримки прийняття рішень щодо управління розподілом параметрів дуття по фурмах доменної печі 272

Іванча М. Г., Вишняков В. І., Муравйова І. Г., Гармаш Л. І., Щербачов В. Р., Білошапка О.О., Єрмоліна К. П. Методи розрахунку та математичні моделі розподілу шихтових матеріалів на колошнику доменної печі, що застосовуються у технологічній та дослідній практиці 290

Крячко Г. Ю., Сігарьов Є. М. Зв'язок інтенсивності доменної плавки зі структурою стовпа шихти і радіальним газорозподілом. 320

ISSN 2522-9117 (print), ISSN 2786-6149 (online)

Бочка В. В., Нізяєв К. Г., Ягольник М. В., Шмат К. В., Олексієнко М. М., Бабенко О. І. Дослідження особливостей руху шихти в безконусному завантажувальному пристрої лоткового типу 332

Грес Л. П., Гупало О. В., Єрьомін О. О., Каракаш Є. О., Суліменко С. Є., Перетятько Є. В. Дослідження зміни температури гарячого дуття, теплообмінних, газодинамічних та конструктивних параметрів доменних повітронагрівачів при використанні високоефективних форм насадок 349

Маначин І. О., Петруша В. П., Руденко О. Л., Чугуй В. В., Почитаєв С. О., Єськов Д. В. Порівняльний аналіз ефективності процесів позапічної десульфурації чавуну зернистим магнієм 364

Кисляков В. Г., Тогобицкая Д. М., Петруша В. П., Ліхачов Ю. М., Ходотова Н. Є. Розвиток і наповнення інформаційної системи "Позапічна обробка чавуну" показниками комплексної обробки чавуну 375

Чернятевич А. Г., Молчанов Л. С. Напрямки підвищення енергоефективності конвертерної плавки в умовах ПАТ «АРСЕЛОРМІТТАЛ КРИВИЙ РІГ» 386

Голуб Т. С., Мінай О. М. Сучасні методи дослідження розподілу потоків та їх швидкостей у рідкій фазі при продувці крізь сопло Лаваля 433

Самохвалов С. Є., Піптюк В. П., Греков С. В. Математичне моделювання динаміки добавок з різними питомими густинами при їх колективному введенні в ківш 454

Степаненко Д. О., Гришин О. М., Кукса О. В., Лісова Л. О., Поворотня І. Р. Теоретичне та експериментальне обґрунтування твердофазного відновлення хрому та заліза з їх оксидів 465

Раздобрєєв В. Г., Ключніков К. Ю., Паламар Д. Г., Лещенко О. І., Іванов О. П. Моделювання процесу знакозмінної деформації профілю стрічкового типу у трьохроликовому згино-розтягувальному пристрої 484

ISSN 2522-9117 (print), ISSN 2786-6149 (online)

Угрюмов Ю. Д., Добряк В. Д., Мазур І. А., Угрюмов Д. Ю. Нові процеси підготовки заготовок до прошивання на косовалковому стані 501

Амбражей М. Ю. Методика оцінювання еволюції тонкої структури низьковуглецевої сталі під час виготовлення стабілізованої холоднодеформованої арматури. 525

Медведев М. І., Бобух О. С., Кузьміна О. М., Гладкий Ю. О., Квак Б. І., Ревякін Д. О., Ниткін Ю. В. Термічний стан трубних заготовок під час підготовчих операцій гарячого пресування нікелевих сплавів 548

Лапшин Є. С., Шевченко О. І. Обґрунтування застосування тонкого грохочення металургійних відходів та визначення часу планово-попереджувального очищення поверхні, що просіває 562

ЗМІСТ 577

CONTENT 581

ISSN 2522-9117 (print), ISSN 2786-6149 (online)

CONTENT

Babachenko O. I., Parusov E. V., Garmash L. I. Iron and Steel Institute of Z. I. Nekrasov of National Academy of Sciences of Ukraine: scientific achievements and paths of strategic development 4

Babachenko O. I., Kononenko G. A., Podolska O. A., Shpak O. A., Safronov O. L. Fracture features during fracture toughness testing depending on the strength level of steel for railway wheels 22

Golubenko T. M., Lutsenko V. A., Lutsenko O. V., Sivak G. I. About influence of the cleanliness of the low-carbon steel G3Si1 during production of the thin wire 44

Gubenko S. I., Parusov E. V., Chuiko I. M., Parusov O. V. Features of the transformation of heterophase non-metallic inclusions during hot and cold rolling of steels. Part 1 56

Adzhamskyi S. V., Balakhanova T. V., Baranovska O. Ye., Podolskyi R. V. Conflicting influence of scanning parameters on the geometry and size of the melt pool during the LPBF process (review) 79

Fedoriachenko S. O., Ziborov K. A., Laukhin D. V., Shvets O. V., Korol V. M., Harkavenko, D. V. Computational algorithm for evaluating the fracture toughness of steel castings based on thermohydrodynamic simulations 98

Kozechko V. I., Laukhin D. V., Beketov O. V., Romanenko T. Ie., Kuznetsov S. V., Mamchur D. I. Quantitative analysis of the interrelationship between the thickness of rolled metal products and the complex of mechanical properties of 10G2FB steel 110

Deyneko L. M., Pinchuk V. L., Taranenko A. O. Main factors that affect the operational stability of the metal of bulletin vest plate 122

Sobolenko M. O. Peculiarities of the application of non-isothermal holding in the process of spheroidizing annealing of low-carbon steel 156

Alekseenko I. I., Kostin V. A. Features of structural transformations of the heat affected zone metal of high-hardness steels. (Review) 166

Karpova T. P., Hryhorieva N. O. Regularities in the formation of the structure and mechanical properties of gray cast iron depending on the cooling conditions and cross-section of castings 186

Kimstach T. V., Repyakh S. I. Corrosion of bronzes in humid air and salt fog 195

ISSN 2522-9117 (print), ISSN 2786-6149 (online)

Sazanishvili Z. V., Rott N. O. Predicting the yield strength of aluminum alloys of the Al–Mg–Sc–Zr system, taking into account grain and disperse strengthening 213

Piliuhin Y. D. Comprehensive modeling of the properties of glass fiber reinforced polymer reinforcement in concrete elements under thermal and cyclic loading 226

Pimakhov M. V. Digital reconstruction and prediction of physical and mechanical properties of damaged buildings based on 3D scanning data: the "geometry + properties" concept. 237

Minieiev S. P., Antonchyk V. Ye., Hankevych V. F., Kaluhina N. O., Ukolova T. M., Kiba V. Ya. Pneumatic shock absorber for drilling machines 246

Havrylenko S. S. Simulation of the transient process of a balanced grizzly screen-reloader under impact loading 261

Semenov Yu. S., Horupakha V. V., Vashchenko S. V., Shumelchyk Ye. I., Khudyakov O. Yu., Baiul K. V. Development of a decision support system for controlling the distribution of blast parameters over blast furnace tuyeres 272

Ivancha M. H., Vishnyakov V. I., Muravyova I. H., Garmash L. I., Shcherbachov V. R., Biloshapka O. O., Yermolina K. P. Calculation methods and mathematical models of the distribution of charge materials on the top of a blast furnace, used in technological and research practice 290

Kriachko H. Yu., Siharov Ye. M. The relationship between blast furnace smelting intensity, burden column structure and radial gas distribution 320

Bochka V. V., Niziaiev K. H., Yaholnyk M. V., Shmat K. V., Oleksiienko, M. M., Babenko O. I. Research of the features of the charging movement in a coneless charging device of a tray-type 332

Gres L. P., Gupalo O. V., Yeromin O. O., Karakash Ye. O., Sulimenko S. Ye., Peretiatko Ye. V. Investigation of hot blast temperature variation, heat transfer, gas dynamic, and design parameters of blast furnace stoves using high-efficiency checkerwork shapes 349

Manachyn I. O., Petrusha V. P., Rudenko O. L., Chuhui V. V., Pochytaiev S. O., Yeskov D. V. Comparative analysis of the efficiency of pig iron ladle desulfurization processes using granular magnesium 364

ISSN 2522-9117 (print), ISSN 2786-6149 (online)

Kislyakov V. G., Togobytska D. M., Petrusha V. P., Likhachov Y. M., Khodotova N. E. Development and filling of the information system "Out-of-Furnace Iron Processing" with indicators of complex iron processing 375

Cherniatevych A. H., Molchanov L. S. Directions for increasing the energy efficiency of converter smelting in the conditions 386

Golub T. S., Minai O. M. Modern methods for studying the distribution of flows and their velocities in the liquid phase when blowing through a Laval nozzle 433

Samokhvalov S. Ye., Piptyuk V. P., Grekov S. V. Mathematical modeling of the dinamics of additives with different spesific densities during their collective introduction into the ladle 454

Stepanenko D. O., Grishin O. M., Kuksa O. V., Lisova L. O., Povorotnia I. R. Theoretical and experimental substitution of solid-phase reduction of chrome and zatiz from their oxides 465

Razdobrieiev V. H., Kluychnikov K. Yu., Palamar D. H., Leshchenko O. I., Ivanov O. P. Modeling the process of alternating deformation of a strip-type profile in a three-roller bending-tensile device 484

Uhriumov Yu. D., Dobriak V. D., Mazur I. A., Uhriumov D. Yu. New processes for preparing blanks for stitching on a slant roll mill 501

Ambrazhey M. Yu. Method for evaluating the fine structure evolution of low-carbon steel during the production of stabilized cold-deformed reinforcing steel 525

Medvediev M. I., Krasiuk A. V., Kuzmina O. M., Hladkyi Yu. O., Kvak B. I., Reviakin D. O., Nytkin Yu. V. Thermal state of tube billets during preparatory operations of hot extrusion of nickel alloys 548

Lapshyn Ye. S., Shevchenko O. I. Justification for the application of fine screening of metallurgical wastes and determination of the timing for scheduled preventive cleaning of the screening surface 562

CONTENT 581

Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова
Національної академії наук України

Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії

Збірник наукових праць
Випуск 40
2026 рік

Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy

Collection of scientific papers
Issue 40
2026

(Українською та англійською мовами)

Художній редактор – *О. В. Гупало*
Технічний редактор – *О. В. Гупало*
Комп'ютерна верстка – *О. В. Гупало*

Здано до складання 28.05.2026. Підписано до друку 30.05.2026.
Формат 84 х 108/32. Ум. друк. арк. 30,25
Обл.-вид. арк. 29,36. Тираж 100.

Типографія «Візіон»
49050, м. Дніпро, пл. Академіка Стародубова, 1
Свідоцтво про держреєстрацію №04052442 Ю 0021076
Свідоцтво суб'єкта видавничої справи 60-р

Інститут чорної металургії НАН України
49050, м. Дніпро, пл. Академіка Стародубова, 1
Email: office.isi@nas.gov.ua, isi.fapfm@gmail.com
Тел.: +3 (8056) 790-05-14. Web-site: http://jrn.isi.gov.ua/