

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

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

DOI: 10.52150/2522-9117-2025-39

**ФУНДАМЕНТАЛЬНІ ТА
ПРИКЛАДНІ ПРОБЛЕМИ
ЧОРНОЇ МЕТАЛУРГІЇ**

Збірник наукових праць

Випуск 39

**FUNDAMENTAL AND APPLIED
PROBLEMS OF FERROUS
METALLURGY**

Issue 39

Виходить щорічно. Заснований у 1995 році

2025

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 № 14 від 21.10.2025 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: 10.52150/2522-9117-2025-39

© Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, 2025

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

Санін Анатолій Федорович, д.т.н., проф., Дніпровський національний університет імені Олеся Гончара, декан фізико-технічного факультету; Спеціальність: G8 – Матеріалознавство; ORCID ID: 0000-0002-5614-3882; Web of Science ResearcherID: U-6276-2017; Scopus Author ID: 7005800076

Karmiris-Obratański Panagiotis, Ph D, AGH University of Krakow (Poland), Research and Teaching Assistant; Спеціальність: G8 – Матеріалознавство; ORCID ID: 0000-0002-2507-0764; Web of Science ResearcherID: ABA-7221-2020; Scopus Author ID: 57216691715

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 Michal, Dr. Habil. Eng., Professor, AGH University of Krakow (Poland), Professor; G10 – Металургія; ORCID ID: 0000-0002-7665-8058; Web of Science ResearcherID: AAD-6518-2019; Scopus Author ID: 57196329728

Krot Pavlo, Dr. Habil. Eng., Wroclaw University of Science and Technology (Poland), Associate Professor; 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

Круковський Олександр Петрович, д.т.н., Інститут геотехнічної механіки ім. М. С. Полякова НАН України, заступник директора з наукової роботи; Спеціальність: G11 – Машинобудування (133 – Галузеве машинобудування); ORCID ID: 0000-0002-2659-5095; Web of Science ResearcherID: AAU-6717-2020; Scopus Author ID: 57209577290

<https://doi.org/10.52150/2522-9117-2025-39-01>

УДК 669.184:622.785:504.06

Р. М. Руденко^{1,*}, здобувач третього рівня вищої освіти, ORCID 0009-0008-6207-0107

Є. М. Сігарьов¹, д.т.н., професор, ORCID 0000-0002-8229-7877

М. Р. Руденко¹, к.т.н. доцент, ORCID 0000-0002-8016-5221

М. А. Кашеев¹, к.т.н., доцент, ORCID 0000-0002-0938-4384

¹ Дніпровський державний технічний університет

* Автор для листування: 18rudenko@gmail.com

ВПЛИВ КАПІЛЯРНОГО ВСМОКТУВАННЯ ВОЛОГИ НА ФОРМУВАННЯ ГРАНУЛ АГЛОМЕРАЦІЙНОЇ ШИХТИ

Анотація. Метою дослідження є визначення впливу вологості та гранулометричного складу компонентів на якість гранулювання агломераційної шихти, а також з'ясування ролі попереднього гранулювання дрібнодисперсних матеріалів (пилу, шлаків, вапна) у формуванні структури шихти та забезпеченні рівномірного її зволоження. На основі експериментальних даних і виробничих спостережень показано, що попереднє гранулювання сприяє зростанню частки міцних гранул оптимальної фракції 3 – 10 мм, зменшує прояви сегрегації та покращує газопроникність шару. Встановлено закономірності капілярного всмоктування води гранулами різного розміру та визначено її вплив на рівномірність розподілу води у шихті. Запропоновані рекомендації щодо використання попереднього гранулювання спрямовані на підвищення ефективності підготовки шихти та зростання продуктивності агломераційних машин.

Ключові слова: агломераційна шихта, гранулювання, вологість, капілярне всмоктування, гранулометричний склад, газопроникність.

Посилання для цитування: Вплив капілярного всмоктування води на формування гранул агломераційної шихти / Р. М. Руденко, Є. М. Сігарьов, М. Р. Руденко, М. А. Кашеев // *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії*. 2025. Вип. 39. С. 4-19. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2025-39-01>.

Постановка проблеми

Проблема підвищення ефективності грануляції складових агломераційної шихти безпосередньо пов'язана з якісною підготовкою дрібнодисперсних компонентів, які становлять значну частку у

© Р. М. Руденко, Є. М. Сігарьов, М. Р. Руденко, М. А. Кашеев, 2025



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

сировинному балансі сучасних металургійних комбінатів України.

Відомо, що саме ці фракції визначають ступінь однорідності суміші, стабільність зволоження та газопроникність шару, однак їхня поведінка у процесі зволоження залишається недостатньо контрольованою.

Аналіз останніх досліджень та публікацій

Агломераційне виробництво залишається базовим процесом чорної металургії, що забезпечує переробку дрібних рудних матеріалів у придатний для доменної плавки агломерат. За даними [1, 2], частка агломерату в доменній шихті на сучасних підприємствах перевищує 70 %, що обумовлює вирішальний вплив його якості на техніко-економічні показники доменного виробництва.

Однією з найважливіших проблем підготовки аглошихти є наявність у її складі значної кількості дрібнодисперсних компонентів – пилу агломераційного та доменного виробництв, шламів мокрого очищення газів, вапна та вапняків, а також дрібних класів концентратів і руд. Вони погіршують умови грануляції, знижують газопроникність шару та призводять до підвищеного винесення пилу в аспіраційні системи [3]. Це не лише ускладнює перебіг процесу спікання, а й підвищує екологічне навантаження на навколишнє середовище.

Традиційна схема підготовки аглошихти передбачає зволоження та перемішування дрібнодисперсних фракцій у змішувачах-барабанах без додаткової обробки. У таких умовах дрібні частинки легко злипаються у грудкуваті конгломерати, які швидко руйнуються при подальшому транспортуванні. Це призводить до утворення надлишкової кількості пилу, нерівномірного розподілу вологи та погіршення сипкості матеріалу [4]. В результаті формується шихта з підвищеною часткою некондиційних фракцій (<1 мм), що негативно позначається на газодинамічних умовах у шарі агломерату.

У світовій практиці для вирішення цієї проблеми застосовують різні підходи. Одним із напрямів є використання органічних і неорганічних в'язучих речовин, які сприяють укрупненню дрібнодисперсних частинок [5]. Проте їх застосування часто обмежується високою собівартістю, складністю введення у технологічний процес і можливим негативним впливом на якість агломерату. Іншим шляхом є розробка спеціальних технологічних режимів змішування та зволоження, які дозволяють частково поліпшити грануляційні властивості, проте не вирішують проблеми принципово [6].

Актуальним і перспективним підходом є попереднє гранулювання окремих груп матеріалів. Суть методу полягає у формуванні «міні-окатишів» розміром 2 – 5 мм із пилу, шламів і вапна ще до основного

процесу грануляції. Такі гранули здатні рівномірно вбирати вологу, мають підвищену механічну міцність і забезпечують стабільність структури шихти під час подальшого оброблення [7]. Формування дрібних гранул дозволяє створювати додаткові центри кристалізації, які сприяють ефективнішому нарощуванню гранул у зоні остаточної грануляції.

Результати окремих досліджень [8, 9] свідчать, що застосування попереднього гранулювання сприяє зростанню частки фракції 3 – 10 мм, яка є оптимальною для забезпечення високої газопроникності шару. Крім того, відмічено зменшення пилоутворення на 15 – 20 % та підвищення продуктивності агломераційних машин на 3 – 5 %. Це підтверджує доцільність подальшого вивчення впливу попереднього гранулювання на технологічні та експлуатаційні показники процесу спікання.

Таким чином, удосконалення технології підготовки агломераційної шихти шляхом попереднього гранулювання окремих груп матеріалів є актуальним завданням, яке має як наукове, так і практичне значення.

Формулювання мети дослідження

Метою цієї роботи є дослідження ефективності утворення «міні-окатишів» із пилу, шламів та вапна і оцінка їхнього впливу на грануляційні властивості шихти, структуру агломераційного шару та продуктивність агломераційної машини.

Завдання дослідження – оцінити можливості попереднього гранулювання пилу, шламів та вапна як способу інтенсифікації процесу огрудування, а саме:

- провести аналіз складу відходів агломераційного виробництва (пилу та шламів), які є найбільш проблемними з точки зору грануляції;
- розробити схему ланцюгу апаратів для попереднього гранулювання та визначити умови утворення «міні-окатишів»;
- дослідити швидкість капілярного всмоктування вологи отриманими гранулами та оцінити їх здатність до рівномірного зволоження;
- визначити вплив попереднього гранулювання на гранулометричний склад аглошихти, зокрема на частку фракції 3–10 мм, яка забезпечує високу газопроникність шару;
- оцінити результати виробничих випробувань із застосуванням попередньо гранульованих компонентів у складі аглошихти та визначити можливий приріст продуктивності агломераційної машини.

Виклад основного матеріалу

У роботі використовувалися відходи агломераційного та конвертерного виробництв, а також традиційні компоненти

агломераційної шихти. Основна увага приділялася дрібнодисперсним фракціям, які зазвичай ускладнюють процес грануляції. До досліджуваних матеріалів належали:

- пил конвертерного виробництва – дрібнодисперсний матеріал із високим вмістом оксидів заліза, що характеризується підвищеною питомою поверхнею і низькою здатністю до самостійного гранулювання;
- шлами мокрого очищення газів – тонкодисперсні відходи з високим вмістом води, які при зневодненні формують липкі грудки, погано придатні для рівномірного змішування;
- вапно і вапняк – компоненти, що використовуються як флюси та в'язучі, але при тонкому помелі схильні до швидкого вбирання води й утворення грудок;
- зворот – продукт повернення недоспеченої шихти, що використовується як «каркас» для формування гранул;
- концентрат і руда – традиційна основа агломераційної суміші, що характеризується стабільними грануляційними властивостями.

Хімічний склад пилу наведено у табл. 1.

Таблиця 1 – Хімічний склад пилу агломераційного виробництва мас %.

Матеріал	SiO ₂	Al ₂ O ₃	FeO	Fe ₂ O ₃	CaO	MgO	S	Інші
Конвертерний пил	7,28	0,80	11,16	65,16	7,00	1,02	0,62	5,10

Для реалізації процесу було розроблено апаратний ланцюг попереднього гранулювання (рис. 1), який включає такі операції:

- дозування пилу та шлаків із бункерів;
- змішування з вапном у співвідношенні, що забезпечує формування міцних гранул;
- зволоження суміші у спеціалізованому барабанному змішувачі-грануляторі;
- класифікацію отриманих гранул за крупністю із відсівом фракцій <2 мм та >5 мм;
- подачу «міні-окатишів» (2 – 5 мм) у загальну агломераційну шихту.

Для характеристики гранул використовували комплекс методів:

- гранулометричний аналіз – визначення фракційного складу за допомогою ситового методу;
- метод капілярного всмоктування – вимірювання швидкості підйому рідини у гранулах різного складу;
- механічна міцність – визначення здатності гранул витримувати статичне навантаження;

- оцінка сипкості – за кутом природного укосу гранульованого матеріалу.

Наведена схема ланцюгу апаратів попереднього гранулювання (рис. 1) відображає послідовність операцій, необхідних для укрупнення дрібнодисперсних компонентів шихти. На першому етапі пил і шлами дозуються з бункерів та змішуються з вапном у співвідношеннях, що забезпечують оптимальні умови для формування гранул. Далі суміш зволожується у барабанному змішувачі-грануляторі, де утворюються первинні агломераційні ядра. Наступним кроком є класифікація гранул із відсівом фракцій менше 2 мм та більше 5 мм. Відібрана фракція «міні-окатишів» (2 – 5 мм) надходить у загальну агломераційну шихту, покращуючи її грануляційні властивості та зменшуючи частку пилу.

Завершальними етапами є класифікація гранул за крупністю та подача їх у загальну агломераційну шихту. Така схема забезпечує рівномірність структури та підвищує придатність дрібнодисперсних матеріалів до подальшої грануляції.

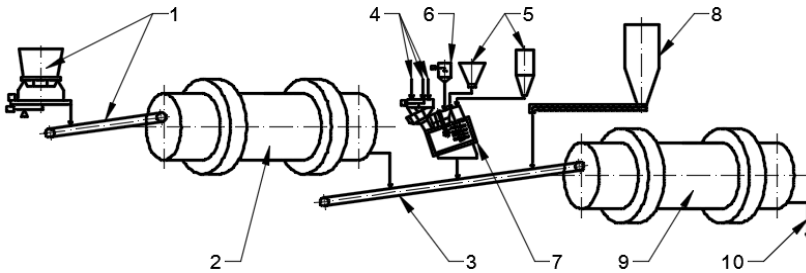


Рисунок 1 – Схема ланцюгу апаратів попереднього гранулювання: 1 – дозувальний пристрій з конвеєрною подачею; 2 – змішувальний пристрій барабанного типу; 3 – конвеєрна подача; 4 – подача залізовмісних відходів (пил агломераційний, конвертерний, електрофільтрів, шлами); 5 – подача добавок флюсу (вапно); 6 – подача води на зволоження для попереднього змішування-огрудкування; 7 – змішувач інтенсивного типу; 8 – бункер коксового дріб'язку з живильником; 9 – огрудковувач барабанного типу; 10 – вивантаження «огрудкованої сировини» в проміжний бункер агломераційної машини.

Додатково проводили аналіз вологоємності та рівномірності зволоження за допомогою контрольного висушування проб у лабораторній печі. Отримані дані використовували для визначення придатності «міні-окатишів» до використання у виробничих умовах.

Процес попереднього гранулювання включає декілька послідовних

стадій (рис. 2). На початковому етапі пил і шлами змішуються з вапном, яке виконує роль в'язучого. Далі відбувається зволоження суміші та утворення дрібних агломераційних ядер.

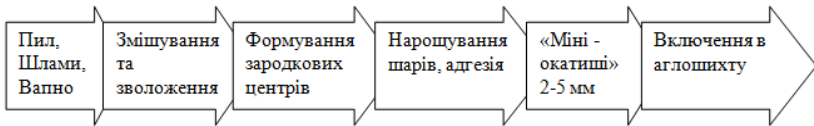


Рисунок 2 – Схема утворення «міні-окатишів» у процесі попереднього гранулювання пилу, шламів і вапна.

На наступних стадіях відбувається нарощування шарів завдяки адгезії частинок, у результаті чого формуються стійкі «міні-окатиші» розміром 2—5 мм.

1. Утворення гранул

Дослідження показали, що попереднє гранулювання пилу, шламів і вапна дозволяє отримати стійкі гранули сферичної та напівсферичної форми діаметром 2—5 мм. Формування відбувається за рахунок спільної дії вологи й вапна, яке виконує роль в'язучого. При оптимальному співвідношенні «пил + шлам + вапно» гранули характеризуються підвищеною механічною міцністю та зберігають структуру навіть після транспортування на стрічкових конвеєрах.

У лабораторних умовах встановлено, що міцність гранул у середньому на 25—30 % перевищує показники аналогічних зразків без попереднього гранулювання. Це особливо важливо для запобігання руйнуванню при змішуванні з основною шихтою.

2. Рівномірність зволоження

Важливим показником якості гранул є їх здатність до рівномірного зволоження. На рис. 3 наведені порівняльні результати дослідження швидкості капілярного всмоктування різними компонентами агломераційної шихти.

На основі аналізу отриманих результатів (рис. 3) підтверджено суттєві відмінності між різними компонентами агломераційної шихти. Якщо концентрат і залізна руда добре вбирають вологу, то пил та інші дрібнодисперсні відходи практично не беруть участі у формуванні стійких гранул. Найвищі значення швидкості зафіксовані у концентраті (12,1 мм/хв) та залізній руді (5,8 мм/хв), тоді як для пилу та дрібних фракцій вказаний показник значно меншої величини (наприклад, для пилу електрофільтрів — 1,3 мм/хв). Це свідчить про низьку здатність дрібнодисперсних відходів до зволоження та необхідність їхнього попереднього гранулювання.

Для дрібнодисперсних відходів, що піддані попередньому

гранулюванню, відмічене суттєве покращення їхньої здатності до вбирання вологи. «Міні-окатиші» формують більш розвинену пористу структуру, яка забезпечує підйом рідини по капілярах і рівномірний розподіл вологи у всьому об'ємі гранули. Це позитивно позначається на стабільності процесу подальшої грануляції та дозволяє знизити частку пересушених або надмірно зволжених фракцій у шихті.

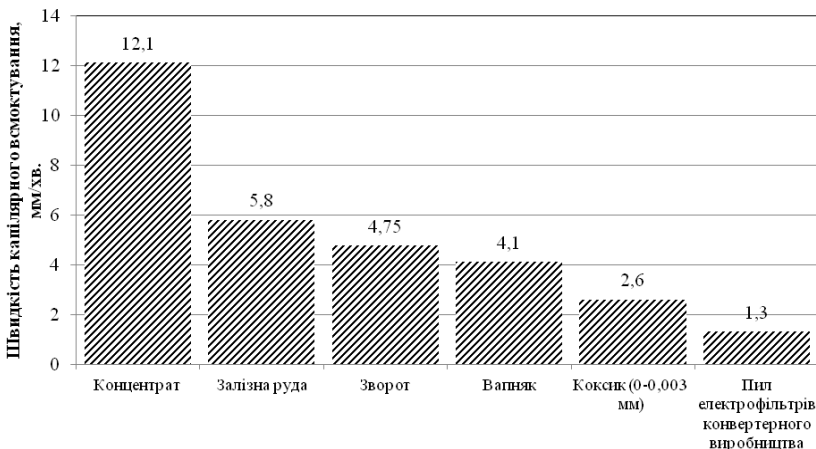


Рисунок 3 – Швидкість капілярного всмоктування різними компонентами агломераційної шихти.

3. Вплив на гранулометричний склад

Подальший аналіз гранулометричного складу показав, що, завдяки попередньому гранулюванню, відбувається помітне зниження частки дрібної фракції та зростання частки оптимальної за розмірами.

Як видно з наведених на рис. 4 даних, частка дрібної фракції <1 мм зменшилася з 55,7 % до 33,4 %, що свідчить про істотне зниження надлишкової пилоутворюючої складової. Одночасно відбулося зростання частки оптимальної фракції 3—6 мм з 17,3 % до 39,3 %, яка визначає газопроникність шару та стабільність процесу спікання. Вміст фракцій 1—3 мм (14,7 % → 14,7 %) та 6—12 мм (12,4 % → 12,6 %) залишився практично без змін.

Отримані результати доводять, що застосування «міні-окатишів» сприяє формуванню більш однорідної та рівномірної структури аглошихти, що позитивно позначається на якісних та екологічних показниках агломераційного виробництва.

4. Газопроникність шару

Підвищення частки оптимальної фракції безпосередньо

відобразилося на газодинамічних характеристиках шару. У промислових умовах зафіксовано зниження перепаду тиску на 7 – 9 % при однаковій висоті шару. Це свідчить про покращення умов проходження газів крізь шихту та створює передумови для інтенсифікації процесу горіння палива.

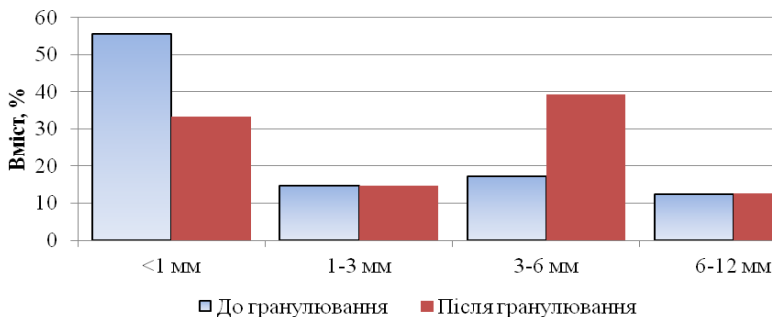


Рисунок 4 – Розподіл агломераційної шихти за класами крупності до та після попереднього гранулювання

5. Експериментальні результати

Порівняння умов використання шихти без попереднього гранулювання та зі збагаченням «міні-окатишами» показало:

- у першому випадку коефіцієнт використання вологи становив ~72 %,
 - у другому – зростав до 88 – 90 %.

Крім того, відмічено зниження втрат дрібних фракцій у пиловловлюючих системах на 12 – 15 %. Це не лише зменшує навантаження на навколишнє середовище, але й дозволяє збільшити ступінь утилізації металовмісних відходів.

6. Виробничі випробування

У дослідно-промислових умовах роботи агломераційної машини типу АКМ-75 було встановлено, що використання попередньо гранульованих компонентів сприяє підвищенню продуктивності машини на 3 – 5 %. При цьому якість агломерату (міцність, вихід кондиційних класів) залишалася стабільною або покращувалася. Окремо відзначено зниження пилоутворення в газоочисних системах, що має важливе значення в умовах сучасних екологічних вимог.

7. Порівняння з іншими методами

На відміну від традиційних підходів, що передбачають лише додаткове зволоження або використання дорогих органічних в'язучих, запропонована технологія не вимагає суттєвих змін у виробничій схемі. Вона базується на використанні внутрішніх (власних) техногенних

відходів комбінату та дешевих природних матеріалів (вапна), що робить її економічно доцільною.

Для узагальнення результатів дослідження у табл. 2 наведено порівняння основних показників агломераційної шихти до та після попереднього гранулювання. Видно, що, завдяки формуванню «міні-окатишів», суттєво зменшується частка дрібної фракції, зростає оптимальна фракція 3 – 6 мм, покращується газопроникність шару, знижується пилоутворення та підвищується коефіцієнт використання вологи. Виробничі випробування підтвердили зростання продуктивності агломераційної машини на 3 – 5 %.

Таблиця 2 – Порівняння основних показників агломераційної шихти до та після попереднього гранулювання.

Показник	До гранулювання	Після гранулювання	Зміна, %
Частка фракції <1 мм, %	55,7	33,4	–22,3
Частка фракції 3–6 мм, %	17,3	39,3	+22,0
Газопроникність шару, ΔР, %	100	91–93	–7...–9 покращ.
Коефіцієнт використання вологи, %	72	88–90	+16...+18
Втрати пилу у газоочистці, %	100	85–88	–12...–15
Продуктивність агломашини, %	100	103–105	+3...+5

Процес зволоження агломераційної шихти описується законом Washburn [1]:

$$L^2 = \frac{r \cdot \gamma \cdot \cos \Theta}{2 \cdot \mu} \cdot \tau$$

де L – глибина проникнення вологи; r – ефективний радіус пори; γ – поверхневий натяг; Θ – крайовий кут змочування; μ – в'язкість; τ – час.

Розрахунками з використанням рівняння 1 визначено довжину просування рідини в капілярах протягом 60 с, а також встановлено відповідний об'єм вологи, що всмоктується. На основі виконаних розрахунків встановлено, що для пор із радіусом 10 – 20 мкм за 2 – 5 с глибина проникнення становить 0,5 – 1,2 мм. Отримані результати підтверджують інтенсивність капілярного насичення дрібнодисперсних частинок. Зі збільшенням радіуса капіляра довжина просування рідини зростає, що узгоджується з рівнянням Washburn і свідчить про вищу швидкість руху рідини у ширших порах (рис. 5).

З метою наочності обидва показники наведені на одному рисунку, причому об'єм вологи відображено у логарифмічному масштабі на осі праворуч. Це дає можливість простежити відмінності в динаміці проникнення рідини та накопичення її об'єму в залежності від

геометричних характеристик капілярів.

Як видно з рис. 5, зі збільшенням радіуса пори довжина просування рідини зростає майже пропорційно закону Washburn. У той же час, об'єм всмоктуваної води демонструє значно стрімкіше зростання, оскільки визначається не лише довжиною просування, але й квадратом радіусу капіляру. Саме тому об'єм збільшується на декілька порядків навіть при відносно невеликому збільшенні розміру пор, що й зумовило використання логарифмічного масштабу. Отримані результати підкреслюють важливість урахування структури пор матеріалу при аналізі його вологоємності та капілярних властивостей.

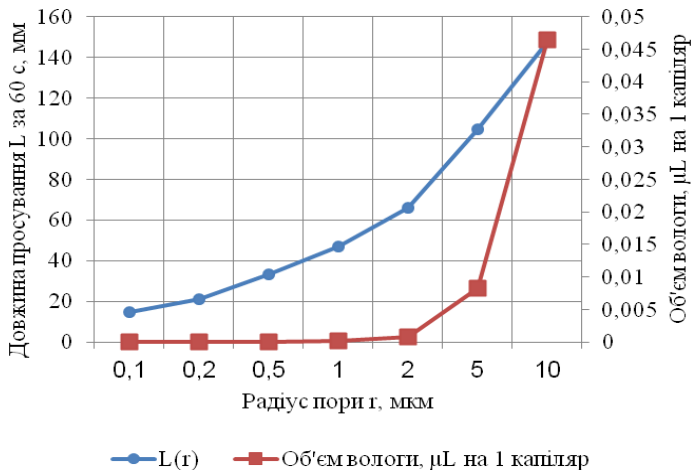


Рисунок 5 – Залежність довжини капілярного просування $L(r)$ (ліва вісь) та об'єму всмоктуваної води $V(r)$ (права вісь, логарифмічна шкала) від радіуса пори.

Якщо ж говорити про реальний агрегаційний матеріал, то середня глибина проникнення води у шматочок шихти залежить не тільки від капілярів, а й від структури гранули (мікропори всередині гранул, контакти між частинками, тріщинки тощо). Тому реальна «ефективна глибина» зазвичай менша за теоретичну.

Отримані результати дозволяють оцінити не лише об'єм всмоктуваної води, але й глибину її проникнення в капілярну систему шихти.

Згідно з розрахунками, за 60 секунд вода проникає в капіляри діаметром 0,1 – 0,2 мкм на глибину лише 1 – 2 мм, тоді як у порах розміром 5 – 10 мкм глибина досягає понад 1 см. Це свідчить про суттєву різницю у вологоємності та швидкості зволоження, залежно від гранулометричних характеристик матеріалу.

Для аналізу динаміки зволоження побудовано залежність глибини капілярного проникнення води від часу при різних ефективних радіусах пор (рис. 6).

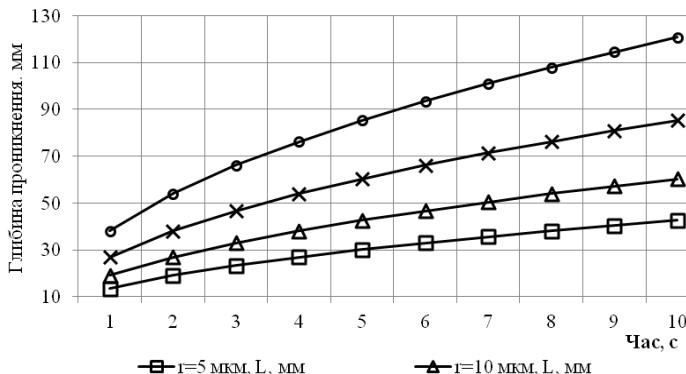


Рисунок 6 – Капілярне всмоктування: залежність глибини проникнення L від часу для різних ефективних радіусів пор.

Це дозволяє оцінити швидкість насичення шихти водою та визначити вплив структури пор на процес зволоження.

Встановлено (рис. 6), що:

- при малих порах (~ 5 мкм) проникнення води відбувається повільніше, і навіть за десятки секунд глибина не перевищує кількох міліметрів;
- при більших порах (20 – 40 мкм) процес насичення відбувається значно швидше: за перші 10 секунд вода здатна проникати на глибину кількох міліметрів, що забезпечує інтенсивне зволоження поверхневих шарів гранул.

Таким чином, зі збільшенням розміру пор суттєво зростає швидкість капілярного просування рідини, що свідчить про вирішальну роль мікроструктури гранул у формуванні рівномірного розподілу води в агломераційній шихті.

8. Вплив параметрів гранулювання на введення вторинних матеріалів.

Розрахунки показали, що оптимізація параметрів (вологість 7,5 – 9,0 %, швидкість обертання барабана 12 – 14 об/хв, ступінь заповнення 22 – 26 %) дозволяє підвищити частку вторинних матеріалів (шламів, пилу) до 25 – 30 % без погіршення гранулометричних характеристик. Орієнтовно це забезпечує зниження утворення пилу на 5 – 10 % у порівнянні з базовим режимом.

У ході дослідження оцінено можливості залучення вторинних

матеріалів (шлами, пил, відходи газоочистки) до складу агломераційної шихти. Визначено граничну частку їх введення без погіршення гранулометричних характеристик та стійкості гранул.

Розрахункові формули отримано методом найменших квадратів, точність апроксимації підтверджується високим коефіцієнтом детермінації $R^2 > 0,93$.

Максимальна частка вторинних матеріалів $S(\varphi, n)$, %:

$$S(\varphi, n) = -8,93 + 0,50 \varphi + 0,925 n,$$

де φ – ступінь заповнення барабану, % ; n – швидкість обертання гранулятора барабанного типу, об/хв.

Для узагальнення результатів побудовано емпіричну залежність максимальної частки вторинних матеріалів у шихті при вологості $\omega = 8,5$ %. Отримані дані подано у вигляді ізолінійної діаграми (рис. 7), що наочно відображає вплив ступеня заповнення барабану та швидкості його обертання на можливість залучення вторинних ресурсів. Збільшення частки вторинних матеріалів у шихті до обґрунтованого рівня сприятиме досягненню істотного зниження пилових викидів (у межах 10 – 25 % залежно від типу добавки) (рис. 7).

Це підкреслює подвійний позитивний ефект застосування вторинних ресурсів: підвищення економічної ефективності виробництва за рахунок утилізації відходів та зменшення екологічного навантаження на навколишнє середовище.

Цифри у кривих – максимальні частки вторинних матеріалів, %.

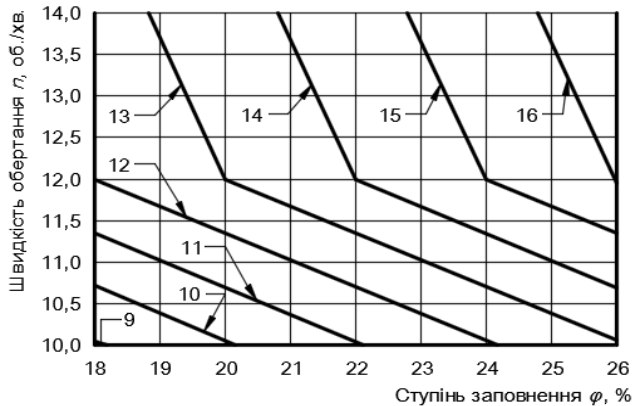


Рисунок 7 – Ізолінійна діаграма максимальної частки вторинних матеріалів при вологості $\omega = 8,5$ %.

Висновки

1. Якість гранул аглошихти визначається поєднанням вологості, швидкості обертання гранулятора та ступеня заповнення барабана. Робочий діапазон, підтверджений експериментальними дослідженням: вологість 7,5 – 9,0 %, швидкість 12 – 14 об/хв, ступінь заповнення 22 – 26 %.

2. Удосконалений процес гранулювання сприяє зростанню частки міцних гранул фракції 3 – 10 мм, підвищує газопроникність шару, зменшує утворення дрібнодисперсного пилу та оксидів сірки, що покращує екологічні умови роботи агломераційних машин.

3. Встановлено, що параметри капілярного всмоктування (радіус пор, час) визначають глибину проникнення вологи та рівномірність її розподілу у гранулах. Більші пори прискорюють змочування та стабілізують структуру шихти.

4. Встановлено взаємозв'язок між параметрами гранулювання, характеристиками капілярного всмоктування та максимальною часткою вторинних матеріалів у складі агломераційної шихти; запропоновано комплексний підхід до оцінки процесу підготовки шихти, який поєднує експериментальні дослідження, математичне моделювання (рівняння Washburn) та емпіричні залежності; доведено можливість підвищення частки вторинних матеріалів до 25 – 30 % без втрати стабільності гранул і погіршення газодинамічних характеристик шару; вперше сформовано режимні карти у вигляді ізолінійних діаграм, що дозволяють інженерно обґрунтовувати оптимальні режими гранулювання та визначати допустимий вміст вторинних ресурсів.

5. Побудована емпірична залежність $S(\phi, n)$ та ізолінійна діаграма узагальнюють результати дослідження і дають інструмент для оперативного визначення допустимої частки вторинних матеріалів у складі аглошихти. Це дозволяє гнучко налаштовувати режими гранулювання під конкретний склад шихти та створює передумови для промислової реалізації технології.

Перелік посилань

1. Ting J.-M., Lin R.-Y. Effect of particle-size distribution on sintering – Part I: Modelling. Journal of Materials Science. 1994. Vol. 29, No. 7. P. 1867–1872. <https://doi.org/10.1007/BF00351306>
2. An X., Yang R., Zou R., Yu A. Effect of vibration condition and inter-particle frictions on the packing of uniform spheres. Powder Technology. 2008. Vol. 188. P. 102–109. <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2008.04.056>
3. Umadevi T., Bandyopadhyay U. K., Mahapatra P. C., Prabhu M., Ranjan M. Influence of limestone particle size on iron ore sinter properties and productivity. Steel Research International. 2010. Vol. 81, No. 6. P. 425–433.

<https://doi.org/10.1002/srin.201000020>

4. Zhang H., Bai K., Liu W., Zhang Z., Kou M. *Effect of magnetite concentrate particle size on pellet oxidation roasting process and compressive strength*. ISIJ International. 2022. Vol. 62, No. 6. P. 1207–1216. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2021-628>

5. Bjørk R., Tikare V., Frandsen H. L., Pryds N. The effect of particle size distributions on the microstructural evolution during sintering. *Journal of the American Ceramic Society*. 2013. Vol. 96, No. 1. P. 103–110. <https://doi.org/10.1111/jace.12100>

6. Aladejebi O. A., Mitra S., Singh T., Pinson D. J., Chew S., Honeyands T. Effect of ultrafine iron ore addition on green bed properties and sinter productivity. *ISIJ International*. 2025. Vol. 65, No. 7. P. 937–947. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2024-374>

7. Kawatra S. K., Claremboux V. Granulation fundamentals and applications in iron ore sintering. *Minerals Engineering*. 2020. Vol. 146. Art. 106136. <https://doi.org/10.1016/j.mineng.2019.106136>

8. Oliveira V. de M., Domingues A. L. A., Bagatini M. C., Resende, V. G. de. Granulation behavior of an iron ore sintering mixture containing high-grade pellet feed with different specific surface. *ISIJ International*. 2020. Vol. 60, No. 11. P. 2376–2384. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2020-023>

9. You Y., Guo J., Zheng Z., Li G., Li Y., Lv X., Yang R. Comparisons of iron ore granulation and sintering performance between horizontal high-shear granulators and drum granulators. *Powder Technology*. 2022. Vol. 409. Art. 117367. <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2022.117367>

References

1. Ting, J.-M., & Lin, R.-Y. (1994). Effect of particle-size distribution on sintering – Part I: Modelling. *Journal of Materials Science*, 29 (7), 1867–1872. <https://doi.org/10.1007/BF00351306>

2. An, X., Yang, R., Zou, R., & Yu, A. (2008). Effect of vibration condition and inter-particle frictions on the packing of uniform spheres. *Powder Technology*, 188, 102–109. <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2008.04.056>

3. Umadevi, T., Bandopadhyay, U. K., Mahapatra, P. C., Prabhu, M., & Ranjan, M. (2010). Influence of limestone particle size on iron ore sinter properties and productivity. *Steel Research International*, 81(6), 425–433. <https://doi.org/10.1002/srin.201000020>

4. Zhang, H., Bai, K., Liu, W., Zhang, Z., & Kou, M. (2022). *Effect of magnetite concentrate particle size on pellet oxidation roasting process and compressive strength*. *ISIJ International*, 62(6), 1207–1216. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2021-628>

5. Bjørk, R., Tikare, V., Frandsen, H. L., & Pryds, N. (2013). The effect of particle size distributions on the microstructural evolution during sintering. *Journal of the American Ceramic Society*, 96 (1), 103–110. <https://doi.org/10.1111/jace.12100>

6. Aladejebi, O. A., Mitra, S., Singh, T., Pinson, D. J., Chew, S., & Honeyands, T. (2025). Effect of ultrafine iron ore addition on green bed properties and sinter productivity. *ISIJ International*, 65 (7), 937–947.

<https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2024-374>

7. Kawatra, S. K., & Claremboux, V. (2020). Granulation fundamentals and applications in iron ore sintering. *Minerals Engineering*, 146, 106136. <https://doi.org/10.1016/j.mineng.2019.106136>

8. Oliveira, V. de M., Domingues, A. L. A., Bagatini, M. C., & Resende, V. G. de. (2020). Granulation behavior of an iron ore sintering mixture containing high-grade pellet feed with different specific surface. *ISIJ International*, 60 (11), 2376–2384. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2020-023>

9. You, Y., Guo, J., Zheng, Z., Li, G., Li, Y., Lv, X., & Yang, R. (2022). Comparisons of iron ore granulation and sintering performance between horizontal high-shear granulators and drum granulators. *Powder Technology*, 409, 117367. <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2022.117367>

R. M. Rudenko^{1,*}, Ph. D. Student, ORCID 0009-0008-6207-0107

Ye. M. Sigarev¹, D. Sc. (Tech.), Professor, Head of the Department of Metallurgy, ORCID 0000-0002-8229-7877

M. R. Rudenko¹, Ph. D. (Tech.), Assoc. Prof., ORCID 0000-0002-8016-5221

M. A. Kashcheev¹, Ph. D. (Tech.), Assoc. Prof., ORCID 0000-0002-0938-4384

¹ Dniprovsky State Technical University

*Corresponding author: 18rudenko@gmail.com

IMPACT OF CAPILLARY MOISTURE UPTAKE ON THE FORMATION OF IRON ORE SINTER MIX GRANULES

Abstract. The research focuses on determining main factors that affect quality granulation of iron ore sinter mix. Granulation is a crucial stage in sintering technology, since strength, size distribution, and gas permeability of granules directly influence bed resistance, flame front stability, and overall productivity the sintering machine. Based on both experimental studies and theoretical analysis, role of moisture content, drum operating parameters, and pore structure characteristics has been clarified. It has been demonstrated that preliminary granulation of fine fractions (dust, sludges, lime, and other secondary raw materials) significantly improves the uniformity granule structure. Capillary absorption tests showed that concentrates, ores, and waste products differ considerably in water uptake, which is mainly due to variations in pore radius. According to the Washburn equation, smaller pores limit penetration depth and reduce moisture distribution, whereas larger pores accelerate water movement and ensure better wetting of the charge. Calculated data indicate that at pore sizes of 5 μm the penetration depth does not exceed 2 mm within 10 s, while at 20 – 40 μm moisture spreads several millimeters during the same period. These results confirm the necessity of pre-granulating fine wastes with poor wettability in order to stabilize the structure of the sinter mix. Optimization of granulation parameters has been carried out. The most favorable regime corresponds to a moisture content of 7.5 – 9.0 %, drum speed of 12 – 14 rpm, and fill degree of 22 – 26 %. Under these conditions, strong and uniform granules with a dominant fraction of 3 – 6 mm are formed. The fraction below 1 mm

decreases from more than 40 % to approximately 24 %, which considerably lowers dust generation during sintering. The obtained results also prove that the use of preliminary granulation makes it possible to introduce up to 25 – 30 % of secondary materials without deterioration of granule stability. At the same time, dust emissions are reduced by 5 – 10 % and the environmental performance of sintering is improved. The novelty of this work consists in establishing the relationship between moisture absorption mechanisms and the stability of granules, and in proving the possibility of increasing the share of secondary raw materials in the charge while simultaneously reducing the ecological footprint of agglomeration.

Key words: sinter mix; granulation; moisture content; capillary absorption; particle size distribution; bed permeability.

For citation: Rudenko, R. M., Sigarev, Ye. M., Rudenko, M. R., & Kashcheev, M. A. (2025). Impact of capillary moisture uptake on the formation of iron ore sinter mix granules. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 39, 4-19. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2025-39-01>

Рукопис надійшов до редакції / Received 29.07.2025

Рекомендовано до друку / Accepted 21.10.2025

УДК 669.162.12:669.162.21.25

О. С. Нестеров¹, к.т.н., с.н.с., ORCID 0000-0002-0183-0327**Л. І. Гармаш**^{1,*}, к.т.н., с.н.с., ORCID 0000-0002-6873-6685**К. П. Лопатенко**¹, н.с.**М. Г. Болденко**¹, м.н.с.**О. Л. Чайка**¹, к.т.н., с.н.с., ORCID 0000-0003-1678-2580**М. Г. Іванча**¹, с.н.с., ORCID 0000-0002-5366-9328**М. Г. Джигота**¹, м.н.с., ORCID 0000-0003-3062-5127¹ Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України* Автор для листування: larysagar@gmail.com

ВПЛИВ ВОДНЕВМІСНИХ ГАЗІВ НА ПРОЦЕСИ РОЗМ'ЯКШЕННЯ ТА ПЛАВЛЕННЯ РІЗНИХ ТИПІВ ЗАЛІЗОРУДНОЇ СИРОВИНИ В ДОМЕННІЙ ПЕЧІ

Анотація. Необхідною умовою ефективної і стабільної роботи доменних печей є розуміння закономірностей процесів розм'якшення-плавлення різних типів залізорудної сировини. Ці процеси дуже специфічні для різних типів сировини і різних умов, а додавання водню до сумішей відновлювальних газів суттєво впливає на їхні параметри. Основними перевагами використання водню у відновлювальних газах є його значний потенціал для заміни викопного палива та скорочення викидів CO₂, який виражається в позитивному впливі на процеси відновлення і процеси розм'якшення-плавлення та можливостей оптимізації роботи доменної печі за рахунок покращення проникності шару шихти. Серед основних недоліків і проблем – нижча ефективність використання водню в промислових умовах, висока вартість його виробництва і ендотермічна поведінка, що потребує більш високотемпературного середовища для досягнення прийнятної ефективності. Складність і багатофакторність процесів, які відбуваються в пластичній зоні доменної печі, може призводити до суперечливих наслідків при використанні водневмісних газів. В лабораторних умовах ІЧМ було проведено серію дослідів по вивченню впливу вмісту водню на властивості зони когезії (температури розм'якшення, початку плавлення і крапання та діапазони розм'якшення-плавлення) агломератів і окатишів українського виробництва. Результати досліджень показали, що для цих типів ЗРС помірно збагачення відновних газів воднем (приблизно до 10-15%) може призвести до значних покращень у роботі доменної печі. Зокрема, зі збільшенням вмісту H₂ підвищуються температури розм'якшення та плавлення. Додавання водню

© О. С. Нестеров, Л. І. Гармаш, К. П. Лопатенко, М. Г. Болденко, О. Л. Чайка,
М. Г. Іванча, М. Г. Джигота, 2025

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

позитивно впливає на високотемпературні властивості всіх досліджених видів ЗРС українського виробництва, покращуючи проникність, звужуючи когезійну зону та змінюючи характеристики розм'якшення-плавлення, що сприяє більш стабільній та ефективній роботі доменної печі, але високотемпературна поведінка різних типів ЗРС має суттєві відмінності, що необхідно враховувати при розробці рекомендацій по використанню водню в доменній печі.

Ключові слова: процеси відновлення, водень, залізородна сировина, когезійна зона, доменна піч.

Посилання для цитування: Вплив водневмісних газів на процеси розм'якшення та плавлення різних типів залізородної сировини в доменній печі/ О. С. Нестеров, Л. І. Гармаш, К. П. Лопатенко, М. Г. Болденко, О. Л. Чайка, М. Г. Іванча, М. Г. Джигота // *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії*. 2025. Вип. 39. С. 20-33. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2025-39-02>.

Використання водню у доменному виробництві є стратегічно важливим кроком для модернізації металургійної промисловості в напрямку декарбонізації та підвищення ефективності виробництва. Цей технологічний напрямок має хороші перспективи, але одночасно стикається з певними викликами та недоліками [1].

Основні переваги, які дає додавання водню до відновлювальних газів в доменній печі:

- Значний потенціал для заміни викопного палива та скорочення викидів CO_2 , оскільки продуктом відновлення воднем є вода.
- Вища швидкість відновлення порівняно з CO за рахунок того, що водень більш схильний до утворення ядер заліза та має кращу ефективність дифузії завдяки меншому розміру молекул і в'язкості.
- Позитивний вплив на процеси відновлення оксидів заліза:
 - зменшення розпаду та набухання. Відновлення за допомогою H_2 запобігає утворенню значної кількості дрібних тріщин, які з'являються при використанні CO , та послаблює набухання.
 - зниження злипання за рахунок обмеження росту залізних «вусиків», зміни морфології міжфазних поверхонь і трансформації морфології заліза з волокнистої на щільну.
 - поліпшення газопроникності за рахунок зменшення кількості утвореного розплаву, зниження його щільності і в'язкості та запобігання подальшому руйнуванню коксу.
- Вплив на процеси розм'якшення та плавлення. Додавання водню впливає на температури розм'якшення, плавлення та краплеутворення, змінюючи параметри зони розм'якшення-плавлення.
- Оптимізація роботи доменної печі за рахунок покращення проникності шару шихти, що сприяє більш стабільній та ефективній

роботи.

Основні недоліки та проблеми використання водню в процесах виробництва заліза:

- Нижча ефективність використання в промислових умовах. Через більшу швидкість реакції доля використання H_2 обмежується 41%.

- Ендотермічна поведінка водню та суворіші енергетичні вимоги вимагають більш високотемпературного середовища для досягнення прийнятної ефективності.

- Уповільнення плавлення та карбонізації заліза через зворотню реакцію Будуара призводить до зміщення подальшого плавлення заліза до вищих температур і потребує більших енергетичних витрат.

- Висока вартість виробництва H_2 , яка призводить до того, що ефективним рішенням на сучасному етапі залишається змішування водню з викопним паливом.

Додавання водню призводить до значних змін в енергетичному і масовому балансі доменної печі (ДП), механізмах відновлення залізовмісної шихти, процесах деформації коксу та формуванні так званої «пластичної зони» або зони когезії (КЗ), яка характеризується значною втратою проникності шихти і є критично важливою областю в доменній печі. Зменшення її товщини є позитивним фактором для доменного процесу [2]. КЗ складається з шарів твердого коксу, пустої породи, флосу і заліза, які розм'якшилися та плавляться. Властивості КЗ безпосередньо впливають на проникність шихти та ефективний розподіл газового потоку в ДП через те, що процес розм'якшення шихти супроводжується її деформацією, а в процесі плавлення шматки породи злипаються і газ може проходити переважно через шари коксу.

Внутрішня морфологія пластичної зони визначається властивостями та поведінкою залізної шихти під час розм'якшення-плавлення. Основними факторами, які впливають на розм'якшення та плавлення різних типів ЗРС, є температура, основність, вміст оксидів лужних металів, MgO та Al_2O_3 , FeO в шлаку, ступінь відновлення та морфологія мінеральних фаз. При цьому різні фактори по-різному впливають на поведінку різних типів ЗРС [3-4]:

- агломерат зазвичай демонструє кращі властивості розм'якшення-відновлення порівняно з кислими або офлюсованими окатишами. Він витримує вищі температури і досягає вищого ступеня відновлення порівняно з окатишами до утворення газонепроникної структури;

- агломерат краще ніж окатиші зберігає свою макропористість, тим самим забезпечуючи шляхи для відновлювальних газів;

- агломерат виробляє меншу кількість шлакового розплаву;

- агломерат зазвичай має більшу частку магнетиту ніж окатиші та руда, який при низьких температурах відновлюється важче ніж гематит.

Слід враховувати, що результати значної частини різноманітних досліджень отримані на «чистих» матеріалах, але співіснування в ДП різних типів сировини з різним складом і властивостями та взаємодія між ними призводить до поведінки, відмінної від поведінки розм'якшення-плавлення окремих типів сировини. Суміші залізної руди, агломератів та окатишів поведуться як нові типи ЗРС [5]. Наприклад, деякі дослідження показали, що властивості розм'якшення та плавлення змішаних шихт з кускової руди та агломерату значно покращуються завдяки високотемпературній взаємодії між ними, яка включає хімічні реакції між компонентами шлаку (CaO , Al_2O_3 , SiO_2 , MgO та FeO) та призводить до утворення різних фаз шлаку в когезійній зоні [6]. Збільшення ступеня змішування агломерата і окатишів посилює взаємодію між ними, змушує шихту виробляти рідку фазу в когезійній зоні і погіршує її проникність [7].

Вплив водню на властивості пластичної зони є складним і, згідно з різними джерелами, може мати суперечливі наслідки, що свідчить про складність і багатофакторність процесів, які відбуваються в доменній печі при його додаванні до відновлювальних газів. Незважаючи на велику кількість досліджень, єдиної думки по цьому питанню немає і досі. Деякі автори стверджують, що збагачення воднем може знизити початкову температуру розм'якшення шихти, звузити діапазон плавлення та змістити його до вищих температур, що покращить проникність шихти, інші ж дотримуються протилежної точки зору. Одна з спроб розв'язати це протиріччя була здійснена в дослідженні [8], результати якого показали, що коли концентрація H_2 в відновному газі становить менше 16%, збільшення кількості H_2 знижує початкову температуру розм'якшення, а коли концентрація перевищує 16%, температура поступово підвищується. Менший об'єм і нижча в'язкість H_2 зменшують щільність і в'язкість газу в дутьовій суміші, тобто водень значно покращує проникність шару через зменшення кількості утвореного розплаву. Однак H_2 явно збільшує початкові температури плавлення та крапання, що звужує зону плавлення. Швидкість відновлення оксидів заліза воднем значно швидша, ніж швидкість карбюризації, яка визначає поведінку крапання залізних матеріалів.

Підсумовуючи результати аналізу великої кількості літературних джерел, можна зазначити, що більшість дослідників на сучасному етапі схилиються до таких основних висновків стосовно впливу водню на процеси в високотемпературній зоні доменної печі [9]:

- температура розм'якшення підвищується;
- діапазон розм'якшення розширюється;

- температура початку плавлення зростає;
- температура крапання підвищується;
- діапазон плавлення зменшується;
- зона плавлення звужується і зміщується до вищих температур.

Ці зміни в температурах розм'якшення та плавлення, зокрема підвищення початкової температури плавлення та температури крапання, а також звуження та зміщення зони плавлення до вищих температур, значно покращують проникність шихти та підвищують ефективність плавки в доменній печі. Однак рівень збагачення воднем не повинен бути надмірно високим, оскільки це може призвести до занадто високої точки плавлення шлаку, що буде перешкоджати його крапання. Було визначено, що оптимальний рівень збагачення воднем становить 10-15% [10].

Загалом, вивчення поведінки розплавів в умовах діючої доменної печі характеризується складністю експериментів і поганою відтворюваністю результатів, тому велику роль тут відіграють лабораторні дослідження та використання різних типів моделювання, які більшою чи меншою мірою відтворюють умови працюючої ДП [11]. В ІЧМ розроблена і багато років використовується комплексна методика досліджень, яка включає моделювання поведінки залізородних матеріалів в сухій зоні доменної печі, в зоні розм'якшення-плавлення і краплинної течії та розрахунково-аналітичний експеримент. Дослідження проводяться на установці, яка реєструє усадку шихтового матеріалу в процесі нагрівання, дозволяє спостерігати характер витікання розплаву, фіксувати і досліджувати його склад і властивості.

Для вивчення впливу водню на високотемпературні властивості різних типів ЗРС в лабораторних умовах ІЧМ було проведено серію дослідів з агломератами і окатишами українського виробництва, хімічний склад яких наведено в табл. 1.

Таблиця 1 – Хімічний склад агломерату і окатишів.

Матеріал	Хімічний склад, %					Осн., од.
	Fe _{заг}	FeO	SiO ₂	CaO	MgO	
Агломерат	58,90	6,95	5,29	8,34	0,78	1,58
Окатиші 1	65,40	0,79	3,50	0,35	0,15	0,10
Окатиші 2	67,00	1,00	2,70	2,75	0,65	1,02

Склад відновлювально-окислювальних газів (табл. 2) komponували на основі результатів досліджень, проведених під час зондування горнів комбінату «Криворіжсталь» з урахуванням складу колошникових газів на доменних печах, що працювали на комбінованому дутті з різними витратами природного та коксового газів.

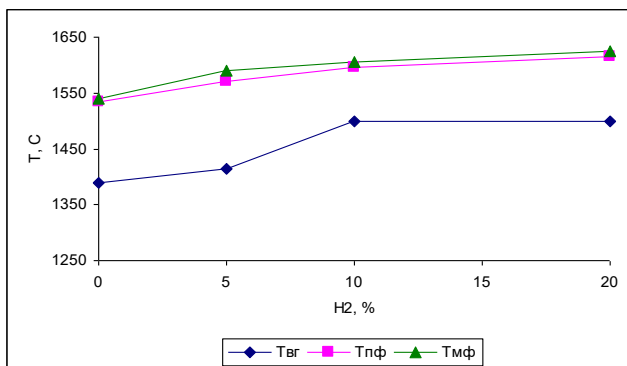
Таблиця 2 – Склад відновлювальних газів.

1	23% CO ₂ + 23% CO + 67% N ₂ + 0% H ₂
2	21,8% CO ₂ + 21,8% CO + 51,4% N ₂ + 5% H ₂
3	20,7% CO ₂ + 20,7% CO + 53,6% N ₂ + 10% H ₂
4	18,4% CO ₂ + 18,4% CO + 43,2% N ₂ + 20% H ₂

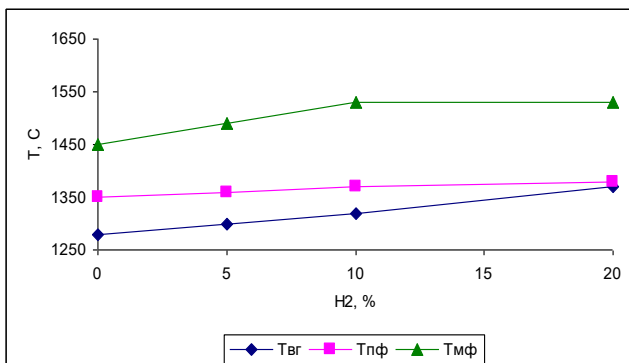
Результати експериментів (рис. 1-2), показують характер змін температур втрати газопроникності ($T_{\text{вг}}$), початку фільтрації ($T_{\text{пф}}$), максимальної фільтрації ($T_{\text{мф}}$) та ширину температурних інтервалів розм'якшення-плавлення в залежності від вмісту водню в складі відновного газу. Як видно, додавання водню підвищує температуру втрати газопроникності (початку розм'якшення) та розширює діапазон розм'якшення, що пояснюється тим, що водень покращує газову відновлювальну здатність, прискорюючи швидкість відновлення.

Виявлено, що високотемпературна поведінка агломерату і окатишів відрізняється. Зі збільшенням вмісту водню в відновному газі агломерат втрачає газопроникність при більш високих температурах ніж окатиші. Для нього температурний інтервал між втратою газопроникності і початком фільтрації найширший при вмісті H₂ у відновному газі ~5%, а найменший при 10-20% H₂. Для неофлюсованих окатишів найвища $T_{\text{вг}}$ спостерігається приблизно при 10% H₂, зона $T_{\text{пф}}-T_{\text{вг}}$ зі збільшення вмісту H₂ суттєво скорочується і майже зникає при 20% H₂, а максимальна зона фільтрації спостерігається при 10% H₂. Для офлюсованих окатишів найвища температура втрати газопроникності спостерігається в інтервалі 5-10% H₂, а найширший інтервал фільтрації при 10% H₂. Для агломерату маса первинного шлаку, який витікає з коксової насадки, співставна з залишком розплаву, в окатишах значно більше розплаву витікає ніж залишається (рис. 3).

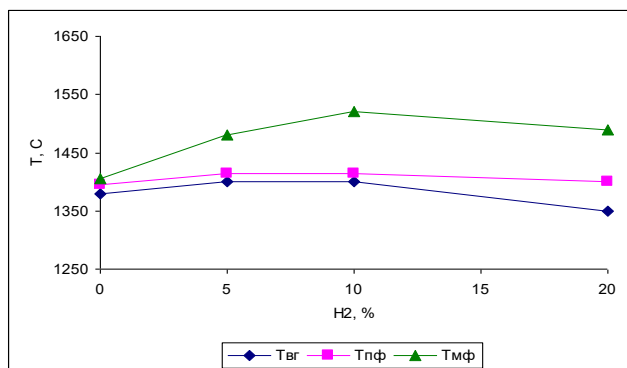
Таким чином, результати дослідження в лабораторних умовах впливу водню на поведінку різних типів ЗРС показали, що зі збільшенням вмісту H₂ в газовій суміші температури розм'якшення та плавлення підвищуються як для агломерату, так і для окатишів. Найкращі властивості з цих матеріалів має агломерат, витримуючи температуру до ~1390°C до утворення газонепроникної структури. Зі збільшенням долі H₂ в відновному газі до 10% вона підвищується до ~1500°C, а надалі майже не змінюється. Неофлюсовані окатиші втрачають проникність при ~1280°C, зі збільшенням долі H₂ до 20% вона поступово підвищується до ~1370°C. Офлюсовані окатиші мають проміжні властивості розм'якшення-плавлення.



а)

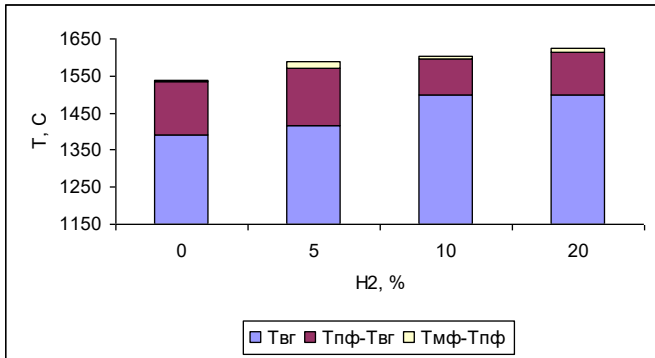


б)

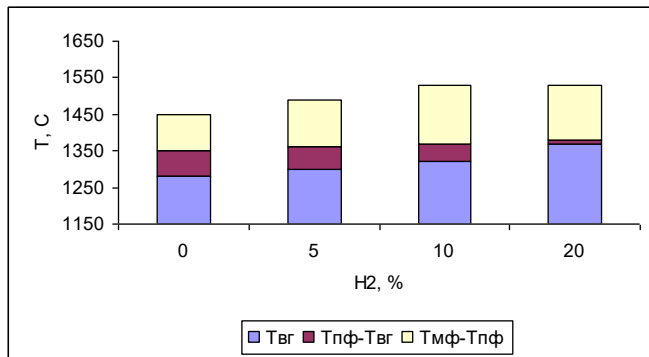


в)

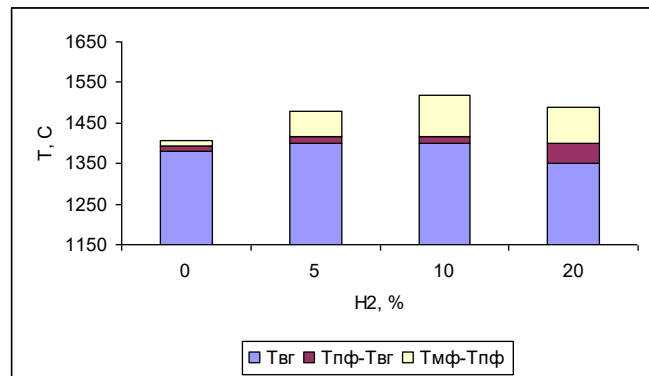
Рисунок 1 – Залежність температур розм'якшення-плавлення від вмісту водню для різних типів ЗРС: а) агломерат; б) окатиші 1; в) окатиші 2.



а)



б)



в)

Рисунок 2 – Залежність температурних інтервалів розм'якшення-плавлення від вмісту водню для різних типів ЗРС: а) агломерат; б) окатиші 1; в) окатиші 2

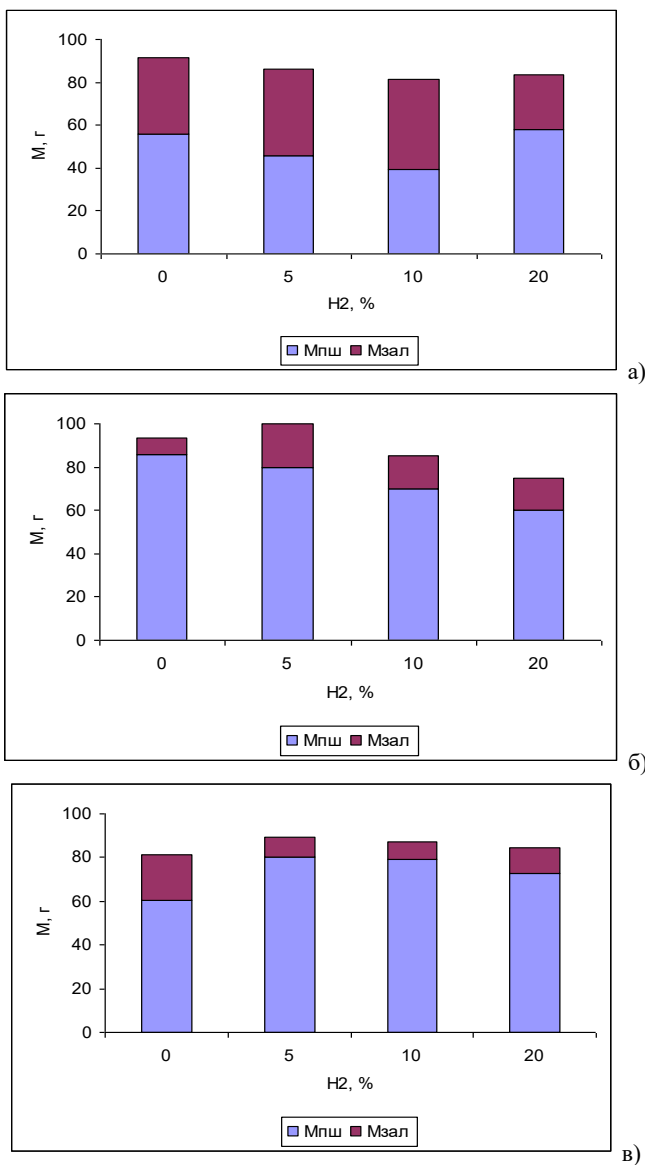


Рисунок 3 – Залежність маси первинного шлаку і залишившегося розплаву від вмісту водню для різних типів ЗПС: а) агломерат; б) окатиші 1; в) окатиші 2.

Агломерат порівняно з окатишами значно краще зберігає свою макропористість, забезпечуючи шляхи для відновлювальних газів. Те, що для агломерату температура втрати газопроникності найвища з усіх цих матеріалів, а різниця між початком фільтрації через коксову насадку та максимальною фільтрацією найменша, можна пояснити його морфологічними особливостями – відсутністю фаяліту (який замінюється дикальційсилікатом Ca_2SiO_4) та розчиненням MgO у фазі вюстити, що підвищує температуру плавлення. Неофлюсовані окатиші втрачають газопроникність при нижчій температурі і мають дещо нижчі високотемпературні властивості через високий вміст SiO_2 та утворення фаялітового шлаку. Офлюсовані окатиші демонструють проміжні властивості розм'якшення-плавлення, що пояснюється низьким вмістом SiO_2 та сприятливим впливом флюсів (MgO , CaO), що запобігають розчиненню вюстити.

Додавання водню до ~10% підвищує температури втрати газопроникності та плавлення для усіх типів ЗРС, але для агломерату ширшою є зона розм'якшення, а для окатишів зона плавлення. При подальшому збільшенні вмісту водню температурний інтервал зони плавлення змінюється не суттєво, тобто для таких типів ЗРС українського виробництва вміст ~10% H_2 в відновних газах можна вважати «оптимальним», що співпадає з висновками більшості дослідників, які вважають 10-15% H_2 оптимальним рівнем, який призводить до покращення газопроникності доменної речі.

Взагалі, позитивний вплив водню на протікання процесів розм'якшення-плавлення може пояснюватися зокрема тим, що молекули H_2 менші за розміром і мають більш високий коефіцієнт дифузії, що підвищує відновлювальну здатність газу, тим самим прискорюючи швидкість відновлення шихти і підвищуючи температуру втрати газопроникності. Зростання температур початку плавлення і краплепадіння шихти зі збільшенням вмісту водню в відновлювальних газах призводить до звуження інтервалу плавлення та зміщення його у бік більш високих температур, що покращує проникність шихти та підвищує ефективність плавки.

Додавання водню позитивно впливає на високотемпературні властивості досліджених видів ЗРС українського виробництва, покращуючи проникність, звужуючи когезійну зону та змінюючи характеристики зони розм'якшення-плавлення, що сприяє більш стабільній та ефективній роботі доменної печі. Однак в літературі багато прикладів досить суперечливих ефектів впливу вдування водневмісних газів на процеси, які протікають в ДП, тому управління поведінкою розм'якшення-плавлення для підтримки належної газопроникності ЗРС залишається складним завданням. Наразі

більшість дослідників і практиків-доменщиків погоджуються в тому, що ці процеси дуже специфічні для різних типів сировини і різних умов, а тому для розуміння перспектив та проблем використання водневмісних газів в українських реаліях необхідно проводити дослідження для конкретних типів сировини та для умов саме українських меткобінатів. Визначення закономірностей процесів розм'якшення та плавлення різних типів ЗПС при використанні водню є необхідною умовою організації ефективної та стабільної роботи доменних печей.

Перелік посилань

1. Utilization and Impacts of Hydrogen in the Ironmaking Processes: A Review from Lab-Scale Basics to Industrial Practices / Kaihui Ma, Junyi Deng, Gang Wang et al. // International Journal of Hydrogen Energy. Volume 46, Issue 52, 29 July 2021, Pages 26646-26664. <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2021.05.095>
2. Effect of Ternary Basicity of Iron Ore-Fluxed Pellets on Melting and Softening Properties in a Blast Furnace / Fa'Bio R. Silva, Leandro R. Lemos, Paulo De Freitas Nogueira et al. // Metallurgical and Materials Transactions B. Volume 52, pages 69–76. 2021. <https://doi.org/10.1007/s11663-020-01917-6>
3. Evaluating the Reduction-Softening Behaviour of Blast Furnace Burden with an Advanced Test / Mikko Iljana, Antti Kemppainen, Timo Paananen et al. // ISIJ International, Vol. 56 (2016), No. 10, pp. 1705-1714. <http://dx.doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2016-117>
4. Reduction of Iron Ore Pellets, Sinter, and Lump Ore under Simulated Blast Furnace Conditions / Anne Heikkilä, Mikko Iljana, Hauke Bartusch et al. // Steel Research Int. 2020, 91, 2000047. <https://doi.org/10.1002/srin.202000047>
5. Исследования высокотемпературных свойств железорудных материалов в лабораторных условиях / А. С. Нестеров, Л. И. Гармаш, К. П. Лопатенко и др. // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии. 2018. Выпуск 32. С. 64-79. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2018-32-64-79>
6. New Techniques to Measure Softening and Melting Properties of Mixed Burdens of Lump Ore and Sinter / Xinliang Liu, Tom Honeyands, Damien O'Dea et al. // Conference Paper. December 2017 // <https://www.researchgate.net/publication/321832946>
7. Effect of Degree of Burden Mixing on the Permeability of Ferrous Burden Layers in the Cohesive Zone / Z. W. Liu, B. Chu and Y. Z. Pan // Ironmak. Steelmak. 50 (2023), 226. <https://doi.org/10.1080/03019233.2022.2099699>
8. Influence of Hydrogen Content of Bosh Gas on Softening-Melting Property of Iron-Bearing Burden Material / Yang G., Zhang J., Chen Y. et al. // Iron and Steel (Peking) 47(9): 14-18. <https://www.researchgate.net/publication/288763714>
9. An Overview Analysis of Current Research Status in Iron Oxides Reduction by Hydrogen // Miškovířová Z., Legemza J., Demeter P. et al. / Metals 2024, 14, 589. <https://doi.org/10.3390/met14050589>

10. Softening and Melting Behavior of Ferrous Burden in Hydrogen-rich Blast Furnace Blowing Break and Re-blowing / Qiang Li, Jing Song Wang, Guang Wang // *ISIJ International*. 2024. 65(6). <https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2024-247>

11. Гладков Н. А., Нестеров А. С. Процессы в слое железорудных материалов при его нагревании/ Металлы. 1987. № 3. С. 9-11.

References

1. Ma, K., Deng, J., Wang, G., et al. (2021). Utilization and Impacts of Hydrogen in the Ironmaking Processes: A Review from Lab-Scale Basics to Industrial Practices. *International Journal of Hydrogen Energy*, 46,(52), 26646-26664. <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2021.05.095>

2. Silva, F. R., Lemos, L. R., Nogueira, P. D. F., et al. (2021). Effect of Ternary Basicity of Iron Ore-Fluxed Pellets on Melting and Softening Properties in a Blast Furnace. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 52, 69–76. <https://doi.org/10.1007/s11663-020-01917-6>

3. Iljana, M., Kemppainen, A., Paananen, T., et al. (2016). Evaluating the Reduction-Softening Behaviour of Blast Furnace Burden with an Advanced Test. *ISIJ International*, 56(10), 1705-1714. <http://dx.doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2016-117>

4. Heikkilä, A., Iljana, M., Bartusch, H., et al. (2020). Reduction of Iron Ore Pellets, Sinter, and Lump Ore under Simulated Blast Furnace Conditions *Steel Research Int.*, 91, 2000047. <https://doi.org/10.1002/srin.202000047>

5. Nesterov, A. S., Garmash, L. Y., Lopatenko, K. P., et al. (2018). Issledovaniya vusokotemperaturnukh svoistv zhelezorudnykh materyalov v laboratornykh usloviyakh. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 32, 64-79. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2018-32-64-79>

6. Liu, X., Honeyands, T., O'Dea, D., et al. (2017). New Techniques to Measure Softening and Melting Properties of Mixed Burdens of Lump Ore and Sinter. Conference Paper. <https://www.researchgate.net/publication/321832946>

7. Liu, Z. W., Chu, B., & Pan, Y. Z. (2023). Effect of Degree of Burden Mixing on the Permeability of Ferrous Burden Layers in the Cohesive Zone. *Ironmak. Steelmak*, 50, 226. <https://doi.org/10.1080/03019233.2022.2099699>

8. Yang, G., Zhang, J., Chen, Y. et al. (2012). Influence of Hydrogen Content of Bosh Gas on Softening-Melting Property of Iron-Bearing Burden Material. *Iron and Steel (Peking)*, 47(9): 14-18. <https://www.researchgate.net/publication/288763714>

9. Mišková, Z., Legemza, J., Demeter, P. et al. (2024). An Overview Analysis of Current Research Status in Iron Oxides Reduction by Hydrogen. *Metals*, 14, 589. <https://doi.org/10.3390/met14050589>

10. Softening and Melting Behavior of Ferrous Burden in Hydrogen-rich Blast Furnace Blowing Break and Re-blowing / Li, Q., Wang, J. S., & Wang, G. (2024). *ISIJ International*, 65(6). <https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2024-247>

11. Gladkov, N. A., & Nesterov, A. S. (1987). Protessu v sloe zhelezorudnykh materyalov pri eho nahrevanii. *Metallu*, (3), 9-11.

O. S. Nesterov¹, Ph. D. (Tech.), Senior Researcher, ORCID 0000-0002-0183-0327
L. I. Garmash^{1,*}, Ph. D. (Tech.), Senior Researcher, ORCID 0000-0002-6873-6685
K. P. Lopatenko¹, Researcher
M. H. Boldenko¹, Junior Researcher
O. L. Chaika¹, Ph. D. (Tech.), Senior Researcher, ORCID 0000-0003-1678-2580
N. H. Ivancha¹, Senior Researcher, ORCID 0000-0002-5366-9328
M. H. Dzhyhota¹, Junior Researcher, ORCID 0000-0003-3062-5127

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

* *Corresponding author: larysagar@gmail.com*

INFLUENCE OF HYDROGEN ON REDUCTION PROCESSES IN A BLAST FURNACE

Abstract. A necessary condition for the efficient and stable operation of blast furnaces is the understanding of the regularities of the softening-melting processes of different types of iron ore raw materials. These processes are very specific for different types of raw materials and different conditions. The addition of hydrogen to mixtures of reducing gases significantly affects their parameters. The main advantages of using hydrogen in reducing gases are its significant potential for replacing fossil fuels and reducing CO₂ emissions, which is expressed in the positive impact on the reduction and softening-melting processes and the possibility of optimizing the operation of the blast furnace by improving the permeability of the charge layer. Among the main disadvantages and problems are the lower efficiency of using hydrogen in industrial conditions, the high cost of its production and endothermic behavior, which requires a higher temperature environment to achieve acceptable efficiency. The complexity and multifactorial nature of the processes that occur in the plastic zone of the blast furnace can lead to contradictory consequences when using hydrogen-containing gases. A series of experiments were conducted to study the influence of hydrogen content on the properties of the cohesion zone (softening, melting and dripping temperatures, and softening-melting ranges) of sinters and pellets of Ukrainian production in the laboratory conditions of the Iron and Steel Institute. The results of the studies showed that for these types of iron ore raw materials, moderate enrichment of reducing gases with hydrogen (approximately 10-15%) can lead to significant improvements in the operation of the blast furnace. In particular, with an increase in the H₂ content, softening and melting temperatures increase. The addition of hydrogen has a positive effect on the high-temperature properties of all studied types of iron ore raw materials Ukrainian production, improving permeability, narrowing the cohesive zone and changing the softening-melting characteristics, which contributes to more stable and efficient operation of the blast furnace, but the high-temperature behavior of different types of iron ore raw materials has significant differences, which must be taken into account when developing recommendations for the use of hydrogen in a blast furnace.

Key words: reduction processes, hydrogen, iron ore raw material, cohesion zone, blast furnace.

For citation: Nesterov, O. S., Garmash, L. I., Lopatenko, K. P., Boldenko, M. H., Chaika, O. L., Ivancha, N. H. & Dzhyhota, M. H. (2025). Influence of hydrogen on reduction processes in a blast furnace. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 39, 20-33. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2025-39-02>

Рукопис надійшов до редакції / Received 02.08.2025

Рекомендовано до друку / Accepted 21.10.2025

<https://doi.org/10.52150/2522-9117-2025-39-03>

УДК 669.162

В. В. Горупаха¹, н.с., ORCID 0000-0003-0531-1871**Ю. С. Семенов**^{1,*}, к.т.н., с.н.с., зав. відділу, ORCID 0000-0003-2299-5742**О. Ю. Худяков**¹, к.т.н., с.н.с., ст. досл., ORCID 0000-0002-6507-1120**Є. І. Шумельчик**¹, к.т.н., с.н.с., ст. досл., ORCID 0000-0001-5350-6425**С. В. Ващенко**¹, к.т.н., с.н.с., ст. досл., ORCID 0000-0001-8344-961X**К. В. Баюл**¹, д.т.н., пр.н.с., ст. досл., ORCID 0000-0003-1426-7956¹ *Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України** *Автор для листування: yuriy.semenov.isi@gmail.com*

ДОСЛІДЖЕННЯ ОКРУЖНОГО ГАЗОРОЗПОДІЛУ В ДОМЕННІЙ ПЕЧІ З ВИКОРИСТАННЯМ ІНФОРМАЦІЇ ПРО РОЗПОДІЛ ДУТТЯ ТА СУЧАСНИХ ЗАСОБІВ КОНТРОЛЮ

Анотація. У статті представлено результати досліджень окружного газорозподілу в доменній печі з використанням інформації про розподіл дуття та сучасних засобів контролю, виконаних на доменних печах ПрАТ «Камет-сталь». Виділені постійні та змінні фактори впливу на нерівномірність витрат дуття по окружності доменних печей. Основними постійними факторами є особливості та технічні рішення тракту підведення гарячого дуття, розташування льоток та конструктивні особливості футерівки зони льоток. Визначено якісний та кількісний вплив вузлів підведення дуття від прямого до кільцевого повітропроводу, а також розташування чавунних льоток для сучасної роботи доменних печей ПрАТ «Камет-сталь». Основними змінними факторами впливу на нерівномірність витрат дуття є технологічні та паливно-сировинні умови доменної плавки. У статті розроблено критерій оцінки окружної рівномірності дуття для періодичних вимірювань цієї нерівномірності, а також встановлені кореляційні залежності основних газодинамічних та температурно-теплових параметрів фурменної зони, а саме: швидкості дуття на виході із фурми, яка відображає фактичний об'єм дуття, що проходить через переріз повітряної фурми без урахування впливу палива, що подається у фурму та без урахування впливу теплового випромінювання осередку горіння; витрати дуття та теоретичної температури горіння, яка відображає ізотермічний температурно-тепловий баланс фурменної зони, в залежності від величини коефіцієнта нерівномірності розподілу дуття по окремих повітряних фурмах для умов роботи доменних печей ПрАТ «Камет-сталь». У статті встановлений зв'язок між окружною нерівномірністю дуття по

© В. В. Горупаха, Ю. С. Семенов, О. Ю. Худяков, Є. І. Шумельчик, С. В. Ващенко,
К. В. Баюл, 2025



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

повітряних фурмах та температурою периферійного газового потоку та зв'язок між теоретичною температурою горіння та температурними показниками оцінки газового потоку над поверхнею засипу шихти, які характеризують розвиток осевого та периферійного газового потоку, газопроникність проміжної зони радіусу колошника печі та розмір осевої віддушини. Розглянутий та проаналізований багатofакторний зв'язок між: дуттям – теоретичною температурою горіння – співвідношенням відновлення в «нижній» та «верхній» зоні доменної печі – рудним навантаженням, показана необхідність дотримання умов спалювання паливних домішок для зниження теоретичної температури та досягнення економічності доменної плавки.

Ключові слова: доменна піч, управління доменною плавкою, пиловугільне паливо, окружний розподіл дуття, температури газового потоку.

Посилання для цитування: Дослідження окружного газорозподілу в доменній печі з використанням інформації про розподіл дуття та сучасних засобів контролю / В. В. Горупаха, Ю. С. Семенов, О. Ю. Худяков, Є. І. Шумельчик, С. В. Ващенко, К. В. Баюл // *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії*. 2025. Вип. 39. С. 34-60. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2025-39-03>.

Стан проблеми

Кількісний розподіл дуття по повітряних фурмах та його нерівномірність значно впливає на газорозподіл і тепловий стан у всьому об'ємі доменної печі. При значному відхиленні витрати дуття по окремих повітряних фурмах від середнього значення, створюється нерівномірність теплового стану (теоретичної та балансової температур), розмірів фурмених вогнищ та складу горнового газу. Така робота печей призводить до зміщення зони малорухливих матеріалів від центральної осі, викликаючи тим самим нерівномірність зносу футерівки печі, нерівномірності сходу матеріалів по окружності на колошнику та їх перерозподіл, вносячи тим самим додаткову нерівномірність розподілу шихти та спотворення газового потоку. Для підвищення ефективності спалювання палива, що вдувається на фурмах, нерівномірність розподілу дуття зменшують шляхом поліпшення якості залізорудної частини шихти та коксу, пред'явлення до неї більш високих вимог, обмеження кількості палива, що подається в залежності від якості шихти.

Нерівномірність розподілу дуття по окружності доменної печі викликана низкою факторів: конструктивних особливостей, техніко-експлуатаційним станом та технологічними особливостями. Виходячи з цього, можна розділити окружну нерівномірність дуття на «умовно постійну» та «змінну», що виявляється під впливом технологічних факторів.

Основними умовно-постійними факторами є нерівномірність розподілу дуття по окружності, викликана особливостями та технічними рішеннями тракту підведення гарячого дуття, розташування льоток та конструктивні особливості футерівки зони льоток.

Переважає більшість доменних печей малого та середнього об'ємів мають одностороннє підведення гарячого дуття, при цьому вісь прямої частини повітропроводу розташовується тангенціально до кільцевого повітропроводу або навіть осторонь від нього, а потім, перед перпендикулярною врізкою, робиться 1-2 невеликі повороти під кутами до 15-25° відносно осі прямого повітропроводу (рис. 1). Це необхідно для того, щоб створити в кільцевому повітропроводі радіальні сили, що сприяють зменшенню окружної нерівномірності дуття. Набагато рідше підведення прямого повітропроводу роблять під кутом до горизонтальної площини кільцевого повітропроводу. Для доменних печей великого об'єму використовуються складніші конструктивні підходи, що можуть включати в себе двосторонні та двосторонні обвідні підводи повітропроводу, а також вертикальні повороти перед врізанням в кільцевий повітропровід та інші [1–3].

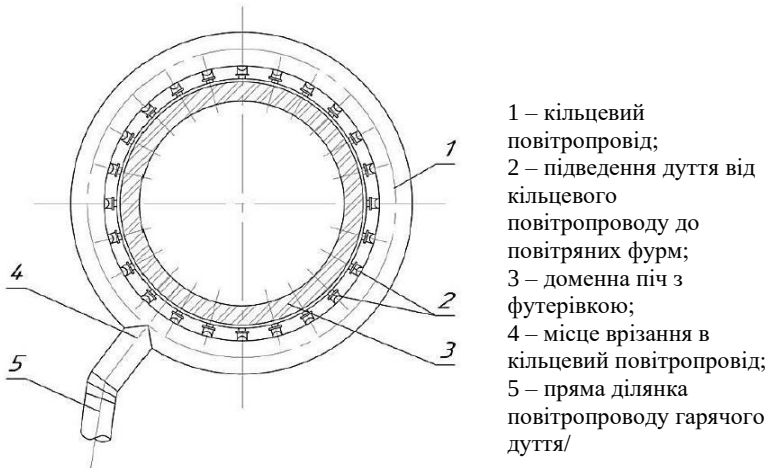


Рисунок 1 – Схематичне зображення варіанта одностороннього горизонтального підведення та врізання під кутом прямого повітропроводу гарячого дуття в кільцевий повітропровід.

Також в результаті низки досліджень, що проводилися на незавантажених доменних печах перед задувкою, відзначалися сектори зі збільшеною на 10–20% витратою дуття на повітряних фурмах поблизу підведення дуття та на діаметрально протилежній стороні, на

окремих фурмах нерівномірність витрати дуття досягала 30–60% від середньої витрати [4–8]. Використання різних пристроїв та пристроїв для зменшення нерівномірності витрати дуття на діючих печах, на сьогоднішній день, не використовуються, у зв'язку з їх швидким зносом та виходом їх з ладу в агресивних умовах доменного дуття, а також «пульсуючого» характеру зміни розподілу дуття.

На доменних печах ПрАТ «Камет-сталь» підведення дуття від прямої ділянки повітропроводу (поз. 5 на рис. 1) до перпендикулярної врізки в кільцевий повітропровід (поз. 4 на рис. 1) через поворот між ними реалізовано по-різному. Найбільш близьке до представленого на рис. 1 розташування даних вузлів на ДП-1М, яке реалізовано через «правий π » поворот з найменш різким кутом цього повороту перед врізанням в кільцевий повітропровід. На ДП-12 і ДП-9 підведення виконано через «лівий π » поворот, при цьому на них кут повороту більш різкий, особливо на ДП-12, що пов'язано з конструктивними відмінностями печей, зокрема діаметрами прямих і кільцевих повітропроводів, кількістю повітряних фурм, просторовим розташуванням обладнання цеху. Ці фактори, а також розташування льоток і кількість повітряних фурм створюють постійну нерівномірність на доменних печах цеху [9–11].

Метою роботи є підвищення ефективності доменної плавки в існуючих змінних технологічних та паливно-сировинних умовах за рахунок контролю та регулювання окружним розподілом дуття по повітряних фурмах з використанням отриманих зв'язків розподілу дуття та температур газового потоку верхньої частини доменної печі.

Основний матеріал дослідження

Дослідження окружного розподілу дуття.

Протягом 2021 – початку 2022 рр. в доменному цеху ПрАТ «Камет-сталь» проводився ряд постійних вимірів теплотімань з охолоджуваних елементів фурмених приладів на всіх доменних печах, за результатами яких встановлено середній розподіл дуття по окружності в даному періоді, середні мінімальні та максимальні відхилення (рис. 2). Розрахунок проводився за методикою [10–13].

З наведеного на рис. 2-(а) слідує, що на ДП-1М максимальні витрати дуття спостерігаються на групі фурм 20-1-5, розташованих з протилежного боку від підведення дуття до кільцевого повітропроводу з деяким відхиленням до чавунної льотки (ЧЛ)-1. Збільшення витрати дуття на цій групі складає 10,9% від середньої витрати дуття по ДП, а на окремих повітряних фурмах цієї групи збільшення становить від 5,9 до 19,3%. На групі фурм 8-12, у районі ЧЛ-2, незначне на ~4 % (від 2 до

5 % на окремих повітряних фурмах) збільшення дуття швидше компенсує зменшену витрату дуття з протилежного боку.

Мінімальні витрати дуття відзначені на групі фурм 14–19, які розташовуються за годинниковою стрілкою від врізки дуття в кільцевий повітропровід, середнє зниження становить 7,3% (за винятком повітряної фурми №15), на окремих фурмах середнє зниження дуття становить від 5,4 до 10,9%, також постійне зниження витрати дуття спостерігається на повітряній фурмі №7, що знаходиться між льотками.

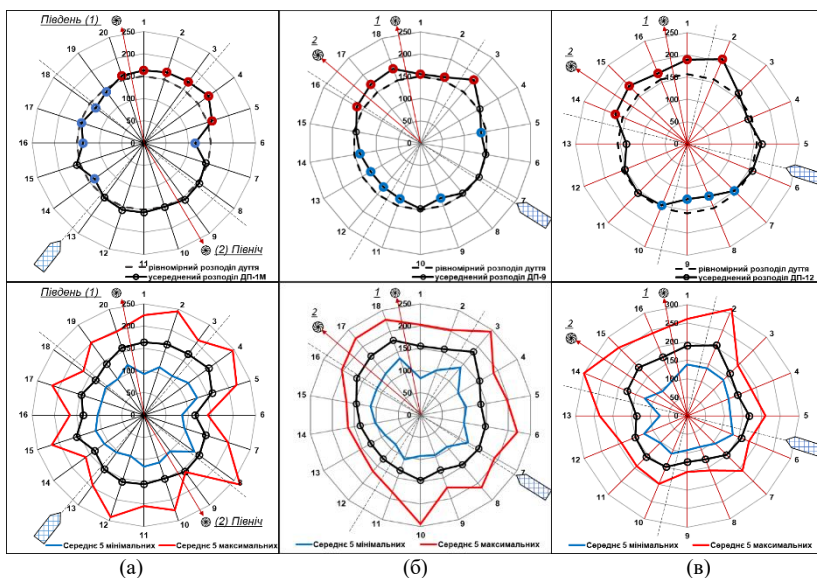


Рисунок 2 – Розподіл витрат дуття по повітряних фурмах, а також середніх мінімальних та максимальних значень протягом 2021-2022 рр. для ДП-1М –

(а), ДП-9 – (б) та ДП-12 (в)

Середнє значення 5-ти максимальних значень по окремих повітряних фурмах (червона лінія) також вказує на наявність групи фурм 1-5 з частішою збільшеною витратою дуття навпроти вузла підведення дуття, при цьому частота збільшених витрат дуття по інших в/ф розподілена більш рівномірно по всій окружності ДП-1М (повітряні фурми №№ 10, 12, 15, 17). Середнє значення 5-ти мінімальних значень витрат дуття, показує рівномірно розподілену частоту мінімальних значень дуття по окружності доменної печі, окрім повітряної фурми №8.

На ДП-9 початок зони збільшеної витрати дуття розташовується навпроти вузла врізки трубопроводу гарячого дуття в кільцевий повітропровід, починаючи від ЧЛ-2, та далі за годинниковою стрілкою

через ЧЛ-1 займає 1/3 окружності печі, група повітряних фурм 16-18-1-3, рис. 2-(б). Середня величина збільшення витрати дуття у цій групі фурм становить 12,5 % та змінюється на окремих повітряних фурмах від 3,1 до 18,9–23,4 %. Зона зниженої витрати дуття на групі фурм 9–14 поширюється від вузла врізки в кільцевий повітропровід та далі за годинниковою стрілкою, що також становить $\sim 1/3$ від окружності ДП-9. При цьому слід відзначити зменшення 5-ти середніх максимальних температур на групі фурм 11–15, а також більш нижче значення 5-ти мінімальних значень витрати дуття в цій зоні, що вказує на сталість зменшеної витрати по всій цій групі повітряних фурм і можливості переважного зменшення витрати додаткового палива на них в постійному режимі.

На ДП-12, так само як і на ДП-9, початок групи з підвищеною витратою дуття (14-16-1-2) розташовується навпроти врізки в кільцевий повітропровід і поширюється за годинниковою стрілкою від ЧЛ-2 через ЧЛ-1 до повітряної фурми №3 (рис. 2- (в)). Витрата дуття на цій групі повітряних фурм на 18,4 % більша, ніж у середньому по доменній печі, по окремих повітряних фурмах збільшення становлять від 9,7 до 121–131,7 %. Зона зниженої витрати дуття розташовується з діаметрально протилежної сторони на групі фурм 7–10, витрата дуття на них в середньому нижча на 12,1%, на окремих повітряних фурмах цієї зони зниження становить від 4,6 % до 20,4 %. Різниця 5-ти максимальних і 5-ти мінімальних значень витрати дуття по окремих повітряних фурмах на ДП-12 фактично мінімальна на більш ніж 60 % фурм (№№ 3–12), а максимальні зміни витрат дуття по окремих повітряних фурмах відбуваються в зоні підвищеної витрати дуття. Це свідчить про процеси постійного перерозподілу дуття між сусідніми фурмами в цій зоні – зоні чавунних льоток та підвищеного сходження шихтових матеріалів. У зоні мінімальної витрати дуття зміни витрати дуття мінімальні, тобто витрата дуття цих фурмах була мінімальна протягом усього аналізованого періоду.

Як видно з вищенаведеного, на доменних печах відзначається характерна постійна нерівномірність розподілу дуття яка викликана, в першу чергу, конструктивними особливостями вузла підведення дуття до кільцевого повітропроводу, що тільки частково узгоджується з окружною нерівномірністю теплових навантажень системи охолодження по окружності доменних печей, що викликані інтенсивністю сходу матеріалів та випусків продуктів плавки в зоні чавунних льоток. Це добре проглядається на прикладі ДП-1М, вплив розташування льоток набагато менший (підвищення витрати дуття на 4–6%), порівняно з впливом вузла врізання трубопроводу гарячого дуття в кільцевий повітропровід доменної печі (збільшення витрати

дутья становить 12–19%). Збільшення витрати дутья безпосередньо в районі врізки прямого повітропроводу в кільцевий не спостерігається.

Постійна зона зменшених витрат дутья також значною мірою викликана конструктивними особливостями, зокрема поворотами перед врізанням в кільцевий повітропровід. Це добре проглядається на прикладі порівняння доменних печей ДП-12 і ДП-9, однакових за об'ємом та розташуванням чавунних льоток. На ДП-12 більший кут повороту супроводжується і відповідним більшим зменшенням витрати дутья з лівого боку (за годинниковою стрілкою) від врізки в кільцевий повітропровід, що викликано нерівномірністю тиску і швидкостей потоку по перерізу трубопроводу гарячого дутья.

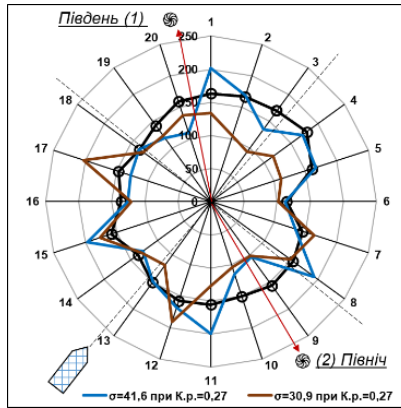
Згідно отриманих результатів вимірювання розподілу дутья по повітряних фурмах, незважаючи на наявність окремих фурм і зон зі зниженою витратою дутья, періодично, в одному або ряді вимірювань, на них відбувається збільшення витрати дутья за рахунок перерозподілу з інших повітряних фурм та зон з вирівнюванням окружної нерівномірності. А збільшення витрати дутья на окремих фурмах або групах повітряних фурм поза зонами з характерними постійно зниженими витратами дутья, неминуче призводить до значного зменшення дутья в цих зонах. Це призводить до логічної необхідності враховувати, насамперед, зниження витрати дутья на фурмах, особливо, групі повітряних фурм. З іншого боку, значне збільшення витрати дутья на окремих повітряних фурмах, не за рахунок перерозподілу на них дутья від сусідніх (зі зниженням витрати дутья на них), веде до збільшення ймовірності канального ходу.

Таким чином, для обліку нерівномірності був розроблений критерій оцінки окружної нерівномірності дутья, що складається з різниці двох комплексів: перший – відношення середніх арифметичних трьох мінімальних витрат до середньої витрати дутья по фурмах доменної печі, що враховує вплив знижених витрат дутья, другий комплекс – середніх арифметичних трьох максимальних витрат дутья до середньої витрати, помножений на коефіцієнт 0,3 (коефіцієнт 0,3 враховує менший вплив збільшення витрати дутья порівняно зі зменшенням витрати дутья по окремих повітряних фурмах):

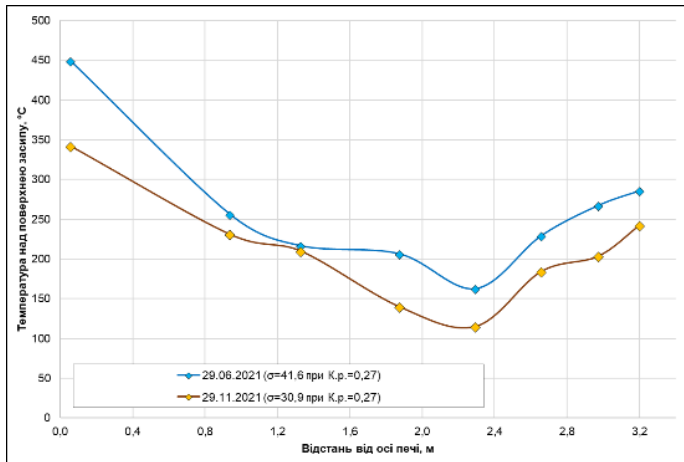
$$K.p. = \bar{X}(F_{\min 1}; F_{\min 2}; F_{\min 3}) / \bar{X}(F_{i-n}) - 0,3 \times \bar{X}(F_{\max 1}; F_{\max 2}; F_{\max 3}) / \bar{X}(F_{i-n})$$

Використання для аналізу коефіцієнту нерівномірності розподілу дутья $K.p.$ дозволяє знизити вплив підвищених витрат у зазначених вище зонах по окружності доменної печі. На рис. 3 наведено розподіл дутья по повітряних фурмах для двох випадків з однаковим отриманим

коефіцієнтом рівномірності $K.p.=0,27$ од., але при стандартному відхиленні витрат дуття 41,6 і 30,9.



(a)



(б)

Рисунок 3 – Якісне подання розподілу дуття по повітряних фурмах при однакових показниках $K.p.$, але різних показниках стандартного відхилення (а) та радіальний розподіл газів на колошнику при цих окружних розподілах витрати дуття (б).

Як видно, розподіл дуття у разі більшого середньоквадратичного відхилення дуття (гіршого показника) більше відповідає «постійній» окружній нерівномірності, що спостерігається на ДП-1М та кращому газорозподілу газів на колошнику по радіусу печі (рис. 3), а менше

середньоквадратичне відхилення витрати дуття відповідає менш типовому розподілу, який може свідчити про наявність відхилень у роботі доменної печі. При цьому показник К.р. для обох випадків – однаковий.

За наявності постійних вимірювань нерівномірності дуття по фурмах в доменній печі, необхідно враховувати вплив «постійної нерівномірності» дуття як середнє накопичення значень за певний період часу, а відхилення по окремих повітряних фурм – фіксуватися як відхилення від нього, а не від рівномірного розподілу по окружності. Фіксувати зменшення витрати дуття необхідно першочергово в зонах зі зниженою витратою дуття з урахуванням перерозподілу дуття між сусідніми повітряними фурмами.

Вимірювання теплотнімань з водоохолоджувальних елементів фурмених приборів та розрахунок розподілу дуття, проводяться періодично та не можуть характеризувати повну динаміку технологічного стану в змінних умовах роботи доменних печей, тобто розподіл дуття зазначений на рис. 2 – фрагментований і фіксує тільки технологічний стан в час проведення вимірів. Це призводить до великого зашумлення при зіставленні епізодично вимірюваної нерівномірності розподілу дуття з газо-дуттевими та іншими параметрами роботи доменних печей через їх велику варіативність протягом розглянутого періоду. Вищезазначене підтверджую доцільність встановлення відповідної системи автоматизованого контролю розподілу дуття.

Найкращим показником газодинамічної роботи доменних печей при різному розподілі дуття, якісно вираженому через коефіцієнт рівномірності К.р., є швидкість дуття на виході з повітряних фурм (рис. 4). Швидкість дуття характеризує фактичний об'єм дуття, приведений до температурно-компресійних умов відповідно до закону збереження маси, що проходить через переріз повітряної фурми без урахування впливу палива, що подається у фурму та без урахування впливу теплового випромінювання осередку горіння:

$$V^i = \frac{F_{x, \text{дуття}}^i}{S_{\phi}} \cdot \left(\frac{1}{P_{г, \text{дуття}} + 1} \right) \cdot \left(1 + \frac{T_{г, \text{дуття}}}{273} \right),$$

де $F_{x, \text{дуття}}^i$ – витрата дуття на окремих повітряних фурмах, $\text{м}^3/\text{с}$; S_{ϕ} – площа перетину повітряної фурми, м^2 ; $P_{г, \text{дуття}}$ – тиск гарячого дуття перед кільцевим повітропроводом, аті; $T_{г, \text{дуття}}$ – температура гарячого дуття, $^{\circ}\text{C}$.

Як видно, показник швидкості витікання дуття більш повно відображає фізичні характеристики дуття і враховує як зменшення об'єму

дутья зі збільшенням опору стовпа шихти, так і його часткове збільшення при підвищенні температури гарячого дутья та при компенсації збільшенням тиску. Показник витрати дутья (на доменних печах використовується показник витрати приведений до н.у., тому що він характеризує окислювально-відновлювальний потенціал газів в окисній зоні фурмених осередків та об'ємі доменної печі), хоч і пов'язаний прямопропорційно зі швидкістю дутья та є його невід'ємною складовою, однак має значно нижчий зв'язок з показником окружної нерівномірності розподілу дутья по окремих повітряних фурмах, яка пов'язана, в першу чергу, зі зміною опору проходженню газів у стовпі шихти (як по висоті, так і в радіальному напрямі) і температурно-тепловим (відповідно і відновлювальним) режимом доменної плавки (рис. 4).

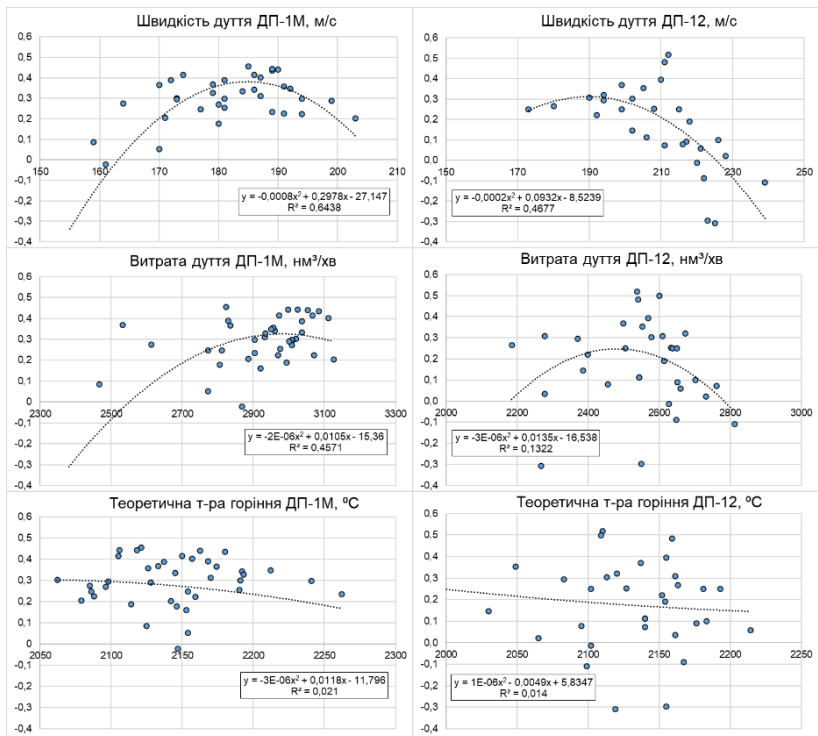


Рисунок 4 – Кореляційні залежності основних газодинамічних та температурно-теплових параметрів фурменої зони (швидкості дутья на виході із фурми, витрати дутья та теоретичної температури горіння) в залежності від коефіцієнта нерівномірності розподілу дутья по окружності печей ДП-1М та ДП-12.

Прийнятий на практиці доменного виробництва показник теоретичної температури горіння (T_t) відображає ізотермічний температурно-тепловий баланс фурменної зони і, незважаючи на те, що в цьому показнику присутня температура гарячого дуття, а витрати паливних добавок і вологі віднесені до витрати дуття, вплив кількості та виду компенсаторів від збільшення теоретичної температури більше впливають на її кінцеву величину. Тому взаємозв'язок рівномірності розподілу дуття, заснований на фрагментованих вимірах, з теоретичною температурою горіння, що визначається видом, кількістю та якісними характеристиками добавок – фактично відсутня (рис. 4).

Окремо необхідно підкреслити очевидну різницю в характері зміни рівномірності розподілу дуття по окремих фурмах від швидкості витоку дуття на доменних печах ДП-1М і ДП-12. Як видно з наведених на рис. 6 даних, для обох печей характерний екстремум функції: для ДП-1М екстремум функції та найкращий газорозподіл по окружності досягається при швидкості витоку дуття 180–190 м/с і витраті дуття 2900–3100 $\text{м}^3/\text{хв}$, а для ДП-12 найкращому газорозподілу відповідає швидкість дуття 200–210 м/с та витрата дуття 2500–2600 $\text{м}^3/\text{хв}$. Це викликано насамперед відмінністю об'ємів доменних печей (+8% на ДП-1М) та різною кількістю повітряних фурм: 20 на ДП-1М та 16 на ДП-12. Раніше під час перевірки «технологічності проектних профілів» згідно з рекомендаціями проектних розрахунків було встановлено, що для об'ємів ДП-9 та ДП-12 оптимальна кількість повітряних фурм дорівнює 18. Тому було рекомендовано малу кількість повітряних фурм на ДП-12 компенсувати збільшенням їх діаметра на 10 мм. Таким чином, при сумарних площах перерізів повітряних фурм ДП-1М і ДП-9 0,353 м^2 та 0,322 м^2 оптимальні витрати дуття відповідно становлять 8492 $\text{м}^3/\text{м}^2$ при витраті дуття 3000 $\text{м}^3/\text{хв}$ та 8086 $\text{м}^3/\text{м}^2$ при витраті дуття 2600 $\text{м}^3/\text{хв}$, що досить близько при порівнянні печей. Однак робочий діапазон витрати дуття ДП-12 у багатьох випадках виходить з оптимального 2600 $\text{м}^3/\text{хв}$ до 2700–2800 $\text{м}^3/\text{хв}$, що, викликає «передув печі» і збільшення окружної нерівномірності дуття по окремих повітряних фурмах (рис. 4).

Дослідження зв'язку окружного розподілу дуття з температурними показниками верхньої зони доменної печі.

Для аналізу ходу печі та технології плавки, всі доменні печі оснащуються вимірювальними термопарами в газовідводах та по периметру доменних печей – периферійними термопарами. Ці температури характеризують загальну економічність плавки та окружну рівномірність газів на колошнику. Для визначення радіальної нерівномірності в даний час використовують безліч вимірювально-

контролюючих приладів, таких як тепловізійні камери, безконтактні термометри та термозонди [14–25].

На підставі серії вимірювань теплотримань з охолоджуючих елементів фурменних приладів для дослідження було визначено розподіл витрати дуття по окружності ДП-12 в 2021 р. У квітні – вересні нерівномірність витрат дуття характеризувалася збільшеною витратою з протилежного боку від врізання в кільцевий повітропровід гарячого дуття з поширенням цієї зони на всю область розташування льоток (рис. 5).

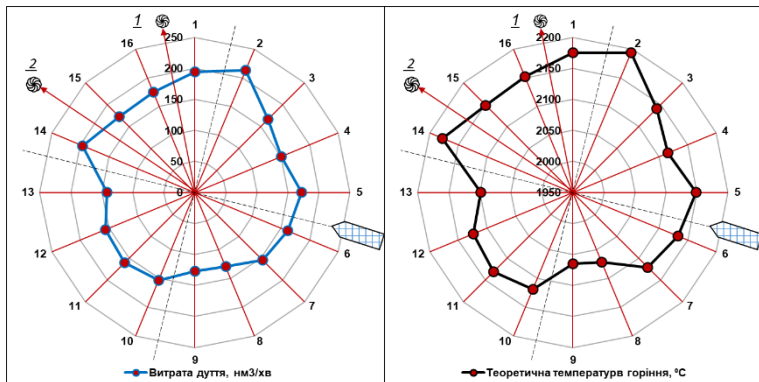


Рисунок 5 – Окружна нерівномірність витрати дуття за окремими повітряними фурмами ДП-12 та створювана нею окружна нерівномірність теоретичних температур горіння.

При подачі ПВП на всі повітряні фурми така окружна нерівномірність створювала відповідну окружну нерівномірність теоретичних температур горіння. У зоні підвищеної витрати дуття теоретична температура була збільшена на $\sim 100^{\circ}\text{C}$, а в районі зниженої витрати дуття на повітряних фурмах №№ 8-9 менша на 100°C , при середній $T_t=2132^{\circ}\text{C}$. Створювана таким чином окружна нерівномірність витрат і температур у нижній частині ДП-12 сприяла створенню окружної нерівномірності на колошнику, вираженій у спотворенні окружного розподілу температур на периферії (рис. 6).

Як видно з рис. 6, максимальні температури периферійних газів по окружності ДП-12 знаходяться в зоні мінімальних витрат дуття, таким чином – зменшення кількості і швидкості дуття призводить до збільшення периферійних газів. З протилежного боку ДП-12 – у зоні максимальних витрат дуття, навпаки, температури периферії – мінімальні. Абсолютні величини температур периферії – дуже низькі, $T_{\text{пер.сер}}=121^{\circ}\text{C}$, що говорить про малий розвиток периферійного ходу,

мінімальні та максимальні значення температури становлять відповідно 80 і 160°C, а значна їх відносна зміна на 66–122 % також характеризує малу кількість периферійного газу, який інтенсивно охолоджується матеріалами, що завантажуються на колошнику.

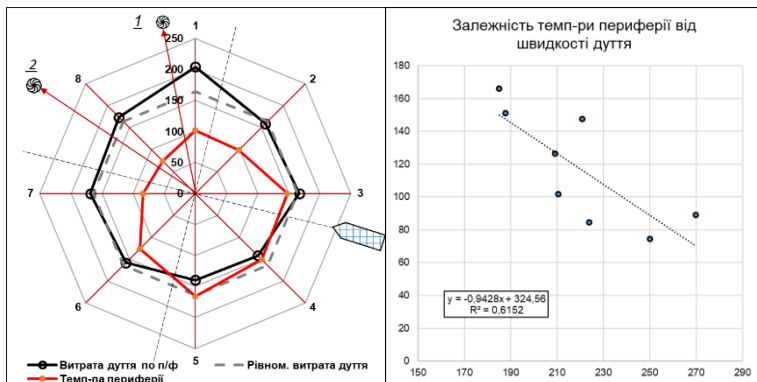


Рисунок 6 – Окружна нерівномірність температури периферійних газів, що створюється окружною нерівномірністю дуття та залежність температури периферії від швидкості закінчення дуття у квітні-вересні 2021 р на ДП-12.

Температури колошникового газу в газовідводах ДП-12 протягом усього періоду, що розглядається, не дивлячись на високий ступінь перемішування газів над поверхнею шихти, так само були більшими зі сторони великих витрат дуття, що узгоджується з розподілом температур периферії: $T_{го1}=344^{\circ}\text{C}$ (при температурі периферії в цій зоні $T_{го2}=316^{\circ}\text{C}$ ($T_{пер}=105^{\circ}\text{C}$), $T_{го3}=317^{\circ}\text{C}$ ($T_{пер}=93^{\circ}\text{C}$), $T_{го4}=322^{\circ}\text{C}$ ($T_{пер}=123^{\circ}\text{C}$).

Як видно, найбільші температури периферії і колошникового газу в газовідводах характерні для сектору повітряних фурм 16-1-3 з найбільшою постійною витратою гарячого дуття.

Таким чином, збільшення на ДП-12 в окремі зоні витрати дуття призводить до збільшення температури газів у газовідводах, а враховуючи велику ступінь перемішування газів з різних секторів між газовідводами можна зробити висновок, що утворені в процесі спалювання палива на повітряних фурмах і процесі відновлення газу, в секторах підвищеної витрати дуття, виходять з поверхні шихти не тільки через центральну зону (з якої, при класичному осьовому розташуванні «воронки», пічні гази розподіляються більш рівномірно між газовідводами), але й у достатній кількості по всьому радіусу колошника при розвиненому центральному газорозподілі характерному для періоду роботи ДП-12. Окремо слід зазначити, що при збільшенні

температури колошникового газу в секторі підвищеної витрати дуття відбувається зниження температури периферії за рахунок меншої кількості газів, що проходять поблизу стінки печі. Вищесказане може пояснюватися зсувом осі воронки утвореної при завантаженні матеріалів на колошнику щодо осі доменної печі у бік зони збільшеної витрати дуття або утворення в цій зоні шарів з більшою порізністю (псевдоваженням), що сприяє проникненню газів з периферії до центру.

Температури периферії та температури у газовідводах змінюються синхронно односпрямовано та у загальному вигляді характеризують технологічні особливості доменної плавки під час проведення вимірювань розподілу дуття (рис. 7). При цьому температура в газовідводах характеризує загальне температурно-теплове використання газів, яке загальне для всієї зони по радіусу колошника, а температура периферії – лише частковий за радіусом периферійний газорозподіл, тобто вона вимірюється під плитами колошникового захисту та є температурним показником газового потоку в середовищі шихти, що опускається. Таким чином, зміна температури газу в газовідводах тягне за собою, як правило, і відповідну зміну температури периферії, а зміна температури периферії може впливати на температуру в газовідводах (на температуру над поверхнею засипу) тільки у разі сильно розвиненого периферійного газового потоку.

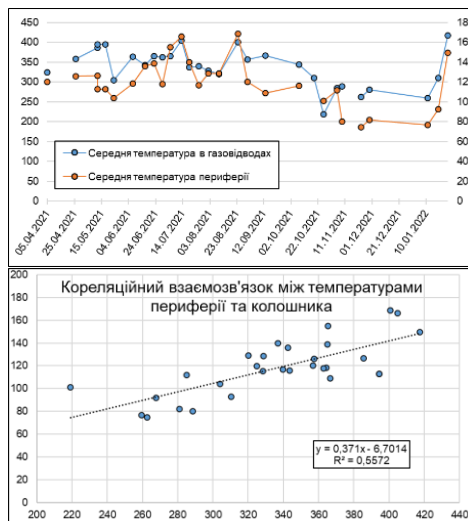


Рисунок 7 – Зв'язок температур периферії та колошникового газу в період проведення вимірів нерівномірності розподілу дуття по повітряних фурмах.

Зокрема, для аналізованого періоду роботи ДП-12, розвиток периферійного потоку, як було показано вище, незначний та не має належного впливу на загальну температуру периферійних термопар над поверхню шихти, що фіксуються за показаннями термозондів (ТЗ), рис. 8. Як видно з наведеного, збільшені температури по радіусу колошника характерні для ТЗ №1 розташованого в районі максимальної витрати дуття – повітряної фурми №1, а за ТЗ №4 фіксуються мінімальні значення температур по радіусу колошника, вплив на які має відносно низька витрата дуття на фурмах №13 та 14 (рис. 5). Максимальні температури центральних термопар фіксуються на ТЗ №1 та №2, що розташовані по сторонах від газовідводу 1.

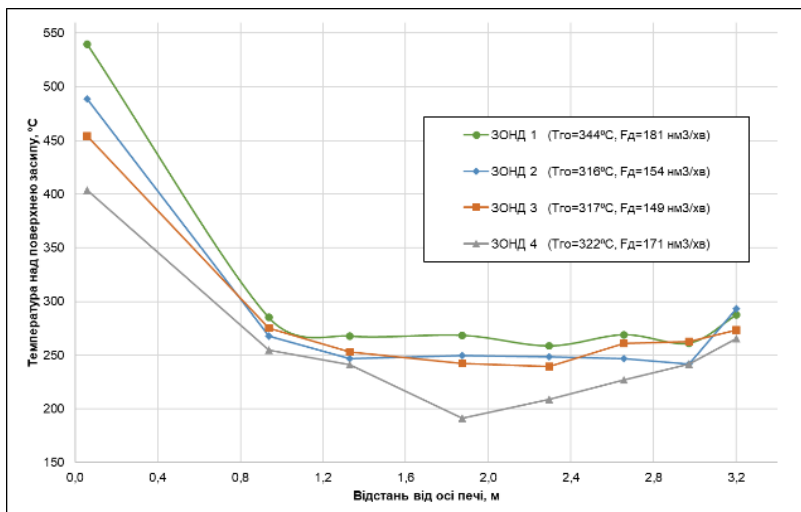


Рисунок 8 – Розподіл температур за радіусами колошника за показаннями термозондів під час проведення вимірів окружної нерівномірності дуття на ДП-12.

Як було показано вище, незважаючи на очевидний зв'язок температур периферії та температури колошникових газів, радіальний розподіл температур за показаннями ТЗ при центральному газорозподілі в доменній печі більшою мірою впливає на температуру газовідводів і значно менше залежить від периферійного газового потоку (температури периферії).

Збільшені температури колошникового газу в газовідводах є характерними для нерациональних режимів плавки з підвищеною витратою палива при малих рудних навантаженнях, підвищення яких, як правило, неможливе у зв'язку з технічними та технологічними

обмеженнями. Тому для поліпшення технологічного режиму необхідно вживати заходів щодо зниження температури колошникового газу: покращення якості шихти, застосування раціональних систем завантаження, збільшення та підтримання рівня засипу.

На рис. 9 наведений розподіл температур по радіусу колошника, що зафіксований термозандами в залежності від температури колошникового газу в газовідводах у квітні-вересні 2021 р. в період проведення вимірювань нерівномірності розподілу дуття по окружності ДП-12. З наведених залежностей видно, що підвищення температури колошникового газу супроводжується відповідним підвищенням температур газів над поверхнею засипу по всьому радіусу колошника, температури газів у периферійній зоні збільшуються в темпі з температурами у проміжній зоні, зростання температур у центральній зоні дещо вище.

Таким чином, загальне збільшення температур по радіусу колошника (збільшення температур ТЗ) призводить до збільшення газів у газовідводах, при цьому максимальний вплив на збільшення температури в газовідводах має проміжна зона, температура в якій починає наближатися до сумарної температури по радіусу (коефіцієнт КЗ прагне до 1), зменшуючи тим самим частки температур інших зон по радіусу колошника, зокрема температури газів на периферії над поверхнею шихти, які також наближається до середньої по радіусу (коефіцієнт К1 наближається до 1). Максимальне використання теплової енергії газів на ДП-12 (мінімальна температура в газовідводах) досягається при максимальному центральному газорозподілі із звуженою центральною віддушиною (зменшення К4), температура периферійного газу при цьому мало розвинена. Про малий розвиток периферійного ходу також свідчить мала величина і мінімальна зміна температури газів на периферії вимірюване термозондами (коефіцієнт К1). Коефіцієнти К1...К4 визначаються згідно [14, 18–20].

На рис. 10 представлені розподіли температур по радіусах ДП-12 для трьох характерних випадків, що вирізняються різною температурою газовідводів. У першому випадку, 26.05.2021 р., при підвищеній температурі в газовідводах до 363°C та при витраті дуття 2555 $\text{нм}^3/\text{хв}$, спостерігається явно виражене збільшення температури у центрі на 50–100°C, при чому найбільше збільшення спостерігається на ТЗ №1, температура в проміжній зоні також збільшилася у всіх ТЗ на ~50°C. При цьому температура периферії збільшилася синхронно з проміжною зоною, а зміна окружного розподілу на периферії не спостерігається.

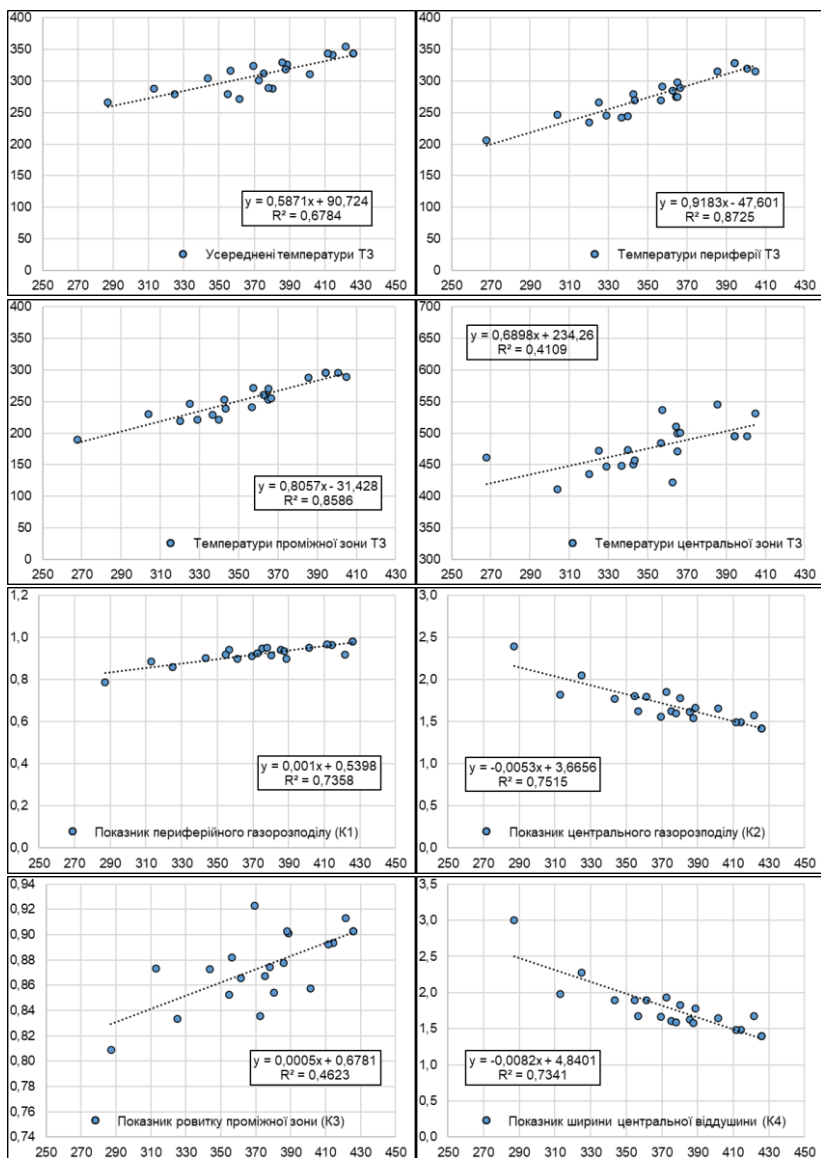


Рисунок 9 – Зміна розподілу температур і температурних показників по радіусу колошника за показаннями термозандів в залежності від температури колошникового газу в газовідводах.

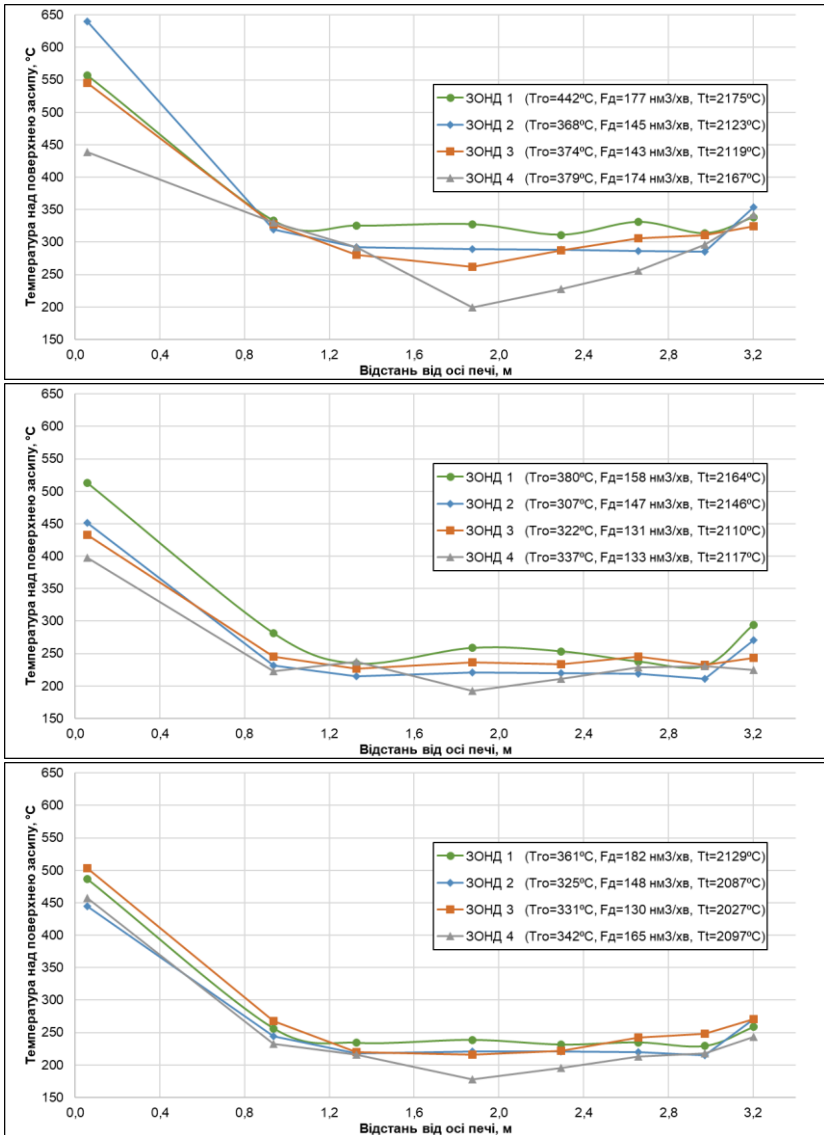


Рисунок 10 – Розподіли температур по радіусах ДП-12 за показниками ТЗ для трьох характерних випадків, що вирізняються різною температурою колошникового газу в газовідводах, витратою дуття та теоретичною температурою горіння.

У другому випадку, 13.07.2021 р., температура в газовідводах у середньому становила 337°C, а витрата гарячого дуття по ДП 2270 $\text{м}^3/\text{хв}$. Характер розподілу температур по радіусу колошника був близьким до середнього, що спостерігається у всьому періоді (рис. 8), але температура по радіусу дещо нижча, ніж у середньому. Однак показники температур на периферії характеризувалися більшою окружною нерівномірністю, що спричинено зменшенням витрати дуття.

Розподіл температур по радіусах колошника ДП-12, під час проведених через 6 днів 19.07.2021 р. вимірів нерівномірності дуття, при температурі в газовідводах 340°C, відновленій загальній витраті дуття до 2500 $\text{м}^3/\text{хв}$ та збільшені витрати ПВП, показав відновлення окружної рівномірності. розподіл температур по радіусу був близьким до розподілу у другому розглянутому випадку.

Таким чином, показано три характерні випадки, в яких від загальної температури ТЗ залежить температура в газовідводах, а розподіл температур на периферії і окружна нерівномірність залежить від витрати гарячого дуття і швидкості дуття на виході з повітряних фурм. При цьому найбільш раціональне розподілення температур по радіусах ДП спостерігалось в третьому випадку, при раціональній загальній витраті гарячого дуття і дещо нижчій температурі горіння (рис. 10).

Зменшення температур по радіусам колошника при зменшенні теоретичної температури горіння при раціональній витраті дуття досягається за рахунок збільшення коксозамінних добавок до дуття, зменшення їх навпаки приводить до збільшення теоретичної температури горіння та температури колошникових газів.

На рис. 11 наведені показники розподілу температур по радіусу колошника в залежності від теоретичної температури горіння, з яких виходить, що при збільшенні теоретичної температури: збільшується температура периферійних газів над поверхнею засипу відносно середньої температури по радіусу (K1); збільшується температури в центральній зоні ДП (K2), а також ширина центральної віддушини (K4) за рахунок зменшення температур у проміжній зоні. Такі характерні розподіли температур по радіусам колошника близькі до представлених прикладах 1 та 3 на рис. 10.

Загальні температури периферії та температури колошникового газу в газовідводах зі збільшенням теоретичної температури горіння знижуються, що може скласти враження про покращення технологічних умов та зниження витрат палива. Проте, як зазначено вище, при цьому показники радіального розподілу змінюються в негативний бік зі збільшенням осрової віддушини та збільшення температур (кількості) газів на периферії (рис. 11).

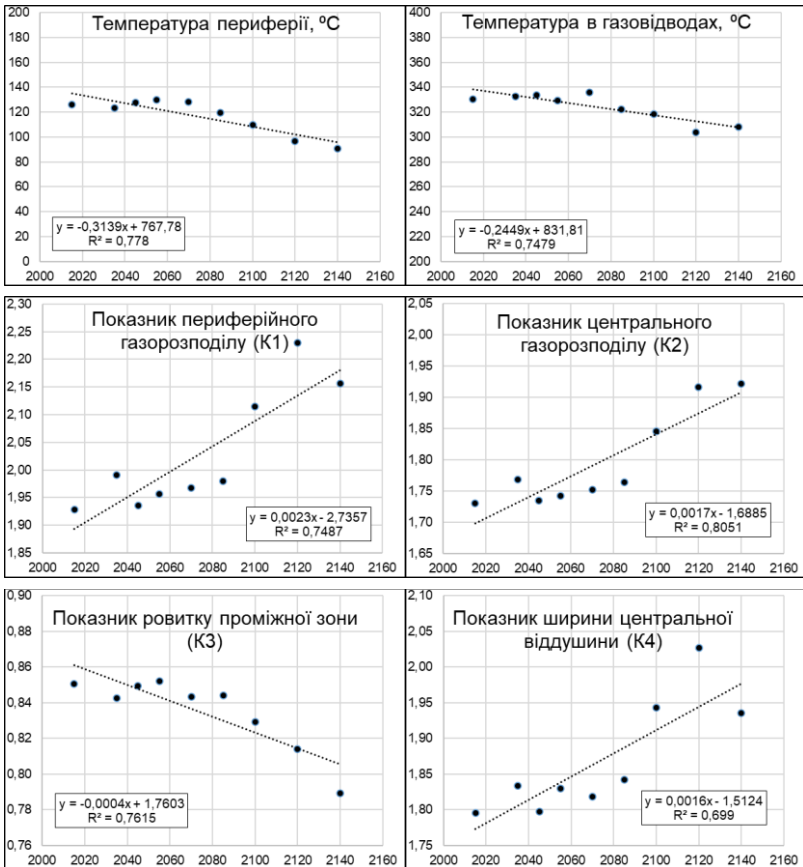


Рисунок 11 – Температури периферійного газового потоку та колошникового газу в газівіводах, показники розподілу температур по радіусу колошника в залежності від теоретичної температури горіння в 2021 р.

Вочевидь це пов'язано зі змінами умов плавки, при яких абсолютні температури колошникових газів та периферії знизались, але їх кількість в центральній зоні та на периферії збільшилась. Такі зміни розподілу температур на колошнику доменних печей пояснюються багатофакторним зв'язком між: дуттям – теоретичною температурою горіння – співвідношенням відновлення в «нижній» та «верхній» зоні – рудним навантаженням.

Витрата дуття є функцією параметрів тиску дуття та тиску під колошником і сходу шихти, тобто вона залежить від якості газопроникнення, здебільшого нижньої зони. Теоретична температура

горіння є функцією витрати дуття як повітря та всіх дуттєвих добавок, включаючи додатковий кисень та пари води в повітрі та додаткову пару. Співвідношенням відновлення в «нижній» та «верхній» зоні залежать від температурно-теплогового потенціалу нижньої зони та відновлювального потенціалу газів в шахті, якості та видів залізорудної сировини. Рудне навантаження формується за рахунок вищезгаданих параметрів та витраті і якості коксу.

При цьому теоретична температура горіння прямо або опосередковано впливає на інші вище згадані параметри, а зміна абсолютної величини теоретичної температури горіння в ту чи іншу сторону може відбуватися як за рахунок зміни кількості повітря так і за рахунок добавок.

Аналіз основних показників доменної плавки ДП-12 у 2021 р. при зміні теоретичної температури, представлених на рис. 12, показує, що збільшення T_t відбувалося за рахунок зменшення кількості паливних добавок та збільшення витрати дуття. Зменшення паливних добавок призводить до зменшення рудного навантаження на колошнику, що в свою чергу призводить до збільшення газопроникнення в верхній зоні, можливості збільшення рівня засипу без порушення сходу шихти, при цьому збільшується витрата дуття як за рахунок зменшення супротиву шихти проходженню печних газів в верхній зоні, так і в нижній при зменшенні кількості недопалу добавок в фурменій зоні. Збільшення температурно-теплогового потенціалу призводить до збільшення відновлення в нижній зоні доменної печі та зниженню температури колошникового газу. В цьому випадку збільшується витрата дефіцитного коксу як за рахунок зменшення заміників коксу, так і за рахунок збільшення коксового еквіваленту (рис. 12). Збільшення коксового еквіваленту частково компенсується збільшенням ступеню використання газу при збільшенні висоти «сухої» зони доменної печі.

Таким чином, теоретичну температуру найбільш доцільно підтримувати на високому рівні за рахунок витрати дуття (проведеними раніше дослідженнями було встановлено, що для умов ПрАТ «Камет-сталь» найбільш раціональним є вміст кисню в дутті на рівні 22,5–23 %) при максимальній витраті паливних добавок до дуття та максимальному рудному навантаженні на колошнику, підтриманням рівня засипу та параметрів і умов доменної плавки.

Для утримання такого режиму роботи доменної печі, вочевидь, першочерговими визначальними технологічними заходами є раціональне завантаження та розподілення матеріалів на колошнику та максимальне спалювання паливних домішок до дуття на фурмах доменної печі.

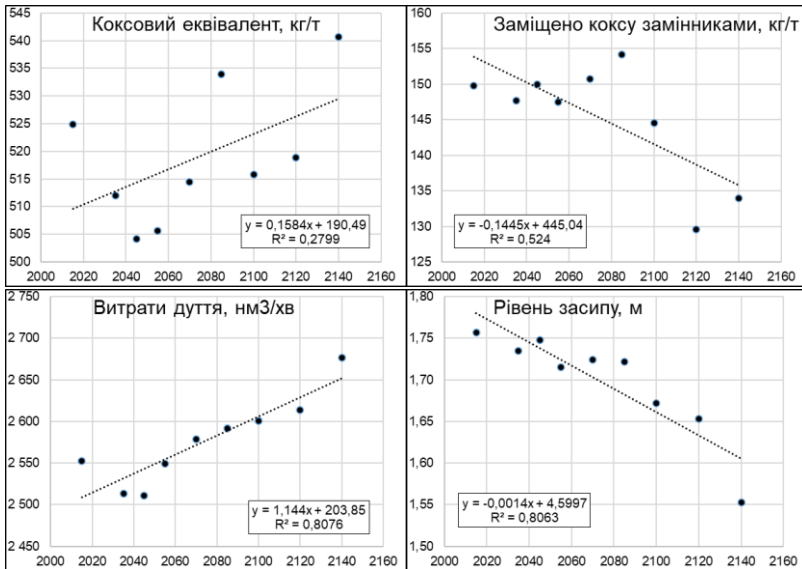


Рисунок 12 – Показники роботи доменної речі ДП-12 при зміні теоретичної температури.

Збільшення паливних домішок на доменних печах обмежено можливостями їх запалювання в окислювальній зоні на фурмах. При подачі великої кількості паливних домішок недопал не встигає реалізовуватись в горні доменної печі, та починається процес їх накопичення, що зменшує газопроникність фурменної зони по напрямку до центру печі та в міру опускання коксової насадки в нижній зоні – горні. Таким чином, супротив коксової насадки проходженню горнових газів і спотворює газорозподілення в доменній печі та порушує схід матеріалів. Тому для забезпечення достатньої витрати дуття та виробництва чавуну необхідно створити умови максимального спалювання паливних домішок.

Нерівномірний розподіл дуття по повітряних фурмах створює значну нерівномірність паливних домішок по відношенню до дуття (рис. 13). Так зменшення витрати дуття на повітряних фурмах №8 і №9 на 20,0–21,5 % призводить до зменшення теоретичної температури горіння на 2,8–3,2 % до 2065–2072°C при середній по ДП 2132°C, а навантаження паливних добавок на цих фурмах більше на 26,0–23,4 г/нм³ дуття при середньому 87,5 г/нм³. Тобто при такому газорозподілі збільшення паливних добавок для цих фурм вже наближується до свого максимуму по умовах спалювання, що

визначається теоретичною температурою горіння і подальше їх збільшення призведе до значного спотворення окружної нерівномірності теоретичної температури горіння, подальшому падінню дуття в зоні роботи цих фурм і порушення сходу матеріалів спровоковане зниженням в'язкості проміжного шлаку і блокуванням догорання не добавок та коксового сміття в окислювальній зоні.

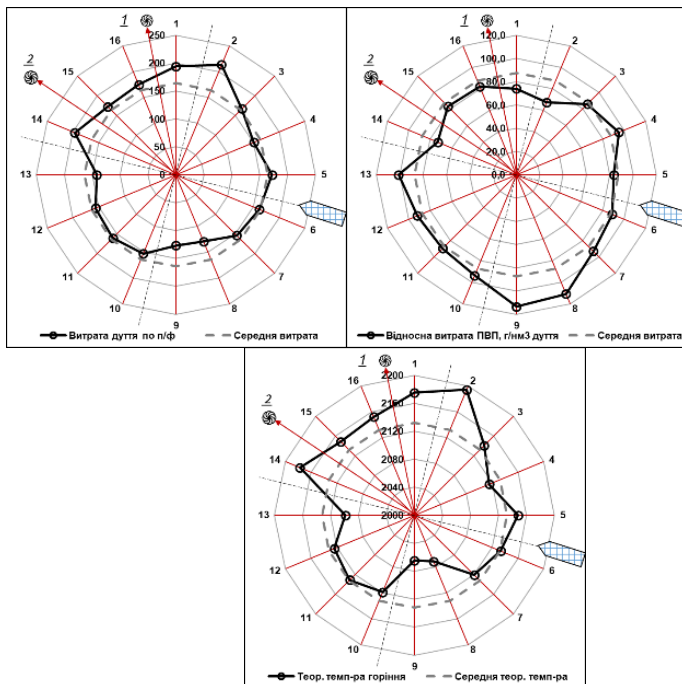


Рисунок 13 – Нерівномірність окружного розподілу дуття по окружності ДП-12 та сформована нерівномірність розподілу паливних домішок по повітряних фурмах.

Висновки

В результаті виконаних досліджень були виділені постійні та змінні фактори впливу на нерівномірність витрат дуття по окружності доменних печей, визначено якісний та кількісний вплив вузлів підведення дуття від прямого до кільцевого повітропроводу, а також розташування чавунних льоток для сучасної роботи доменних печей ПрАТ «Камет-сталь». Розроблено критерій оцінки окружної рівномірності дуття для фрагментованих (періодичних) вимірювань цієї нерівномірності, а також розглянуті кореляційні залежності основних

газодинамічних та температурно-теплових параметрів фурменної зони в залежності від величини коефіцієнта нерівномірності розподілу дуття по окремих повітряних фурмах ДП-1М и ДП-12 ПрАТ «Камет-сталь».

Встановлений зв'язок між окружною нерівномірністю дуття по повітряних фурмах та температурою периферійного газового потоку та зв'язок між теоретичною температурою горіння та температурними показниками оцінки газового потоку над поверхнею засипу шихти, розглянутий та проаналізований багатофакторний зв'язок між: дуттям – теоретичною температурою горіння – співвідношенням відновлення в «нижній» та «верхній» зоні доменної печі – рудним навантаженням, показана необхідність дотримання умов спалювання паливних домішок для зниження теоретичної температури та досягнення економічності плавки.

Перелік посилань / References

1. Novospasskiy, A. F. (1938). *Konstruktsii domennykh pechey i ustroystvo tsekhov*. Vol. 2: *Podacha syrykh materialov k pecham i nagrev vozdukha*. GONTI
2. Tselikov, A. I., Polukhin, P. I., & Grebenik, V. M. (1987). *Mashiny i agregaty metallurgicheskikh zavodov*. V 3 t. T.1: *Mashiny i agregaty domennykh tsekhov: uchebnik dlya vuzov*. Metallurgiya
3. Lyubin, A. Ye. (2010). *Metallicheskiye konstruktsii sooruzheniy kompleksa domennoy pechi. Proyektirovaniye. Eksploatatsiya. Diagnostika tekhnicheskogo sostoyaniya*. Stal
4. Bugayev, K. M., Antonov, V. M., & Varshavskiy, G. V. (1987). Vliyaniye raspredeleniya dut'ya po furmam na gazovyy potok v domennoy pechi. *Stal*, (2), 17–22
5. Bugayev, K. M. (1974). *Raspredeleniye gazov v domennykh pechakh*. Metallurgiya
6. Tarasov, V. P., & Tarasov, P. V. (2007). *Teoriya i tekhnologiya domennoy plavki*. Internet Inzhiniring
7. Shklyar, F. R., Babushkin, N. M., & Timofeyev, V. N. (1966). Eksperimental'noye issledovaniye raspredeleniya dut'ya po furmennym priboram domennoy pechi pered zadukovoy. *Teplotekhnika domennogo i aglomeratsionnogo proizvodstva: tr. VNIIMT*, 4, 313–325
8. Druzhkov, V. G., Shirshov, M. Yu., & Prokhorov, I. Ye. (2015). Metody opredeleniya raskhoda goryachego dut'ya na otdel'no vzyatuyu furmu v gorne domennoy pechi. *Vestnik Magnitogorskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta im. G.I. Nosova*, 2, 1–27
9. Semenov, Y. S., Shumelchik, Y. I., Horupakha, V. V., Vashchenko, S. V., Khudyakov, O. Y., Semion, I. Y., Chychov, I. V., Hulina, I. H., & Zakharov, R. H. (2022). Development and Implementation of Decision Support Systems for Blast Smelting Control in the Conditions of PrJSC "Kamet-steel". *MDPI, Metals, Special Issue "Mathematical Modelling of the Ironmaking Blast Furnace"*, 12(6), 985. <https://doi.org/10.3390/met12060985>

10. Semenov, Yu. S., Horupakha, V. V., & Shumel'chik, 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
11. 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*. Pp. 184–192. <https://doi.org/10.33313/382/018>
12. Kanaev, V. V., Kobeza, I. I., Buzoverya, M. T., et. al. (1995). Control of blas distribution on air blast furnace tuyeres. *Metallurgicheskaya i gornorudnaya promyshlennost*, (2), 69-71
13. Bol'shakov, V. I., Shuliko, S. T., Kanaev, V. V., et al. (1999). Investigation of gas Distribution in a Large Blast Furnace. *Steel in Translation*, 29(12), 1-5
14. Semenov, Y. S., Shumelchik, E. I., & Horupakha, V. V. (2018). *Diahnostyka ta upravlinnya domennoyu plavkoyu v zminnykh palyvno-syrovynnykh umovakh (Diagnostics and Management of Blast Furnace Smelting in Variable Fuel and Raw Materials Conditions)*. Dominanta Print
15. Liu, R., Zhao, W-g., Liu, S., Liu, X-j., Li X., Zhang, Z-f., Zhao, J., & Lyu, Q. (2023). Intelligent Prediction and Real-time Monitoring System for Gas Flow Distribution at the Top of Blast Furnace. *ISIJ International*, 63(10), 1714-1726. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2023-099>
16. Omori, Y. (1987). *Blast Furnace Phenomena and Modelling*. Elsevier. <https://doi.org/10.1007/978-94-009-3431-3>
17. Semenov, Y. S., Shumel'chik, E. I., Gorupakha, V. V. (2018). Efficient Management of the Charging of Blast Furnaces and the Application of Contemporary Means of Control Over the Variable Technological Conditions. *Metallurgist*, 61(11–12), 950-958. <https://doi.org/10.1007/s11015-018-0591-4>
18. Semenov, Y. S., Shumelchik, E. I., Horupakha, V. V., Kuznetsov, A. M., Zubenko, A. V., & Kovalenko, A. G. (2017). Using Thermal Probes to Regulate the Batch Distribution in a Blast Furnace with Pulverized-Coal Injection. *Steel in Translation*, 2017, 47(6), 389-393. <https://doi.org/10.3103/S0967091217060092>
19. Semenov, Y. S., Shumelchik, E. I., & Horupakha, V. V. Expert Module of the Thermal Probes System for Blast Furnace Charging Control. *Steel in Translation*. 2018. 48(12): 802-806 <https://doi.org/10.3103/S0967091218120136>
20. Shumelchyk, Y., Semenov, Y., Horupakha, V., Krot, P., & Hulina, I. (2022). Model-Based Decision Support System for the Blast Furnace Charge of Burden Materials. In: *Chaari, F., Leskow, J., Wylomanska, A., Zimroz, R., Napolitano, A. (eds) Nonstationary Systems: Theory and Applications. WNSTA 2021. Applied Condition Monitoring, Springer, Cham.*, 18, 340-351 https://doi.org/10.1007/978-3-030-82110-4_18
21. Parshakov, V. M. , Takhautdinov, R. S. , Bodyaev, Y. A. , Gibadullin, M. F., Kanin, L. S., Chevychelov, A. V., Polinov, A. A., & Zakharov, S. A. (2009). Multipoint thermal-probe monitoring the radial gas distribution in blast furnaces with nonconical charging systems at OAO MMK. *Steel in Translation*, 39(10), 886-889. <https://doi.org/10.3103/S0967091209100106>

22. Zhou, P., You, L., Liu, J.-P., & Zhang, X. (2017). Centre Temperature Estimation of Blast Furnace Cross Temperature Measuring Based on M-SVR and RVFLNs. *Dongbei Daxue Xuebao/Journal of Northeastern University*, 38(5), 614-619. <https://doi.org/10.3969/j.issn.1005-3026.2017.05.002>

23. Shi, L., Wen, Y.-b., Zhao, G.-s., & Yu, T. (2016). Recognition of blast furnace gas flow center distribution based on infrared image processing. *J. Iron Steel Res. Int.*, 23, 203-209. [https://doi.org/10.1016/S1006-706X\(16\)30035-8](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(16)30035-8)

24. Chen, Z., Jiang, Z., Gui, W., & Yang, C. (2016). A Novel Device for Optical Imaging of Blast Furnace Burden Surface: Parallel Low-Light-Loss Backlight High-Temperature Industrial Endoscope. *IEEE Sensors Journal*, 16(17), 6703-6717. <https://doi.org/10.1109/JSEN.2016.2587729>

25. Xu, T., Jiang, Z., & Gui, W. (2018). A Light Field Imaging Based Measuring Method for Blast Furnace Burden Distribution. *IFAC-PapersOnLine*, 51(21), 257-261. <https://doi.org/10.1016/j.ifacol.2018.09.428>

V. V. Horupakha¹, Researcher, ORCID 0000-0003-0531-1871

Yu. S. Semenov^{1,*}, Ph. D. (Tech.), Senior Research, Head of the Department, ORCID 0000-0003-2299-5742

O. Yu. Khudyakov¹, Ph. D. (Tech.), Senior Research, ORCID 0000-0002-6507-1120

Ye. I. Shumelchik¹, Ph. D. (Tech.), Senior Research, ORCID 0000-0001-5350-6425

S. V. Vashchenko¹, Ph. D. (Tech.), Senior Research, ORCID 0000-0001-8344-961X

K. V. Baiul¹, D. Sc. (Tech.), Leading Researcher, ORCID 0000-0003-1426-7956

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

* *Corresponding author: yuriy.semenov.isi@gmail.com*

RESEARCH OF CIRCULAR GAS DISTRIBUTION IN A BLAST FURNACE USING INFORMATION ON BLOW DISTRIBUTION AND MODERN CONTROL MEASURES

Abstract. The article presents the results of studies of the circumferential gas distribution in a blast furnace using information on the distribution of the blast and modern control means performed on the blast furnaces of PrJSC "Kamet-steel". The constant and variable factors of influence on the unevenness of the blast flow rate along the circumference of the blast furnaces are highlighted. The main constant factors are the features and technical solutions of the hot blast supply tract, the location of the inlets and the design features of the lining of the inlet zone. The qualitative and quantitative influence of the blow supply units from the direct to the annular air duct, as well as the location of the cast-iron inlets for the modern operation of the blast furnaces of PrJSC "Kamet-steel" are determined. The main variable factors of influence on the unevenness of the blow flow rate are the technological and fuel and raw material conditions of the blast furnace smelting. The article develops a criterion for assessing the circumferential uniformity of the blast for periodic measurements of this unevenness, and also establishes correlations between the main gas-dynamic and temperature-thermal parameters of the tuyere zone, namely: the blast velocity at the tuyere exit, which reflects the actual volume of the blast passing through the cross-

section of the air tuyere without taking into account the influence of the fuel supplied to the tuyere and without taking into account the influence of thermal radiation from the combustion chamber; the blast flow rate and the theoretical combustion temperature, which reflects the isothermal temperature-thermal balance of the tuyere zone, depending on the value of the coefficient of unevenness of the blast distribution across individual air tuyere for the operating conditions of the blast furnaces of PrJSC "Kamet-stal". The article establishes the relationship between the circumferential unevenness of the blow along the air tuyeres and the temperature of the peripheral gas flow and the relationship between the theoretical combustion temperature and the temperature indicators of the gas flow assessment above the surface of the charge, which characterize the development of the axial and peripheral gas flow, the gas permeability of the intermediate zone of the furnace top radius and the size of the axial vent. The multifactorial relationship between: blow – theoretical combustion temperature – the ratio of reduction in the "lower" and "upper" zones of the blast furnace – ore load is considered and analyzed, the need to comply with the conditions for burning fuel impurities to reduce the theoretical temperature and achieve the efficiency of blast furnace smelting is shown.

Keywords: blast furnace, blast furnace smelting control, pulverized coal, circumferential distribution of blast, gas flow temperatures.

For citation: Horupakha, V. V., Semenov, Yu. S., Khudyakov, O. Yu., Shumelchik, Ye. I., Vashchenko, S. V., & Baiul, K. V. 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>

Рукопис надійшов до редакції / Received 13.08.2025

Рекомендовано до друку / Accepted 21.10.2025

УДК 669.02/09:669.162.275.2-154

Д. О. Степаненко¹, к.т.н., зав. відділом, ORCID 0000-0001-5913-2284А. І. Белькова^{1*}, к.т.н., ст.н.с., ORCID 0000-0001-8519-9351Д. М. Тогобицька¹, д.т.н., проф., пров.н.с., ORCID 0000-0001-6413-4823Л. О. Лісова¹, к.т.н., ст.н.с., ORCID 0000-0001-6298-9115С. В. Греков¹, н.с., ORCID 0000-0003-2849-0999¹ Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України* Автор для листування: alla2904b8@gmail.com

ВПЛИВ ВМІСТУ Cr_2O_3 НА ВЛАСТИВОСТІ ШЛАКОВИХ РОЗПЛАВІВ СИСТЕМ $\text{CaO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-MgO-FeO/Fe}_2\text{O}_3\text{-MnO}$

Анотація. При виплавці феррохромистих сталей ключову роль грають процеси шлакоутворення, що визначають рафінування металу та збереження хрому. Шлаки системи $\text{CaO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-MgO-FeO/Fe}_2\text{O}_3\text{-MnO}$ широко застосовуються завдяки регульованим фізико-хімічним властивостям, однак присутність оксиду хрому Cr_2O істотно впливає на їх структуру та властивості, що в свою чергу визначає розподіл елементів між фазами та ступінь втрат хрому. Аналіз відкритих літературних публікацій свідчить про складний зв'язок між вмістом Cr_2O_3 і в'язкістю шлаку, який залежить від різних показників конкретної шлакової системи та процесу виплавки металу. Його амфотерна природа обумовлює подвійну дію: при низьких концентраціях він знижує в'язкість, при високих - підвищує, а також сприяє утворенню твердих фаз, які додатково збільшують її. Дані про електропровідність суперечливі, що свідчить про необхідність цілеспрямованих досліджень. Для більш точного аналізу та прогнозування поведінки проаналізована вкрай складна багатокомпонентна шлакова система, яка включає оксиди CaO , SiO_2 , Al_2O_3 , MgO , FeO , MnO та Cr_2O_3 . Кожен оксид надає специфічний і взаємопов'язаний вплив на структуру та властивості шлаку, особливо на в'язкість. Вплив компонентів, включаючи Cr_2O_3 , слід розглядати в контексті синергетичних чи антагоністичних взаємодій з іншими компонентами. Для розробки прогнозних моделей певні можливості надають інтегральні параметри моделі оксидної системи з позиції концепції спрямованого хімічного зв'язку, які дозволяють комплексно врахувати вплив всього компонентного складу шлакової системи на його властивості. Встановлено високий рівень зв'язку в'язкості із показниками хімічного еквівалента складу шлаку Δ_e та хімічної індивідуальності tga та показано, що шлаки, різні за технологічним призначенням, ідентифікуються конкретними значеннями параметра Δ_e .

© Д. О. Степаненко, А. І. Белькова, Д. М. Тогобицька, Л. О. Лісова, С. В. Греков, 2025



Це стаття відкритого доступу за ліцензією CC BY-NC-ND 4.0

<https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/legalcode.uk>

Виконані дослідження підтверджують доцільність та ефективність використання інтегральних параметрів складу оксидної системи для прогнозування та оцінки властивостей хромовмісних шлаків з метою оптимізації шлакоутворюючих сумішей та підвищення ефективності виплавки ферохромистих сталей.

Ключові слова: ферохромиста сталь, шлак, оксид хрому Cr_2O_3 , в'язкість, електропровідність, параметри міжатомної взаємодії в розплавах, прогнозні моделі.

Посилання для цитування: Вплив вмісту Cr_2O_3 на властивості шлакових розплавів систем $\text{CaO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-MgO-FeO/Fe}_2\text{O}_3\text{-MnO}$ / Д. О. Степаненко, А. І. Белькова, Д. М. Тогобицька, Л. О. Лісова, С. В. Греков // *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії*. 2025. Вип. 39. С. 61-77. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2025-39-06>

Вступ. Розвиток сучасного виробництва ферохромистих сталей пов'язаний із необхідністю забезпечення високої якості продукції при мінімізації втрат дорогих легуючих елементів. Одним з визначальних факторів виступають процеси шлакоутворення в системах $\text{CaO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-MgO-FeO/Fe}_2\text{O}_3\text{-MnO}$, що широко застосовуються при виплавці ферохромистих сталей завдяки їх рафінуючій здатності, термодинамічній стійкості та регульованим фізико-хімічним характеристикам. Оксид хрому Cr_2O_3 є важливим компонентом сталеплавильних шлаків, його вміст значно впливає на структурно-енергетичний стан та фізико-хімічні властивості шлаку, такі як в'язкість та електропровідність, а також на розподіл легуючих елементів між фазами. Ці фактори визначають ступінь рафінування металу від домішок та стійкість легованого хрому в сталі. Створення фундаментальних основ прогнозування та оцінки цих процесів є необхідною умовою для оптимізації складу шлакоутворювальних сумішей, що забезпечує необхідну якість сталі. У свою чергу це дозволить скоротити витрати дорогих феросплавів, знизити собівартість виробництва та зменшити утворення хромовмісних відходів, що особливо важливо в умовах сучасних вимог до енергоефективності та екологічності металургійних процесів.

Метою роботи є дослідження впливу вмісту оксиду хрому Cr_2O_3 на властивості шлакових розплавів системи $\text{CaO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-MgO-FeO/Fe}_2\text{O}_3\text{-MnO}$ для розробки прогнозних моделей з використанням параметрів міжатомної взаємодії у розплавах.

Стан питання. Більшість зарубіжних публікацій з результатами вивчення в'язкості та фазового складу оксидних систем за участю оксиду хрому Cr_2O_3 [1-14] містять експериментальні дані щодо фазової рівноваги, мінералогічний склад, температури плавлення та

електропровідність багатокомпонентних шлаків [1, 4], а також по розподілу хрому в системі «метал-шлак» при виплавці металу.

В роботі [1] виконано моделювання термодинамічних та транспортних властивостей шлакової системи $\text{CrO-Cr}_2\text{O}_3\text{-FeO-Fe}_2\text{O}_3\text{-CaO-MgO-NiO-Cu}_2\text{O-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$. Досліджено в'язкість та реологічні властивості хромовмісних шлаків та визначено, що збільшення вмісту Cr_2O_3 призводить до збільшення в'язкості через утворення твердих фаз, таких як шпінель MgCr_2O_4 та нерозчинний Cr_2O_3 . Однак конкретний ефект може залежати і від інших факторів, таких як основність шлаку та температура. У шлаках з низькою основністю збільшення Cr_2O_3 може спочатку знизити в'язкість, тоді як у шлаках з високою основністю в'язкість підвищується. В'язкість шлаків, що містять Cr_2O_3 , також змінюється в залежності від температури. За більш високих температур тверді фази можуть розчинятися, що сприяє зниженню в'язкості.

Так, у дослідженні [2] показано, що в мідному конвертерному шлаку при збільшенні Cr_2O_3 від 0 до 5% підвищується його в'язкість з 0,464 Па·с до більш ніж 8 Па·с при 1300°C (1573 K) (рис.1). Це збільшення пояснюється утворенням фаз з високою температурою плавлення, таких як шпінель (MgCr_2O_4 , MgCrAlO_4), які збільшують рівень полімеризації шлаку. Також тугоплавкі фази утворюються при взаємодії оксиду хрому з силікатною структурою шлаку.

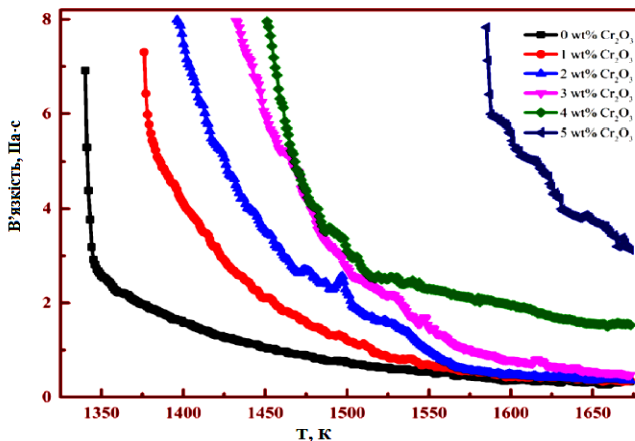


Рисунок 1 – Зміна в'язкості мідного конвертерного шлаку з додаванням Cr_2O_3 у безперервному відновленні [2].

У публікації [3] зазначається, що при вмісті Cr_2O_3 до 0,3% в'язкість високотитанового доменного шлаку $\text{CaO-SiO}_2\text{-15%Al}_2\text{O}_3\text{-9%MgO-TiO}_2\text{-Cr}_2\text{O}_3$ знижується, при проміжному вмісті Cr_2O_3 (0,5 - 1,5%) може

утворюватися фаза перовскіту (CaTiO_3), що збільшує в'язкість (рис. 2). При високому вмісті Cr_2O_3 більше 1,5% утворення шпінельної фази MgAlCrO_4 стає значним, що збільшує в'язкість та потенційно впливає на плинність шлаку. При цьому підвищена основність (співвідношення CaO/SiO_2) може деякою мірою пом'якшити збільшення в'язкості, викликане Cr_2O_3 , але висока основність може також сприяти утворенню перовскіту, що призводить до більш високої в'язкості. Визначено, що для задовільної текучості та термічної стабільності шлаку, вміст Cr_2O_3 не повинен перевищувати 0,5 % мас.

У процесі конвертерної плавки хромовмісного чавуну [4] додавання Cr_2O_3 від 0 до 9,09% в системі 19% CaO -42% SiO_2 -39% FeO обумовлює формування твердого розчину хромовмісної шпінелі ($\text{Fe}(\text{Fe},\text{Cr})_2\text{O}_4$). При цьому кількість рідкої фази в шлаку зменшується, а вміст фази шпінелі збільшується. Ця зміна фазового складу призводить до підвищення в'язкості шлаку, що може перешкоджати шлакоутворенню та розчиненню вапна на початкових стадіях конвертерного процесу. Зі збільшенням вмісту Cr_2O_3 до 4,76% у шлаку утворюється дендритний Fe_3O_4 і гранульована хромовмісна залізна шпінель ($\text{Fe}(\text{Fe},\text{Cr})_2\text{O}_4$). При подальшому збільшенні вмісту Cr_2O_3 до 9,09 % відбувається повністю трансформація в фазу шпінелі, що містить залізо. Вплив оксиду хрому на структуру шлаку не є однозначним, оскільки дослідження показують, що для кожної шлакової системи є граничне значення Cr_2O_3 нижче якого оксид хрому виступає в ролі модифікатора, а вище нього полімеризує структуру та підвищує в'язкість.

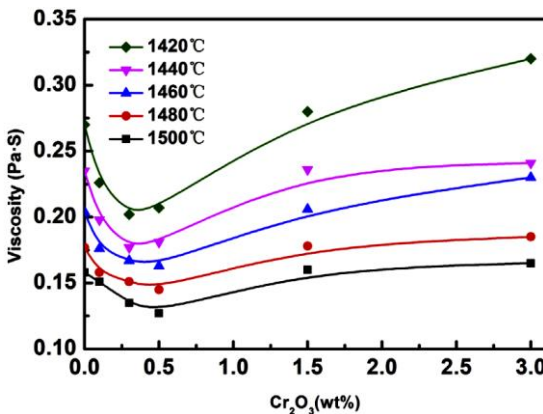


Рисунок 2 – Вплив вмісту оксиду хрому на в'язкість шлаку при фіксованому відношенні $\text{CaO}/\text{SiO}_2 = 1,1$ [3].

Підвищення вмісту Cr_2O_3 з 5 % до 7 % у шлаковій системі $\text{CaO}-\text{SiO}_2-10\%\text{Al}_2\text{O}_3-x\%\text{Cr}_2\text{O}_3$ призводить до збільшення температури кристалізації з 1510°C до 1540°C (з 1783 K до 1813 K) та раптовому підвищенні в'язкості вище зазначених температур для шлаків з вмістом 5 та 7 % мас. оксиду хрому відповідно [5]. При цьому в складі шлаку відбувається зростання вмісту сполуки CaCr_2O_4 . Для шлаку системи $\text{CaO}-\text{SiO}_2-10\%\text{Al}_2\text{O}_3-x\%\text{Cr}_2\text{O}_3$ підвищення вмісту Cr_2O_3 до 10 % призводить до значного підвищення в'язкості з 0,26 до 1,61 Па·с при 1500°C (1773 K). При температурах вище 1600°C (1873 K) в'язкість знижувалась, що пов'язується авторами зі зниженням вмісту твердої частки Cr_2O_3 в рідині. Для шлаку $\text{CaO}-\text{SiO}_2-x\%\text{Cr}_2\text{O}_3$ при температурах $1520^\circ\text{C} - 1680^\circ\text{C}$ (1793 K – 1953 K) значення в'язкості знижуються. Проте при зростанні Cr_2O_3 до 6% мас. криві в'язкості спадають, а при вмісті від 6 до 9 % в'язкість підвищується від 0,134 до 0,143 Па·с. В роботі зроблений висновок, що на в'язкість найбільше впливає комбінація основності та вмісту Cr_2O_3 . При високій основності та високому вмісті Cr_2O_3 присутність твердих частинок у шлаку має першорядний вплив на в'язкість.

Цей висновок підтверджено авторами роботи [6], які експериментально дослідили вплив температури, основності шлаку та вмісту Cr_2O_3 на в'язкість шлаків для виробництва нержавіючої сталі. Відзначено, що необхідні подальші експериментальні дослідження для розробки моделі, яка може передбачити комбінований вплив основності шлаку та наявності твердих частинок на в'язкість шлаку з нержавіючої сталі, враховуючи неньютонівську поведінку плинності.

Аналогічні дослідження про вплив основності та вмісту оксиду хрому в шлаках виконані в роботі [7] для системи $\text{CaO}-\text{SiO}_2-\text{MgO}-\text{TiO}_2-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{Cr}_2\text{O}_3$ ($\text{CaO}/\text{SiO}_2 = 0,9-1,3$, $\text{Cr}_2\text{O}_3 = 0-4\%$). Встановлено, що в'язкість шлаку значно збільшується зі збільшенням вмісту Cr_2O_3 при фіксованій основності. Збільшення основності може певною мірою знизити в'язкість шлаку. Це дослідження включало використання теоретичних розрахунків та експериментів, щоб довести, що Cr_2O_3 в доменному шлаку може легко реагувати з MgO і Al_2O_3 з утворенням шпінельної фази (MgCr_2O_4 , MgCrAlO_4) з високими температурами плавлення, тим самим збільшуючи в'язкість. Фаза перовскіту з високими температурами плавлення легко кристалізується при високих температурах зі збільшенням вмісту Cr_2O_3 і основності, що змушує в'язкість шлаку різко збільшуватися зі збільшенням співвідношення CaO/SiO_2 . Крім того, це дослідження аналізувало силікатну структуру шлаку за допомогою інфрачервоної спектроскопії. Додавання Cr_2O_3 мало впливає на силікатну структуру шлаку. Однак

в'язкість шлаку швидко збільшувалася через осадження високоплавкої фази перовскіту.

У той же час, у роботах [8, 10], в яких експериментально досліджували властивості систем $\text{CaO-SiO}_2\text{-2\% MgO-CrO}$ та $\text{CaO-SiO}_2\text{-5\% Al}_2\text{O}_3\text{-CrO}$, зазначено, що в'язкість шлаку зменшувалася зі збільшенням основності, вмісту CrO та Cr_2O_3 (рис. 3). CrO діє як мережевий модифікатор, руйнуючи структуру шлаку і знижуючи його в'язкість. Цей ефект більш виражений, ніж у Cr_2O_3 . Автори припустили, що нижчий парціальний тиск призводить до того, що Cr_2O_3 перетворюється на CrO , що сприяє поліпшенню плинності шлаку.

В публікаціях [12-13] досліджено вплив вмісту Cr_2O_3 на температури розм'якшення, текучості і плавлення, а також на в'язкість і енергію активації в'язкого плинину для шлакових систем $\text{CaO-SiO}_2\text{-MgO-Al}_2\text{O}_3\text{-TiO}_2\text{-Cr}_2\text{O}_3$ та $\text{FeO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-CaO-MgO-Cr}_2\text{O}_3$. При цьому, окрім основності шлаку розглянуто вплив співвідношення FeO/SiO_2 та вмісту CaO , Al_2O_3 на в'язкість [13]. Зниженню в'язкості сприяють високе співвідношення FeO/SiO_2 (1,25) та високий вміст CaO . Високий вміст Al_2O_3 (5 %) відповідає більш високим значенням в'язкості.

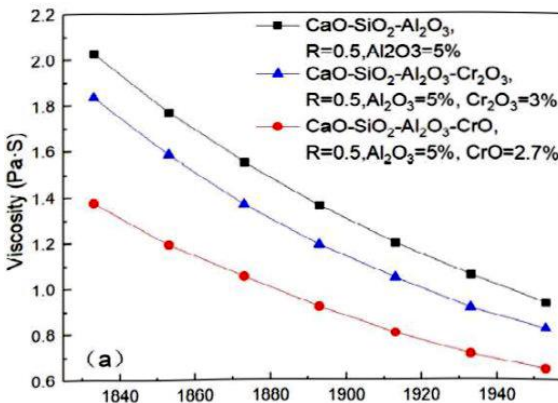


Рисунок 3 – Вплив CrO та Cr_2O_3 на в'язкість шлаків систем $\text{CaO-SiO}_2\text{-2\% MgO-CrO}$ та $\text{CaO-SiO}_2\text{-5\% Al}_2\text{O}_3\text{-CrO}$ з основністю (CaO/SiO_2) $R=0,5$ [8, 10].

Вплив оксиду хрому на поверхневий натяг шлаку системи $\text{CaO-SiO}_2\text{-9.25\% MgO-14.7\% Al}_2\text{O}_3\text{-22\% TiO}_2\text{-Cr}_2\text{O}_3$ досліджено в роботі [14]. Показано, що збільшення вмісту Cr_2O_3 до 3% призводить до підвищення поверхневого натягу, оскільки поверхневий натяг Cr_2O_3 є

найвищим серед усіх компонентів, а SiO_2 має найнижче значення. Інша причина полягає в тому, що аніони відштовхуються до поверхневого шару шлаку і адсорбуються. З підвищенням температури поверхневий натяг зменшується. Це пояснюється зменшенням сили взаємодії між іонами та зменшенням об'ємної фазової щільності між двома фазами, що прилягають до поверхневого шару.

Таким чином, аналіз публікацій свідчить про складний зв'язок між вмістом Cr_2O_3 і в'язкістю шлаку, який залежить від різних показників конкретної шлакової системи та процесу виплавки металу. Основними факторами впливу є компонентний хімічний склад шлаків (титановмісні, вміст алюмінію, магнію і т.д.) та температура виміру. В цілому, підвищена в'язкість та утворення фаз з високою температурою плавлення можуть негативно впливати на металургійні властивості шлаку та ефективність плавки.

Основні результати досліджень. З метою подальшого вивчення взаємозв'язків властивостей багатокомпонентних хромовмісних оксидних систем з хімічним складом та температурою шлаків на підставі літературного огляду вищенаведених публікацій сформовано представницький масив даних. Статистичні характеристики хімічного складу та розраховані показники складу за даними різних авторів наведені в таблицях 1, 2. Традиційно для оцінки складу та властивостей шлакових систем використовується співвідношення основності CaO/SiO_2 та інші співвідношення: $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{MgO}$, FeO/SiO_2 , $(\text{Al}_2\text{O}_3+\text{MgO})/\text{SiO}_2$, MgO/FeO , MgO/CaO . Для врахування впливу всіх компонентів шлакової системи на її властивості доцільно використовувати інтегральні характеристики хімічного складу, а саме, параметри фізико-хімічної моделі оксидної системи, які враховують її повний хімічний склад на рівні міжатомних взаємодій у розплаві [15]. У цьому зв'язку для зазначених шлаків розраховані такі показники оксидної системи: параметр хімічного еквіваленту складу шлакової системи - Δ_e , що характеризує взаємодію у зв'язку катіон-аніон; середньостатистичне значення між'ядерної відстані - d ; показник стехіометрії шлакової системи - ρ , що визначається відношенням числа катіонів до числа аніонів; показник індивідуальності катіонної підreshітки розплаву - tga (табл. 2).

Аналіз представленої інформації свідчить про відмінність компонентного хімічного складу шлакових систем, а також значень окремих компонент і розрахованих співвідношень хімічного складу, що пояснюється технологічним призначенням застосування конкретного шлаку при виплавці металу. Тому пошук універсальної аналітичної залежності в даному випадку для розрахунку в'язкості з урахуванням впливу основності або інших окремих співвідношень

компонентів, а також вмісту оксиду хрому на всьому масиві даних (497 значень) є неоднозначно вирішуваним завданням, що потребує залучення додаткових статистичних методів з метою розділення масиву даних на групи за певними їх ознаками.

На рис. 4 проілюстровано вплив окремих компонентів шлаку на в'язкість за розрахованими середніми значеннями хімічного складу шлаків конкретного призначення за даними авторів публікацій, зазначених у табл. 1,2. Представлені дані свідчать про відсутність чіткого зв'язку між в'язкістю та температурою (рис. 4а), хоча цей зв'язок достовірно доведений експериментальними та термодинамічними дослідженнями: при підвищенні температури в'язкість шлаків, у тому числі хромовмісних, однозначно зменшується. Також на рис 4б відсутній однозначний зв'язок між в'язкістю та вмістом хрому в шлаку. Зв'язок з іншими компонентами та співвідношеннями складу шлаку слабкий, наприклад, із вмістом оксиду алюмінію зв'язок на рівні $R^2=0,17$ (R^2 – коефіцієнт детермінації) (рис. 4в). І хоча встановлено хороший рівень зв'язку в'язкості з основністю шлаку CaO/SiO_2 на рівні $R^2=0,54$, проте для прогнозової оцінки в'язкості необхідно враховувати весь хімічний склад шлаку.

Врахувати повний хімічний склад дозволяє процедура його згортки на основі інтегральних характеристик хімічного складу шлаку, працездатність яких підтверджена багаторічними дослідженнями шлаків доменного та сталеплавильного виробництв. Зокрема, рис. 5 демонструє високий рівень зв'язку в'язкості із середніми значеннями хімічного еквівалента Δe та показника хімічної індивідуальності $\text{tg}\alpha$ різних за призначенням шлаків, що підтверджує доцільність та ефективність використання модельних параметрів оксидної системи для оцінки їх властивостей. Зокрема, представлений зв'язок показує, що шлаки, різні за технологічним призначенням, ідентифікуються конкретними значеннями параметра Δe .

Різноманітність і неоднорідність сформованої вибірки даних наочно демонструють рис 6, 7, що відображають зв'язок в'язкості з температурою та вмістом хрому в шлаку за даними різних авторів. При цьому, саме інтегральна характеристика складу шлаку параметр Δe , по-перше, ідентифікує весь масив на групи у відповідності з призначенням шлаку (рис. 8), і, по-друге, завдяки хорошему зв'язку з в'язкістю на всьому масиві (рис. 9) може бути використаний в якості модельного параметра при моделюванні в'язкості поряд з температурою, що є завданням наступних етапів виконання досліджень.

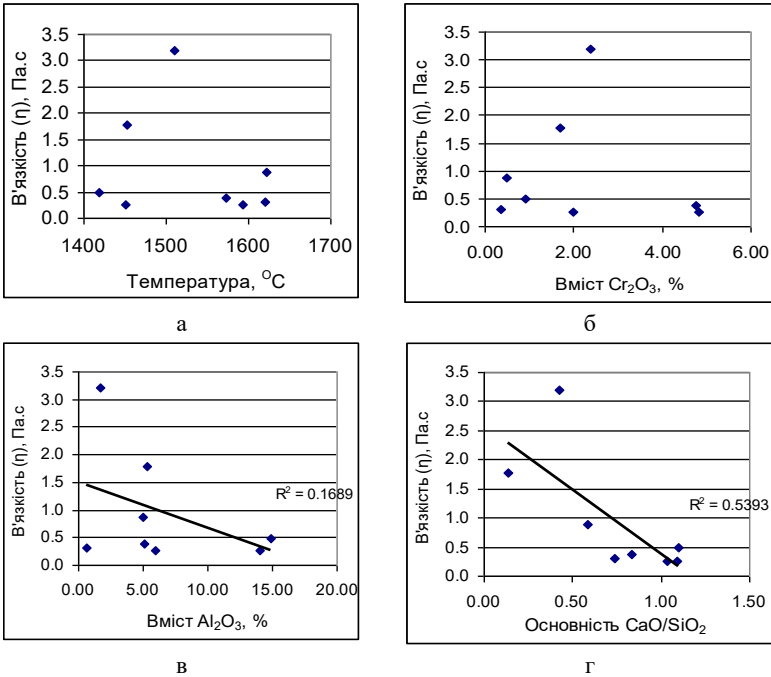


Рисунок 4 – Вплив окремих компонентів хромовмісного шлаку на в'язкість за розрахованими середніми значеннями хімічного складу за даними різних авторів.

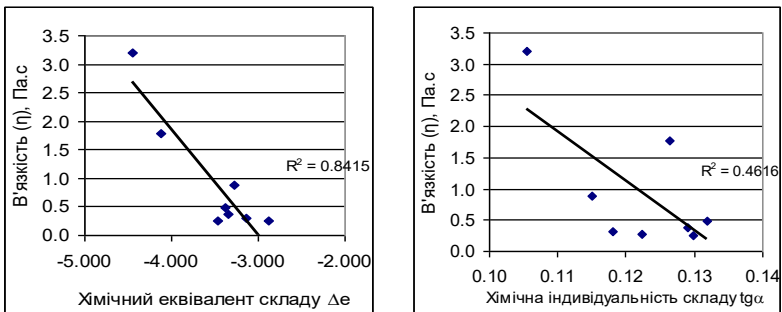


Рисунок 5 – Зв'язок в'язкості із середніми значеннями хімічного еквівалента Δe та показника хімічної індивідуальності $\text{tg}\alpha$ різних за призначенням шлаків.

Таблиця 1 – Статистичні характеристики хімічного складу хромовмісних шлаків по даним авторів різних публікацій.

№ статті	Автор/Кіл-ть даних	В'язкість (η)		Тем-ра	Хімічний склад, %												
		Па.с	lnη		SiO ₂	FeO	MgO	MnO	CaO	Al ₂ O ₃	Cr ₂ O ₃	Fe ₂ O ₃	PbO	CuO	ZnO	TiO ₂	CrO
1	[1] 59	мін	0.174	-1.749	1350	44.60	9.40	15.00	0.00	3.10	3.30	1.00	1.00	0.00	0.00	0.00	0.00
		мак	22.410	3.110	1589	57.50	28.50	24.40	0.00	10.00	7.20	3.50	1.00	0.00	0.00	0.00	0.00
		середнє	1.776	-0.381	1452	48.64	17.14	19.63	0.00	6.62	5.29	1.68	1.00	0.00	0.00	0.00	0.00
2	[2] 101	мін	0.268	-1.317	1338	31.21	6.85	0.19	0.00	13.31	1.70	0.00	8.05	12.90	4.47	2.15	0.00
		мак	8.000	2.079	1674	32.78	7.19	0.19	0.00	13.99	1.79	5.00	8.45	13.55	4.70	2.25	0.00
		середнє	3.202	0.828	1510	32.04	7.03	0.19	0.00	13.67	1.75	2.37	8.26	13.24	4.59	2.20	0.00
3	[3] 102	мін	0.127	-2.064	1374	24.97	0.00	8.74	0.00	27.46	14.56	0.00	0.00	0.00	0.00	21.36	0.00
		мак	1.261	0.232	1500	25.71	0.00	9.00	0.00	28.29	15.00	3.00	0.00	0.00	0.00	22.00	0.00
		середнє	0.492	-0.926	1419	25.49	0.00	8.92	0.00	28.04	14.87	0.90	0.00	0.00	0.00	21.81	0.00
4	[5] 49	мін	0.103	-2.273	1480	36.36	0.00	0.00	0.00	40.54	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
		мак	1.625	0.486	1680	55.43	0.00	0.00	0.00	49.09	10.00	10.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
		середнє	0.266	-1.502	1593	44.49	0.00	0.00	0.00	44.75	5.92	4.82	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
5	[6] 36	мін	0.068	-2.688	1550	31.20	0.30	5.30	0.00	21.70	3.80	1.30	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
		мак	2.388	0.870	1600	63.10	1.90	19.50	2.40	43.40	6.70	9.30	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
		середнє	0.380	-1.384	1573	43.65	0.88	10.34	1.33	33.91	5.13	4.77	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
6	[7] 48	мін	0.130	-2.040	1400	23.50	0.00	8.00	0.00	25.60	14.00	0.00	0.00	0.00	0.00	22.00	0.00
		мак	0.920	-0.083	1500	28.40	0.00	8.00	0.00	30.50	14.00	4.00	0.00	0.00	0.00	22.00	0.00
		середнє	0.258	-1.451	1452	25.86	0.00	8.00	0.00	28.14	14.00	2.00	0.00	0.00	0.00	22.00	0.00
7	[8] 58	мін	0.118	-2.137	1560	49.40	0.00	0.00	0.00	29.70	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
		мак	1.531	0.426	1680	65.30	0.00	2.00	0.00	43.60	5.00	3.00	0.00	0.00	0.00	0.00	8.10
		середнє	0.309	-1.371	1621	54.80	0.00	1.52	0.00	39.99	0.60	0.36	0.00	0.00	0.00	0.00	2.51
8	[10] 44	мін	0.149	-1.904	1560	48.20	0.00	0.00	0.00	28.90	5.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
		мак	2.036	0.711	1680	63.30	0.00	0.00	0.00	42.20	5.00	3.00	0.00	0.00	0.00	0.00	8.10
		середнє	0.881	-0.365	1621	58.60	0.00	0.00	0.00	33.46	5.00	0.48	0.00	0.00	0.00	0.00	2.45

Таблиця 2 – Розрахункові показники хімічного складу хромовмісних шлаків відповідно до даних таблиці 1.

№ статті	Автор/Кількість даних	CaO/ SiO ₂	FeO/ SiO ₂	MgO/ CaO	MgO/ FeO	Al ₂ O ₃ / MgO	(Al ₂ O ₃ +SiO ₂)/ MgO	Між'ятерна відстань d, 10 ⁻¹ нм	Хімічний еквівалент Δe, e	Стехіометрія ρ	Індивідуальність катіонної підґрунті tga
1	[1] 59	мін	0.05	0.16	2.20	0.53	0.22	3.233	-4.259	0.637	0.119
		мак	0.22	0.64	6.68	2.20	0.36	3.19	-4.002	0.686	0.131
		середнє	0.14	0.36	3.33	1.35	0.27	2.79	-4.122	0.671	0.126
2	[2] 101	мін	0.43	0.22	0.01	0.03	9.20	177.76	-4.610	0.659	0.104
		мак	0.43	0.22	0.01	0.03	9.24	178.59	-4.298	0.659	0.107
		середнє	0.43	0.22	0.01	0.03	9.23	178.23	-4.451	0.659	0.106
3	[3] 102	мін	1.10	0.00	0.32	0.32	1.67	4.52	-3.509	0.670	0.131
		мак	1.10	0.00	0.32	0.32	1.67	4.53	-3.319	0.670	0.132
		середнє	1.10	0.00	0.32	0.32	1.67	4.52	-3.377	0.670	0.132
4	[5] 49	мін	0.80	0.00	0.00	0.00		2.672	-3.589	0.650	0.115
		мак	1.20	0.00	0.00	0.00		3.152	-2.030	0.692	0.128
		середнє	1.04	0.00	0.00	0.00		2.950	-2.875	0.675	0.122
5	[6] 36	мін	0.34	0.01	0.17	4.50	0.34	1.94	-3.786	0.614	0.119
		мак	1.24	0.05	0.63	37.75	0.75	11.45	-2.708	0.743	0.140
		середнє	0.84	0.02	0.31	16.72	0.54	5.67	-3.337	0.690	0.129
6	[7] 48	мін	0.90	0.00	0.26	0.26	1.75	4.69	-3.595	0.655	0.128
		мак	1.30	0.00	0.31	1.75	5.30	3.279	-3.320	0.677	0.131
		середнє	1.09	0.00	0.28	0.28	1.75	4.98	-3.467	0.666	0.130
7	[8] 58	мін	0.50	0.00	0.00	0.00		2.807	-4.002	0.613	0.111
		мак	0.80	0.00	0.07	0.07		3.200	-2.699	0.674	0.121
		середнє	0.74	0.00	0.04	0.04		2.953	-3.136	0.651	0.118
8	[10] 44	мін	0.50	0.00	0.00	0.00		2.761	-3.910	0.609	0.111
		мак	0.80	0.00	0.00	0.00		3.172	-2.569	0.668	0.121
		середнє	0.58	0.00	0.00	0.00		2.948	-3.275	0.626	0.115

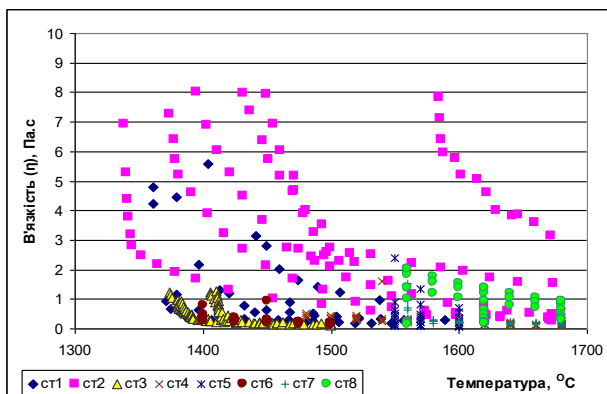


Рисунок 6 –
Зв'язок в'язкості з
температурою
шлаків за даними
різних авторів.

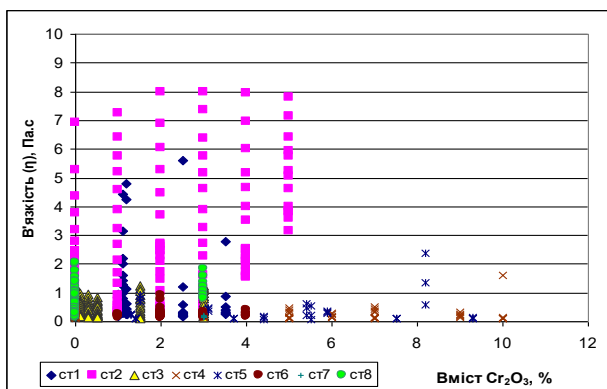


Рисунок 7 –
Зв'язок в'язкості з
вмістом оксиду
хрому за даними
різних авторів.

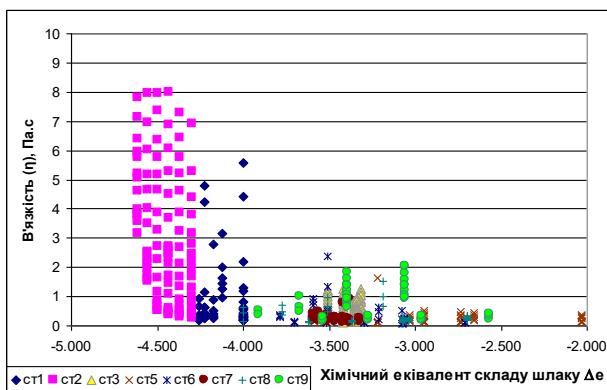


Рисунок 8 –
Зв'язок в'язкості з
хімічним
еквівалентом
складу шлаків за
даними різних
авторів.

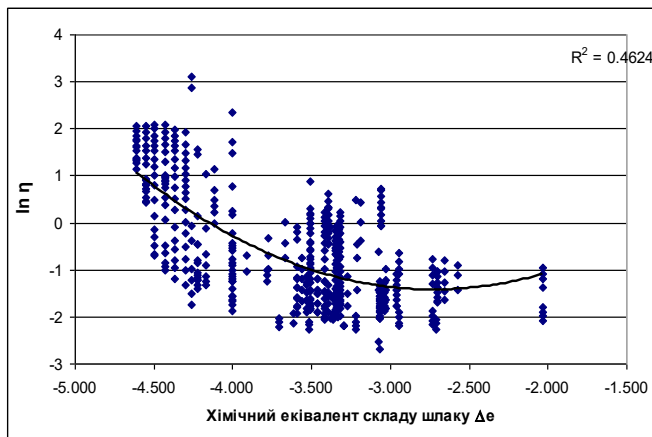


Рисунок 9 - Зв'язок логарифму в'язкості ($\ln \eta$) з хімічним еквівалентом складу шлаків - Δe на всій вибірці даних.

Таким чином, вплив Cr_2O_3 на в'язкість шлаку залежить від його концентрації, основності шлаку CaO/SiO_2 і температури. В цілому, збільшення вмісту Cr_2O_3 , особливо в системах $\text{CaO}-\text{SiO}_2-\text{FeO}$, призводить до збільшення в'язкості шлаку, що може негативно позначитися на процесі виробництва сталі. Експериментальні дані показують, що ця залежність не завжди є монотонною або прямолінійною і має складний характер взаємодії Cr_2O_3 зі структурою шлаку. Зокрема, при низьких концентраціях Cr_2O_3 (1-2%) або кислих шлаках вміст Cr_2O_3 може знижувати в'язкість, при більш високих концентраціях або в основних шлаках, Cr_2O_3 збільшує в'язкість. Такий ефект свідчить про те, що Cr_2O_3 не є простим модифікатором або структуроутворювачем сітки, а виявляє амфотерну поведінку, при якій його роль визначається загальною хімією шлаку.

Що стосується електропровідності, аналіз доступних досліджень показує відсутність конкретних числових даних та кількісних залежностей, що ілюструють електропровідність розплавлених сталеплавильних шлаків залежно від вмісту Cr_2O_3 або загального хімічного складу. Обговорюються загальні принципи електропровідності у шлаках, повідомлені ефекти впливу Cr_2O_3 на електропровідність шлаку складні та суперечливі в різних дослідженнях. Деякі з них показують, що добавки Cr_2O_3 збільшують питомий опір шлаку, що безпосередньо призводить до зниження електропровідності [16]. І навпаки, інші дослідження вказують на те,

що додавання Cr_2O_3 покращує провідність, що описується як «незвичайна» поведінка і не може бути повністю пояснено звичайними механізмами іонної провідності. Більш того, ефект може залежати від температури: добавки Cr_2O_3 можуть знижувати електропровідність нижче за температуру ліквідуса, але збільшувати її вище температури ліквідуса. Таким чином, вплив Cr_2O_3 на електропровідність шлаків визнається (хоча і з протиріччями), його точний кількісний ефект менш охарактеризовано та опубліковано порівняно з в'язкістю.

Висновки

1. Одним з визначальних факторів забезпечення високої якості металопродукції та технологічної енергоефективності є раціональний перебіг процесів шлакоутворення в системах $\text{CaO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-MgO-FeO/Fe}_2\text{O}_3\text{-MnO}$, які широко застосовуються при виплавці ферохромистих сталей. Істотний вплив на властивості цих шлаків надає оксид хрому Cr_2O_3 , що надходить до них із металевої ванни.

2. Виконано літературний огляд відкритих публікацій, присвячених дослідженням впливу оксиду хрому на властивості шлакових розплавів системи $\text{CaO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-MgO-FeO/Fe}_2\text{O}_3\text{-MnO}$. Незважаючи на значний обсяг представлених даних, питання комплексного впливу Cr_2O_3 на властивості багатокомпонентних шлаків вказаної системи залишаються недостатньо вивченими. Зокрема, відсутні системні дані про закономірності зміни в'язкості, температури плавлення, електропровідності та рафінуючої здатності шлаків при різних концентраціях Cr_2O_3 .

3. Оксид хрому Cr_2O_3 у сталеплавильних шлаках має складний і багатогранний вплив на їх фізико-хімічні властивості – в'язкість та електропровідність. Його вплив на в'язкість визначається амфотерною природою: при низьких концентраціях Cr_2O_3 знижує її, а за високих – збільшує, виступаючи структуроутворювачем. Додатково в'язкість зростає через утворення твердих фаз – шпінелі, перовскіту та донатити.

Вплив на електропровідність вивчено недостатньо: одні роботи показують її зниження, інші – зростання чи аномальні температурні залежності. Це вказує на серйозну прогалину та необхідність поглиблених досліджень.

4. Аналізована багатокомпонентна шлакова система, що включає $\text{CaO, SiO}_2, \text{Al}_2\text{O}_3, \text{MgO, FeO, MnO}$ і Cr_2O_3 є надзвичайно складною для точного аналізу і прогнозування її поведінки. Кожен із цих оксидів має специфічний, а найчастіше і взаємопов'язаний вплив на структуру та властивості шлаку, зокрема, на в'язкість. Вплив окремих компонентів, таких як Cr_2O_3 не може бути розглянутий ізольовано. Цей вплив

необхідно розуміти у контексті синергетичних чи антагоністичних взаємодій з іншими компонентами. Розробці конкретних моделей повинно передувати застосування відповідних методів систематизації та кластеризації. В якійсь мірі таку можливість надають інтегральні параметри моделі оксидної системи з позиції концепції спрямованого хімічного зв'язку, які дозволяють комплексно врахувати вплив всього компонентного складу шлакової системи на його властивості.

5. Встановлений високий рівень зв'язку в'язкості хромовмісних шлаків з показниками міжатомної взаємодії - хімічного еквівалента складу шлаку Δe та хімічної індивідуальності $\text{tg}\alpha$ та показано, що шлаки, різні за технологічним призначенням, ідентифікуються конкретними значеннями параметра Δe . Виконані дослідження підтверджують доцільність та ефективність використання інтегральних параметрів складу оксидної системи для прогнозування та оцінки властивостей хромовмісних шлаків з метою оптимізації шлакоутворюючих сумішей та підвищення ефективності виплавки ферохромистих сталей.

Перелік посилань / References

1. Ling Zhang, Shouyi Sun & Sharif Jahanshahi. (2009) Modelling Cr containing slags for PGM smelting. CHAPTER 01 Mathematical Modelling. CSIRO Minerals, Australia. P.391-402.
2. Hou, Xing & Xiao, Guoqing & Donghai, Ding & Zhang, Ningxuan & Gao, Yunqin. (2021). Effects of Cr_2O_3 content on viscosity and microstructure of copper converter slag. *Journal of Non-Crystalline Solids*. 574. 121147. <https://doi.org/10.1016/j.jnoncrysol.2021.121147>.
3. Yang, Ding & Zhou, Hanghang & Wang, Jian & Qiu, Guibao. (2021). Influence of Cr_2O_3 Content on Phase of Chromium-Containing High-Titanium Blast Furnace Slag. *Journal of materials research and technology*. https://doi.org/10.1007/978-3-030-65253-1_19.
4. Li, S., Li, J., Yu, Y. H., & Zhu, H. (2022). Effect of Cr_2O_3 on Physicochemical Properties of $\text{CaO-SiO}_2\text{-Fe}_2\text{O}_3$ Slags during BOF Smelting Process of Chromium-Bearing Iron. *Superalloys*. <https://doi.org/10.3390/met12071110>.
5. Yuan, F., Zhao, Z., Zhang, YL. *et al.* Influence of Cr_2O_3 content on viscosity and rheological behavior of Cr_2O_3 -containing slags. *J. Iron Steel Res. Int.* **29**, 601–611 (2022). <https://doi.org/10.1007/s42243-021-00679-y>.
6. Liu, Zhuangzhuang & Dekkers, Rob & Blanpain, Bart & Guo, Muxing. (2019). Experimental Study on the Viscosity of Stainless Steelmaking Slags. *ISIJ International*. 59. 404-411.
7. G. Qiu, L. Chen, J. Zhu, Lv, C. Bai, (2015). Effect of Cr_2O_3 Addition on Viscosity and Structure of Ti-bearing Blast Furnace Slag, *ISIJ International*, V. 55, Pp 1367-1376. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.55.1367>.

8. Yuan, Fang & Zhao, Zheng & Wu, Shaowen & Zhang, Yanling & Wu, Tuo. (2021). Viscosity Measurements of CrO-bearing CaO–SiO₂–2%MgO–CrO Slag. *ISIJ International*. 61. 10.2355/isijinternational.ISIJINT-2020-709.

9. Chen, Jiawen & Zheng, Weichao & Chen, Liangbin & Deng, Ying & Hao, Jiachang & Tian, Zhenyun & Qiu, Guibao. (2024). Effect of MgO/CaO Ratio on Viscosity and Phase Structure of Chromium-containing High-titanium Blast Furnace Slag. *ISIJ International*. 64. 10.2355/isijinternational.ISIJINT-2024-148.

10. Yuan, Fang & Zhao, Zheng & Zhang, Yanling & Gao, Jintao & Wu, Tuo. (2020). Viscosity Measurements of CrO-bearing CaO–SiO₂–5%Al₂O₃–CrO Slag Equilibrating with Metallic Cr. *ISIJ International*. 60. 613-615. 10.2355/isijinternational.ISIJINT-2019-377.

11. Chen, Zhang & He, Xiaobo & Wang, Lijun & Chou, Kuo-Chih. (2023). Effect of Cr₂O₃ Content on the Viscosity and Crystallization Properties of Continuous Casting Mold Slag. *Iron Steel Res. Int.* 94. <https://doi.org/10.1002/srin.202300125>.

12. Zeng, R., Wang, N., & Li, W. (2023). Influence of Cr₂O₃ on the viscous flow behavior and structure of Cr-containing molten titanium slag. *Steel Research International*. <https://doi.org/10.1002/srin.202300150>.

13. Isaksson, J., Andersson, A., & Lennartsson, A. (2024). Effects of FeO/SiO₂ ratio and optical basicity on viscosity and melt structure of FeO–SiO₂–Al₂O₃–CaO–MgO–Cr₂O₃ melts. 81–90. <https://doi.org/10.62053/mhjc2933>

14. Cui, Y. et al. (2023). Investigation of the Effect of Cr₂O₃ Content on the Surface Tension of Chromium-Containing High-Titanium Blast Furnace Slag. In: Zhang, M., et al. *Characterization of Minerals, Metals, and Materials 2023*. TMS 2023. The Minerals, Metals & Materials Series. Springer, Cham. https://doi.org/10.1007/978-3-031-22576-5_16

15. Togobitska D. & Belkova A. (2024) New approach to evaluating the thermodynamic consistency of melts in the "Metal-Slag" system based on interatomic interaction parameters. *Lithuanian Journal of Physics*. Vol. 64, No. 1, pp. 58-71. <https://doi.org/10.3952/physics.2024.64.1.6>.

16. Holappa, Lauri & Xiao, Yanping. (2004). Slags in ferroalloys production - Review of present knowledge. *Journal of The South African Institute of Mining and Metallurgy*. 104. 429-437.

D. O. Stepanenko¹, Ph. D. (Tech.), Senior Researcher, ORCID 0000-0001-5913-2284

A. I. Belkova^{1,*}, Ph. D. (Tech.), Senior Researcher, ORCID 0000-0001-8519-9351

D. M. Togobitskaya¹, D. Sc. (Tech.), Professor, Leading Researcher, ORCID 0000-0001-6413-4823

L. O. Lisova¹, Ph. D. (Tech.), Senior Researcher, ORCID 0000-0001-6298-9115

S. V. Grekov¹, Researcher, ORCID 0000-0003-2849-0999

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

* *Corresponding author: alla2904b8@gmail.com*

INFLUENCE OF Cr_2O_3 CONTENT ON THE PROPERTIES OF SLAG MELTS OF THE $\text{CaO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-MgO-FeO/Fe}_2\text{O}_3\text{-MnO}$ SYSTEMS

Abstract. In the smelting of ferrochromium steels, slag formation processes play a key role, determining metal refining and chromium retention. Slags of the $\text{CaO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-MgO-FeO/Fe}_2\text{O}_3\text{-MnO}$ system are widely used due to their controllable physicochemical properties, however, the presence of chromium oxide Cr_2O_3 significantly affects their structure and properties, which in turn determines the distribution of elements between phases and the degree of chromium loss. Analysis of open literature publications indicates a complex relationship between the Cr_2O_3 content and slag viscosity, which depends on various indicators of a specific slag system and the metal smelting process. Its amphoteric nature causes a double effect: at low concentrations it reduces viscosity, at high concentrations it increases it, and also promotes the formation of solid phases, which additionally increase it. Data on electrical conductivity are contradictory, which indicates the need for targeted research. For accurate analysis and prediction of behavior, the analyzed multicomponent slag system, which includes oxides CaO , SiO_2 , Al_2O_3 , MgO , FeO , MnO and Cr_2O_3 , is extremely complex. Each oxide has a specific and interconnected effect on the structure and properties of the slag, especially on viscosity. The effect of components, including Cr_2O_3 , should be considered in the context of synergistic or antagonistic interactions with other components. For the development of predictive models, certain opportunities are provided by the integral parameters of the oxide system model from the position of the concept of directional chemical bonding, which allow comprehensively taking into account the effect of the entire component composition of the slag system on its properties. A high level of viscosity correlation with the indicators of the chemical equivalent of the slag composition Δe and chemical individuality $\text{tg}\alpha$ has been established, and it has been shown that slags, different in technological purpose, are identified by specific values of the parameter Δe . The conducted studies confirm the feasibility and effectiveness of using integral parameters of the oxide system composition for predicting and evaluating the properties of chromium-containing slags in order to optimize slag-forming mixtures and increase the efficiency of smelting ferrochromium steels.

Key words: ferrochromium steel, slag, chromium oxide Cr_2O_3 , viscosity, electrical conductivity, parameters of interatomic interaction in melts, predictive models.

For citation: Stepanenko, D. O., Belkova, A. I., Togobitskaya, D. M., Lisova, L. O., & Grekov, S. V. (2025). Influence of Cr_2O_3 content on the properties of slag melts of the $\text{CaO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-MgO-FeO/Fe}_2\text{O}_3\text{-MnO}$ systems. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 39, 61-77. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2025-39-04>

Рукопис надійшов до редакції / Received 10.07.2025
Рекомендовано до друку / Accepted 21.10.2025

<https://doi.org/10.52150/2522-9117-2025-39-05>

УДК 669.02/09.411

В. Г. Кисляков^{1,*}, к.т.н., зав. відділу, ORCID 0000-0002-1775-5050**І. О. Маначин**¹, к.т.н., с.д., с.н.с., ORCID 0000-0002-1031-3241**А. А. Похвалітий**², к.т.н., доц., ORCID 0000-0002-9652-767X¹ *Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України*² *Дніпровський державний технічний університет*^{*} *Автор для листування: vovkdragon12@gmail.com*

ДОСЛІДЖЕННЯ НА "ГАРЯЧІЙ" МОДЕЛІ ПОВЕДІНКИ ДОМІШОК У ЧАВУНІ ПІД ЧАС КОМПЛЕКСНОЇ ОБРОБКИ

Анотація. Метою роботи є встановлення закономірностей поведінки та розподілу домішок у чавуні під час комплексної обробки на «гарячій» моделі, з урахуванням впливу термодинамічних і кінетичних факторів, для оптимізації процесів очищення та підвищення якості металу. Комплексна обробка розплавленого чавуну передбачає застосування декількох технологічних впливів, що дозволяє ефективніше контролювати хімічний склад і мікроструктуру металу. Актуальність такої обробки зумовлена необхідністю отримання високоякісних сплавів при одночасному зниженні витрат і підвищенні екологічної безпеки виробництва. Важливим інструментом удосконалення технології є моделювання процесів видалення та поведінки домішок у розплавленому металі. Особливої цінності набувають дослідження на так званих "гарячих" моделях, що передбачають роботу безпосередньо з рідким чавуном. Виконані розрахунки для умов інжекційної обробки чавуну з метою комплексного видалення домішок у лабораторній індукційній печі ємністю 100 кг. Побудована загальна схема теплових втрат рідкого чавуну при комплексному рафінуванні від домішок за рахунок інжектування реагентів у газі-носії. Варто відзначити той факт, що даний дозувальний пристрій вперше було застосовано для роботи з рідким чавуном. Перед проведенням "гарячих" обробок було виконано "холодні" випробування всього обладнання, яке показало готовність для проведення експериментальної частини досліджень. Було проведено 4 обробки. На початку і наприкінці кожної обробки було відібрано проби чавуну і шлаку, також проведено заміри температури. Проводилася фіксація виданого реагенту за показаннями ваг до і після обробки. Під час проведення обробок було відпрацьовано технологічні параметри інжектування, які дали змогу вести обробку технологічно, без підвищеної бурності. Проведений аналіз вмісту домішок у чавуні показав, що з урахуванням умов проведення експерименту мають місце процеси десульфурзації, знекремнювання та дефосфорації, у тому числі одночасно.

© В. Г. Кисляков, І. О. Маначин, А. А. Похвалітий, 2025

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

Ключові слова: чавун, комплексна обробка, сірка, кремній, фосфор, моделювання.

Посилання для цитування: Кисляков В. Г. , Маначин І. О., Похвалітий А. А. Дослідження на "гарячій" моделі поведінки домішок у чавуні під час комплексної обробки. *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії*. 2025. Вип. 39. С. 78-88. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2025-39-05>

Стан питання. У сучасній чорній металургії особливу увагу приділяють підвищенню якості чавуну та сталі за рахунок зниження вмісту шкідливих домішок, зокрема сірки, кремнію та фосфору. Комплексна обробка розплавленого чавуну передбачає застосування декількох технологічних впливів, що дозволяє ефективніше контролювати хімічний склад і мікроструктуру металу. Актуальність такої обробки зумовлена необхідністю отримання високоякісних сплавів при одночасному зниженні витрат і підвищенні екологічної безпеки виробництва.

Важливим інструментом удосконалення технології є моделювання процесів видалення та поведінки домішок у розплавленому металі. Особливої цінності набувають дослідження на так званих "гарячих" моделях, що передбачають роботу безпосередньо з рідким чавуном. На відміну від моделей, які базуються на розрахунках або комп'ютерних симуляціях, "гарячі" моделі відображають реальні фізико-хімічні умови, включаючи вплив високих температур, кінетику реакцій та взаємодію розплаву з реагентами. Це дозволяє отримати більш достовірні результати щодо розчинності, швидкості видалення домішок та ефективності застосованих методів обробки.

Дослідники різних країн проводили роботи по моделюванню технологічних процесів на «гарячих» моделях. Так, наприклад, вітчизнянні дослідники [1] відповідно до запропонованої технологічної схеми проводили моделювання одностадійного видалення частини кремнію і десульфурацію передільного чавуну. Була запропонована наступна схема: початкова обробка розплаву присадкою чушкового алюмінію під час наповнення ковша; подальше вдування реагентів через дві заглибні фурми, які пов'язані з двома моно- або коінжекційними системами подачі порошків, які працюють незалежно одна від одної; вдування через заглибну фурму типу "труба в трубі" порошкоподібного вапна в потоці кисню в кільцевій оболонці азоту; подавання диспергованого магнію або суміші (CaO+Mg) у потоці азоту через другу занурювальну фурму; введення алюмінієвої катанки в межах вторинної зони спільного видалення кремнію і сірки з метою

підтримання заданого складу шлаку системи ($\text{CaO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-MgO}$) і розкислення відокремленої зони десульфурзації.

Серед закордонних дослідників можна відзначити роботу [2], в якій оцінено здатність видалення фосфору і сірки з розплавленого металу за допомогою флюсів $\text{CaO-SiO}_2\text{-CaF}_2$. Для зміни кисневого потенціалу розплавленого заліза використовували певні добавки FeO і Na_2O . Експерименти проводили у відкритій індукційній печі об'ємом 10 кг з використанням вогнетриву Al_2O_3 в діапазоні температур 1350- 1400 °С.

Також можна відзначити роботу [3], в якій автори в лабораторних умовах досліджували реакції десульфурзації та дефосфоризації у розплавленому металі. Сплави плавили в потоці гелію і додавали попередньо нагріту кальциновану соду, проби металу відбирали через певні проміжки часу і аналізували на вміст сірки, фосфору і вуглецю. Зразки газу, що утворився, також відбирали через певні проміжки часу і аналізували.

Слід зазначити відсутність інформації про "гаряче" моделювання з використання суміші на основі $\text{CaO-Na}_2\text{CO}_3\text{-FeO}$ з присадкою алюмінію для здійснення комплексної обробки чавуну для видалення домішок.

Мета роботи. Встановити закономірності поведінки та розподілу домішок у чавуні під час комплексної обробки на «гарячій» моделі, з урахуванням впливу термодинамічних і кінетичних факторів, для оптимізації процесів очищення та підвищення якості металу.

Основні результати дослідження. Враховуючи, що на практиці металургійного виробництва інжекція реагентів у розплав супроводжується зниженням його температури, то основним завданням з етапу досліджень на гарячому металі є визначення теплових втрат при обробці та розробка рекомендацій з їх покриття. Подальші розрахунки проводяться для умов інжекційної обробки чавуну з метою комплексного видалення домішок у лабораторній індукційній печі ємністю 100 кг.

Загальна схема теплових втрат рідкого чавуну при комплексному рафінуванні від домішок за рахунок інжектування реагентів у газі-носії представлений на рис. 1.

Для лабораторних умов (інтенсивність введення суміші 1 кг/хв, витрати газу-носія 60 л/хв, довжина фурми 0,8 м, діаметр фурми 0,1 м) здійснення процесу комплексного рафінування чавуну від домішок втрати теплоти з дзеркала металу випромінюванням та з охолодженням індуктора печі складають 522 КДж/хв. Витрати на нагрівання газу носію складають 5,4 КДж/хв. Теплові втрати на нагрівання та дисоціацію складових суміші для рафінування, що вводяться у розплав складають 4328,4 КДж/хв. Крім того до загальних витрат теплоти додано кількість

теплоти для нагрівання занурної фурми до робочої температури – 11172 КДж. Таким чином загальні втрати теплоти на процес обробки рідкого чавуну з метою комплексної обробки складають - 16027,8 КДж/хв. Зазначені значення отримані з урахуванням основних теплофізичних особливостей реального виробничого процесу та методик представлених у роботі [4].

Враховуючи, що додатковим джерелом кисню для окислення алюмінію можуть бути оксиди заліза, що входять до складу суміші для рафінування, то залишковий тепловий дефіцит може бути покритий саме цими процесами відповідно до рівняння [5]:

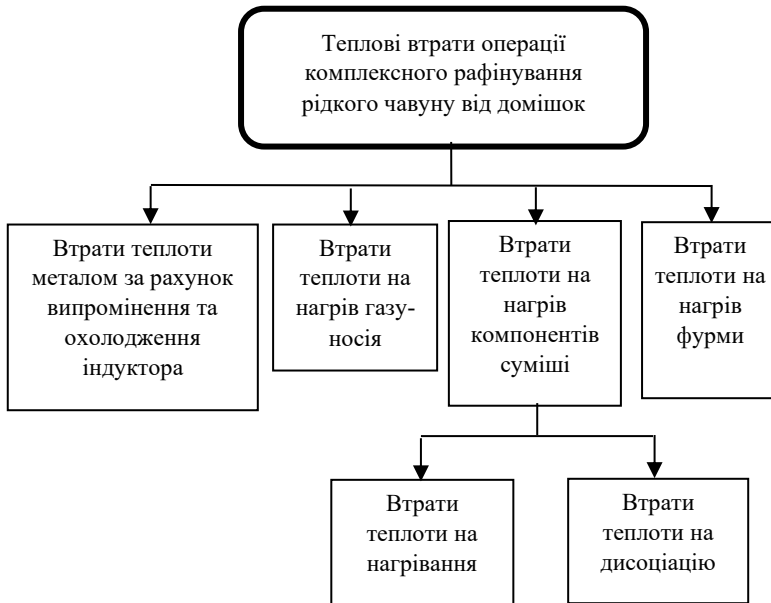
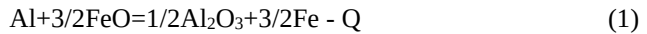


Рисунок 1 – Загальна схема класифікації теплових втрат при комплексному рафінуванні чавуну від домішок.

На 1 моль окисленого алюмінію відповідно до рівняння (1) виділяється 4270 КДж теплоти. Розрахунок необхідної кількості алюмінію для компенсації теплових втрат становить $((16027,8-27,9)/4270)*27=101,17$ г. Таким чином, загальна кількість

алюмінію, що повинна бути засвоєна металевою ванною в лабораторних умовах повинна складати 101,17 г/хв.

Відомості про тепловий ефект процесу окислення алюмінію при різних умовах були обчислені з урахуванням роботи [6].

Отже, для здійснення процесу комплексного рафінування рідкого чавуну в лабораторних умовах без істотного зниження температури розплаву необхідно забезпечити присутність у металевій ванні 101,17 г/хв металевого алюмінію. З урахуванням особливостей проведення експерименту пропонується виконувати попереднє розкислення шляхом примусового занурення кускового алюмінію у кількості 600 г кожні 1,5 хв.

Для проведення лабораторних досліджень із гарячим чавуном за основу було взято лабораторну установку (рис. 2), на якій проводилися налагодження технології на "холодних" моделях. [7].

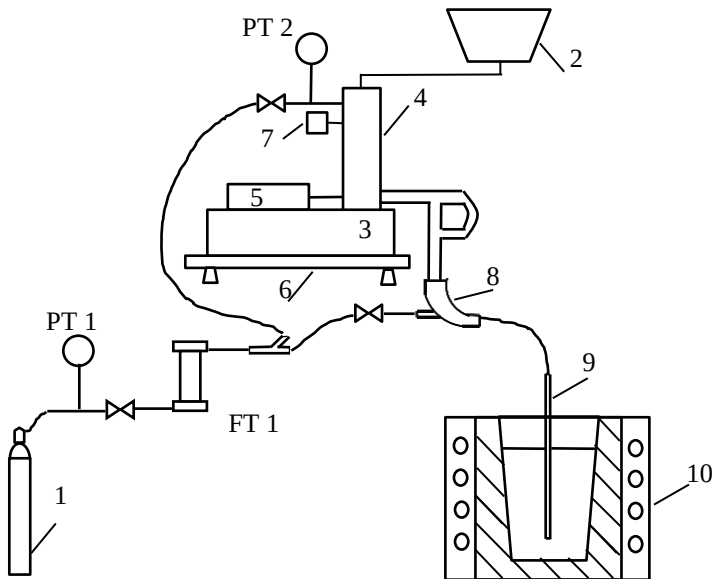


Рисунок 2 – Схема лабораторної установки для «гарячого» моделювання: 1-газовий балон, 2-видатковий бункер реагентів, 3-корпус, 4-дозуючий пристрій, 5-привод, 6- ваговимірювальний пристрій, 7-вібратор, 8-аерокамера, 9-фурма, 10-індукційна піч з ківшом.

Лабораторні дослідження проводилися на базі лабораторії кафедри металургії ім. проф. В.І. Логінова Дніпровського державного технічного університету (м. Кам'янське).

Виконаний монтаж і налагодження обладнання містив у собі вибір місця і розміщення дозувального пристрою, встановлення сполучних шлангів, усунення недоліків, пов'язаних з експлуатацією обладнання. Було відпрацьовано методику обслуговування обладнання та усунення можливих аварійних ситуацій. На рис. 3, представлено зовнішній вигляд лабораторного обладнання, яке було задіяно під час проведення обробок на гарячому металі. Варто відзначити той факт, що даний дозувальний пристрій вперше було застосовано для роботи з рідким чавуном.



Рисунок 3 – Лабораторне обладнання для «гарячого» моделювання комплексної обробки чавуну.

Суміш реагентів для інжектування попередньо просіювали на ситі з розміром комірки 1 мм. Співвідношення компонентів становило: CaO – 60 %, FeO – 30 %, Na_2CO_3 – 10 %, що є оптимальним для проведення комплексного рафінування чавуну відповідно до результатів попередніх досліджень [6]. Алюміній також попередньо підготували: розсортували та зважили необхідну кількість, яку згодом вводили в рідкий чавун.

Важливою складовою проведення обробок був відбір проб чавуну та шлаку, а також вимірювання температури в процесі експерименту. Пробу чавуну отримували шляхом наливу порції чавуну у пробницю. Температуру вимірювали за допомогою ручного пірометра «Смотрич 5М».

Перед проведенням «гарячих» обробок було здійснено «холодні» випробування всього обладнання, які підтвердили його готовність до виконання експериментальної частини досліджень.

Для отримання рідкого розплаву використовували чушки чавуну, які попередньо зважували та поступово завантажували в піч у міру їх розплавлення. Загальна маса завантаженого чавуну становила 72,5 кг. Тривалість процесу плавлення чушок склала 1 годину 20 хвилин. Протягом цього часу шляхом розсіву було підготовлено суміш реагентів, яку засипали в дозувальний пристрій у міру витрачання. Після отримання рідкого розплаву в нього вводили алюміній, масу якого фіксували в протоколі плавки.

Було проведено 5 обробок (табл. 1). На початку і наприкінці кожної обробки було відібрано проби чавуну і шлаку, також проведено заміри температури. Проводилася фіксація кількості виданого реагенту за показаннями ваг до і після обробки.

Під час проведення обробок було відпрацьовано технологічні параметри інжектування, які дали змогу вести обробку технологічно, без підвищеної бурності (рис. 4).

На основі даних хіманаліза чугуна был выполнен анализ эффективности удаления примесей чугуна при применении рафинирующей смеси на основе $\text{CaO-Na}_2\text{CO}_3\text{-FeO}$ с присадкою алюминию. Полученные зависимости приведены на рис. 5.



Рисунок 4 – Відеокадр лабораторної обробки чавуну.

Таблиця 1 – Технологічні параметри лабораторних обробок.

№	Маса чавуну, кг	Маса реагенту, кг	Час обробки, хв:сек	Витрата газаносія, нм ³ /год	Тиск у трасі, МПа	Температура до/ після обробки, °С	Маса алюмінію, кг
1	72,5	1	1:00	3,6-4,8	0,1	1280	0,685
2	70,5	1	1:00	2,4-3,6	0,1	1350	-
3	69,5	1	1:00	3	0,1	1350	0,715
4	68,5	1	1:00	3	0,1	1450	0,770
5	67,5	1	1:00	3	0,1	1450	0,860

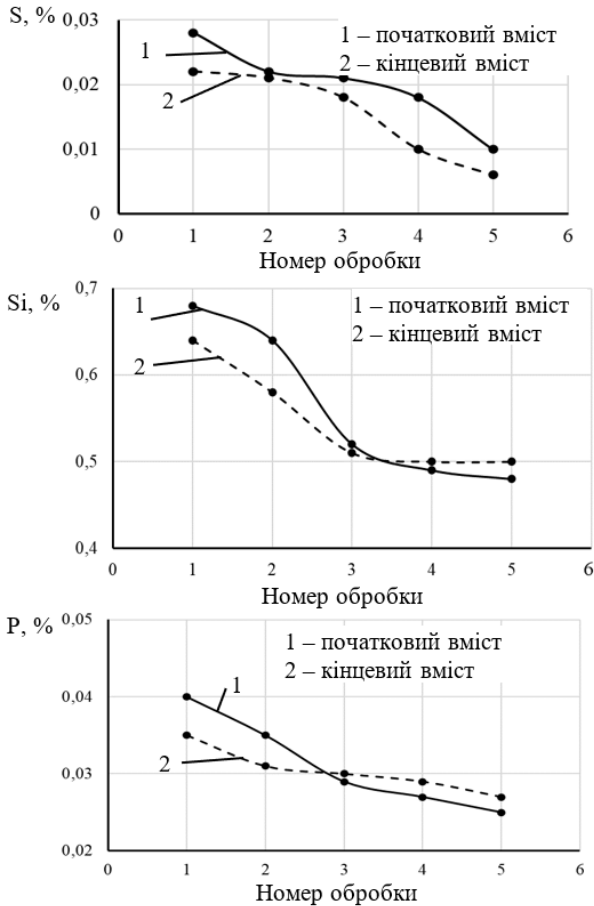


Рисунок 5 – Ефективність видалення домішок в лабораторних дослідженнях.

Висновки

1. Проведені на «холодних» моделях попередні розрахунки обладнання для інжектування дали змогу реалізувати введення реагенту у розплав чавуна.

2. Визначено параметри газодинамічної системи інжектування та технологічні параметри введення суміші, які забезпечили технологічність проведення обробки.

3. Проведено аналіз вмісту домішок у чавуні, який показав, що з урахуванням умов проведення експерименту мають місце процеси десульфурзації, знекремнювання та дефосфорації, у тому числі одночасно, що дає змогу казати про перспективність суміші, що застосовувалася.

Перелік посилань.

1. Chernyatevich A. G., Sigarev E. N., Berezina A. V. Refining of hot metal with organization of isolated reaction zones for the removal of silicon and sulphur. *Steel in Translation*. 2011. Vol. 41, No. 4. P. 307–310. <https://doi.org/10.3103/S0967091211040036>

2. Hernandez A., Romero A., Chavez F., Angeles M., Moral R. D. Dephosphorization and Desulfurization Pretreatment Iron with CaO-SiO₂-CaF₂-FeO-Na₂O Slags. *ISIJ International*. 1998. Vol. 38, No. 2. P. 126-131. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.38.126>

3. Mori K., Wada H., Pehlke R. D. Simultaneous desulfurization and dephosphorization reactions of molten iron by soda ash treatment. *Metall Trans B*. 1985. Vol. 16. P. 303–312. <https://doi.org/10.1007/BF02679721>

4. Эллиот Д. Ф., Глейзер М., Рамакришна В. Термохимия сталеплавильных процессов. М. : Металлургия, 1969, 252 с.

5. Кньюпель Г. Раскисление и легирование стали / Перевод с нем. Г.Н. Еланского. М. : Металлургия, 1973, 312 с.

6. Пушкаренко М. В., Кисляков В. Г., Молчанов Л. С., Чубін К. І., Похвалітій А. А. Термодинамічний аналіз технологічної операції рафінування чавуну сумішшю оксидних компонентів системи CaO-FeO-Na₂CO₃ *Збірник наукових праць ДДТУ*, 2022, № 2(41). С. 26-35.

7. Кисляков В. Г., Маначин І. О., Єлісєєв В. І., Руденко О. Л. Дослідження інжекційного введення газопорошкових струменів методами «холодного» моделювання. *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії*. 2024. Вип. 38. С. 186-198. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2024-38-186-198>

References

1. Chernyatevich, A. G., Sigarev, E. N., & Berezina, A. V. (2011). Refining of hot metal with organization of isolated reaction zones for the removal of silicon and sulphur *Steel in Translation*, 41(4), 307–310. <https://doi.org/10.3103/S0967091211040036>

2. Hernandez, A., Romero, A., Chavez, F., Angeles, M., & Moral, R. D. (1998). Dephosphorization and Desulfurization Pretreatment Iron with CaO-SiO₂-CaF₂-FeO-

Na₂O Slags. *ISIJ International*, 38(2), 126-131
<https://doi.org/10.2355/isijinternational.38.126>

3. Mori, K., Wada, H. & Pehlke, R. D. (1985). Simultaneous desulfurization and dephosphorization reactions of molten iron by soda ash treatment. *Metall Trans B*, 16, 303–312. <https://doi.org/10.1007/BF02679721>

4. Elliot, D. F., Glaser, M., & Ramakrishna, V. (1969). *Thermochemistry of steelmaking processes*. Metallurgy

5. Knüppel G. (1973). Deoxidation and alloying of steel. *Metallurgy*

6. Pushkarenko, M. V., Kislyakov, V. G., Molchanov, L. S., Chubin, K. I., & Chubin, A. A. (2022). Thermodynamic analysis of the technological operation of cast iron refining with a mixture of oxide components of the CaO-FeO-Na₂CO₃ system *Collection of scientific works of DSTU*, 2(41), 26-35

7. Kislyakov, V. G., Manachin, I. O., Eliseev, V. I., & Rudenko, O. L. (2024). Investigation of the injection of gas-powder jets by cold modeling methods. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 38, 186-198. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2024-38-186-198>

V. H. Kysliakov¹, Ph. D. (Tech.), Head of Department, ORCID 0000-0002-1775-5050

I. O. Manachyn¹, Ph. D. (Tech.), Senior Researcher, ORCID 0000-0002-1031-3241

A. A. Pokhvaliyi², Ph. D. (Tech.), Assoc. Prof., ORCID 0000-0002-9652-767X

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

²Dniprovsky State Technical University

*Corresponding author: vovkadrakon12@gmail.com

RESEARCH ON THE "HOT" MODEL OF IMPURITIES BEHAVIOR IN CAST IRON DURING COMPLEX PROCESSING

Abstract. The aim of this work is to establish the regularities of behavior and distribution of impurities in cast iron during complex treatment on a hot model, taking into account the influence of thermodynamic and kinetic factors, to optimize the cleaning processes and improve the quality of the metal. The complex treatment of molten iron involves the use of several technological effects, which allows for more effective control over the chemical composition and microstructure of the metal. The relevance of this treatment is driven by the need to produce high-quality alloys while reducing costs and improving environmental safety. An important tool for improving the technology is modeling the removal processes and the behavior of impurities in molten metal. Of particular value is research on so-called "hot" models that involve working directly with liquid iron. Calculations were performed for the conditions of injection treatment of cast iron for the purpose of complex removal of impurities in a laboratory induction furnace with a capacity of 100 kg. A general scheme of heat losses of liquid cast iron during complex refining from impurities by injecting reagents into carrier gases was constructed. It is worth noting the fact that this dosing device was first used to work with liquid cast iron. Prior to the "hot" treatments, cold tests of all equipment were performed, which showed that it was ready for the

experimental part of the research. Four treatments were carried out. At the beginning and end of each treatment, samples of cast iron and slag were taken, and temperature measurements were also made. The amount of reagent dispensed was recorded according to the readings of the scales before and after the treatment. During the treatments, the technological parameters of the injection were worked out, which made it possible to carry out the treatment technologically, without increased turbulence. The analysis of the content of impurities in cast iron showed that, taking into account the conditions of the experiment, desulfurization, desilting and dephosphorization processes occur, including simultaneously.

Key words: cast iron, complex processing, sulfur, silicon, phosphorus, modelling.

For citation: Kysliakov, V. H., Manachyn, I. O., & Pokhvalityi, A. A. (2025). Research on the "hot" model of impurities behavior in cast iron during complex processing. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 39, 78-88. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2025-39-05>

Рукопис надійшов до редакції / Received 14.07.2025

Рекомендовано до друку / Accepted 21.10.2025

УДК 669.184.244.66

А. Г. Чернятевич¹, д.т.н., проф., г.н.с., ORCID 0000-0002-4552-4997**Л. С. Молчанов**^{1,*}, к.т.н., зав. відділу ФТПМС, ORCID 0000-0001-6139-5956¹ Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України* Автор для листування: metall729321@gmail.com

НАПРЯМКИ ПІДВИЩЕННЯ ЕНЕРГОЕФЕКТИВНОСТІ КОНВЕРТЕРНОЇ ПЛАВКИ В УМОВАХ ПрАТ «КАМЕТ-СТАЛЬ»

Анотація. Обґрунтовані 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 корисної дії до 90% і більше. Найбільш актуальним напрямком вдосконалення процесу виплавки сталі в кисневих конвертерах, в умовах найбільш поширеної у світовій практиці технології з комбінованою продувкою 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 повосенний період в умовах конвертерного цеху ПрАТ «КАМЕТ-СТАЛЬ» на 250-т конвертерах нових конструкцій паливно-кисневих фурм і енергоефективних способів для попереднього нагріву металевого брухту в порожнині конвертера, багатоцільової двоконтурної 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. Розроблені та запропоновані на вибір до впровадження в повосенний період наступні нові енергоефективні фурмени пристрої та способи ведення конвертерної плавки з підвищеною часткою брухту в металошихті: паливно-киснева фурма для нагріву брухту в конвертері при вертикальному положенні з використанням пилувугільного палива або природного газу, що обладнана головкою з 6-ма кисневими соплами Лавалю з розміщенням в кожному із них циліндричних паливних сопел та технологія нагріву брухту з подаванням ПВП або ПГ в кільцевій кисневій оболонці; конструкція обертової паливно-кисневої фурми для нагріву брухту при горизонтальному положенні конвертера, що обладнана

© А. Г. Чернятевич, Л. С. Молчанов, 2025

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

головкою з 10-ма циліндричними соплами типу «труба в трубі», розміщеними в 5 рядів по довжині стовбура фурми та технологія нагріву брукхту з подаванням ПВП або ПГ в кільцевій кисневій оболонці; енергоефективна технологія комбінованої продувки конвертерної ванни киснем зверху і нейтральним перемішуючим газом (азот, аргон) через днище з використанням нової конструкції двоконтурної фурми, що містить дворядну 15-ти соплову головку (5 сопел Лавалє і 10 циліндричних).

Ключові слова: кисневий конвертер, паливно-киснева фурма, нагрів металевого брукхту, двоконтурна киснева фурма, комбінована продувка конвертерної ванни, допаловання відхідних газів, енергоефективність плавки.

Посилання для цитування: Чернятевич А. Г., Молчанов Л. С. Напрямки підвищення енергоефективності конвертерної плавки в умовах ПрАТ «КАМЕТ-СТАЛЬ». *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії*. 2025. Вип. 39. С. 89-134. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2025-39-06>.

Вступ. За прогнозом Міжнародного енергетичного агентства (ІЕА) до 2050 року доменне та киснево-конвертерне виробництво збережеться як домінуюча ланка в отриманні сталі по технологічному маршруту «доменна піч – кисневий конвертер», оскільки вона є найбільш економічно вигідною з тепловим коефіцієнтом корисної дії до 90% і більше.

На сьогодні розробка технічних рішень і технологій, що направлені на зниження викидів CO₂ на металургійних підприємствах та економію сировинних і енергетичних ресурсів при виробництві високоякісної металопродукції набуває особливу важність у зв'язку з потребами ВПК та повоєнного відновлення України.

В умовах найбільш поширеної у світовій практиці технології киснево-конвертерної плавки з комбінованою продувкою ванни киснем зверху через звичайну багатосоплову фурму та нейтральним перемішуючим газом (азот, аргон) через днище максимальна кількість переробленого металобрукхту в шихті (металобрукхт + рідкий чавун) складає 25 % [1]. Незалежно від ціни металобрукхту і рідкого чавуну сучасні екологічні норми промислово розвинутих держав вимушують виробників чавуну скорочувати виробництво останнього як основного джерела викидів CO₂ в навколишнє середовище. З цієї причини закордонні виробники конвертерної сталі в напрямку декарбонізації процесу шукають способи зниження викидів CO₂ за рахунок підвищення частки металобрукхту в шихті конвертерної плавки понад 25 % [2].

Нині в Україні через війну значно зменшилась продуктивність доменних і конвертерних цехів у зв'язку з захопленням і руйнуванням

низки металургійних підприємств. Зараз основне виробництво сталі зосереджено в конвертерних цехах ПрАТ «КАМЕТ-СТАЛЬ» і ПАТ «АрселорМіттал Кривий Ріг».

Внаслідок знищення військової техніки та руйнування різних об'єктів інфраструктури зростає кількість металевого брухту, який використовується в якості охолоджувача конвертерної плавки. 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 багатоцільових 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 [1].

Мета роботи. Розробити та запропонувати до впровадження в повоєнний період в умовах ПрАТ «КАМЕТ-СТАЛЬ» нові фурмені пристрої і способи енергоефективного виробництва якісного залізобуглецевого напівпродукту в 250-т конвертерах з підвищеною витратою металобрухту.

Аналіз попередніх промислових досліджень. Конвертерний цех ДМК був першим в колишньому СРСР цехом (пуск в експлуатацію, грудень 1982 р.), в якому була передбачена робота 250-т конвертерів по технології Інституту чорної металургії (на сьогодні ІЧМ НАНУ, м. Дніпро) з витратою металевого брухту до 40 %. Проектна технологія передбачала такі елементи конвертерної плавки як попереднє нагрівання металобрухту в порожнині конвертера природним газом, який подається через фурму-пальник, комбіновану продувку конвертерної ванни кисневими струменями зверху і кисневими струменями в кільцевій оболонці природного газу через днище, у тому числі з вдуванням порошкоподібного вапна в потоці кисню. Однак цех було запущено за традиційною технологією верхньої продувки конвертерної ванни через 5-ти, 6-ти і 9-ти соплові фурми [3-5] киснем з інтенсивністю до 1350 м³/хв. при переробці уперше в колишньому СРСР низькомарганцевистого чавуну (0,08-0,14 % Mn) без комплексу обладнання, що забезпечував би реалізацію вказаних елементів проектної технології комбінованої продувки з підвищеною витратою металевого брухту. Введення в експлуатацію необхідного комплексу обладнання, зокрема газопроводу природного газу високого тиску і розведення його по цеху, реконструкції систем вдування порошкоподібного вапна і індивідуального регулювання витрати

природного газу через донні фурми [6,7], виготовлення фурми-пальника, розтягнулось до 1989 р., після чого тільки з'явилась можливість відпрацьовувати технологію конвертерної плавки з підвищеною до 40 % витратою металобрухту [8].

Розробку конструкцій кисневих фурм для умов верхньої (рис. 1, а-д) і комбінованої (рис. 1, е) продувки ванни 250-т конвертерів з переробкою низькомарганцевистого чавуну здійснили співробітники Дніпродзержинського індустріального інституту, ДІІ (на сьогодні Дніпровського державного технічного університету, ДДТУ) і ДМК [3-5,7,9]. Було запропоновано та впроваджено наступний комплекс нових технічних рішень.

1. Центральний підвід охолоджуючої води в міжсопловий простір головки кисневої фурми та блочний варіант розташування сопел [9], що сприяло поліпшенню охолодження головки, спрощенню її зварної конструкції та підвищенню стійкості завдяки зменшенню числа зварних швів. Протягом 5 років (1983-1987 рр.) після пуску конвертерного цеха були розроблені, виготовлені і випробувані в роботі нові конструкції стовбура і головок кисневих фурм [3-5,7] з однорядним варіантом розміщення 5-ти сопел (рис. 1, а-в) та блочним 6-ти, 9-ти і 12-ти сопел (рис. 1, г-е) з урахуванням витрати охолоджуючої води 350 м³/год. та зміни витрати кисню у межах 600-1350 м³/хв. при відведенні конвертерних газів у режимах повного і часткового допалювання.

Із розроблених конструкцій головок фурм виробництва ДМК після виявлених під час випробування недоліків остаточне впровадження з тривалим терміном застосування отримали:

- 5-ти соплова головка фурми (рис. 1, а-в), спроектована на витрату кисню 600-1200 м³/хв., з соплами Лаваля критичного діаметра ($d_{кр}$) 39 мм, що розташовані рівномірно по колу під кутом (α) 17 град до вертикальної осі фурми;

- 6-ти соплова (рис. 1, г) для продувки конвертерної ванни з витратою кисню 600-1200 м³/хв., обладнана трьома сопловими блоками з соплами Лаваля ($d_{кр}$ =37 мм). Кути нахилу осі сопел до осі блоку і осі блоків до вертикалі фурми дорівнюють відповідно 9 і 15 град. Між соплами в блоці виконана циліндрична проточка для проходу охолоджуючої води;

- 9-ти соплова (рис. 1, д), спроектована на витрату кисню до 1350 м³/хв., обладнана трьома сопловими блоками, вісь яких по відношенню до вертикальної вісі фурми розташована під кутом (α) 15 град. В блоці розміщені рівномірно по колу одно сопло Лаваля ($d_{кр}$ =39 мм) і два циліндричних сопла ($d_{д}$ =39 мм) під кутом 9 град до

вісі блоку. Фіксація блоків в головці фурми забезпечує дворядне кругове розташування сопел на торцевій поверхні головки із суміщенням «жорсткого» (внутрішній ряд сопел Лаваля) і «м'якого» (зовнішній ряд циліндричних сопел) дуття при одному підводі кисню. В міжсопловому просторі блоків виконані проточки для проходу охолоджуючої води в радіальному напрямку відносно центра блоку;

- 12-ти соплова головка (рис. 1, е) на витрату кисню 600-800 м³/хв. обладнана чотирма сопловими блоками, що містять по три циліндричних сопла ($d_{\text{ц}}=26$ мм) з проточками між ними для проходження води. Кут нахилу соплового блоку до вертикалі фурми складає 24 град при куті нахилу сопел до вісі блоку 6 град.

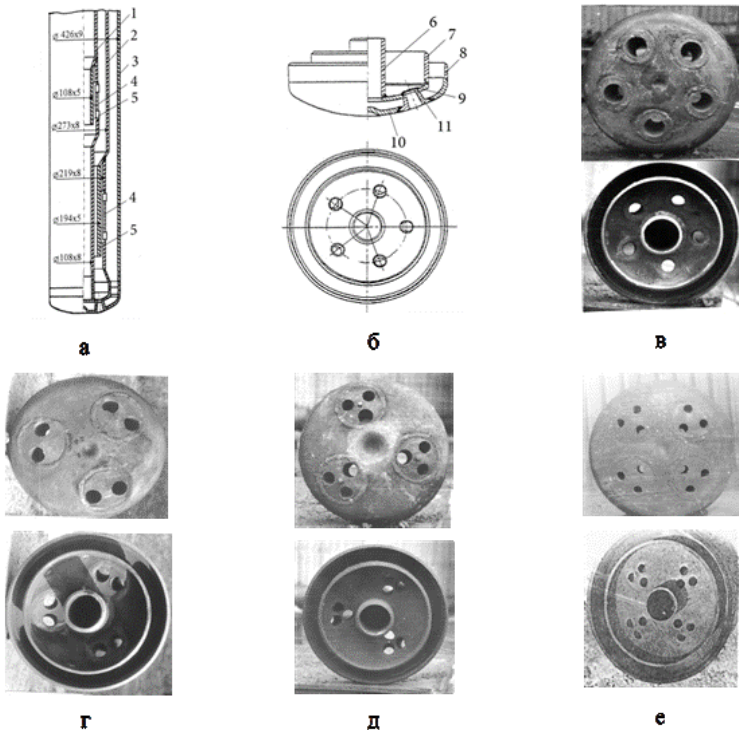


Рисунок 1 - Конструкція стовбура кисневої фурми (а) з 5-ти сопловою головкою (б), вид 5-ти (б,в), 6-ти (г), 9-ти (д) та 12-ти (е) соплових зварних головок: 1, 2, 3 – внутрішня труба підведення води, проміжна труба підведення кисню, зовнішня труба відведення води відповідно; 4 – захисні труби; 5 – металошлангові рукава; 6,7,8 – сполучні стакани; 9, 10 – верхня і нижня чаші головки відповідно; 11 – сопло Лаваля.

Вимушене різноманіття багатосоплових головок фурм (рис. 1) було обумовлено їх застосуванням як для верхньої кисневої продувки [3-5], так і при відпрацюванні комбінованої продувки конвертерної ванни киснем через донні і верхню фурми по технологіям ІЧМ НАНУ [6] та ДДТУ [7,10].

2. Використання нової конструкції [11] двоконтурної кисневої фурми (рис. 2), обладнаної в 1986 р. модернізованою системою підведення до неї двох незалежно регульованих потоків основного (до 1350 м³/хв.) і додаткового (до 200 м³/хв.) кисню з можливістю заміщення додаткового кисню азотом з витратою до 200 м³/хв., що забезпечує верхню продувку конвертерної ванни групами основних надзвукових кисневих струменів та додаткових звукових кисневих і азотних струменів, які формуються відповідно соплами Лавалю і циліндричними, щоб більш ефективно управляти процесами шлакоутворення, видалення фосфору і сірки, допалювання СО до СО₂ у порожнині конвертера з поліпшенням теплового балансу плавки.

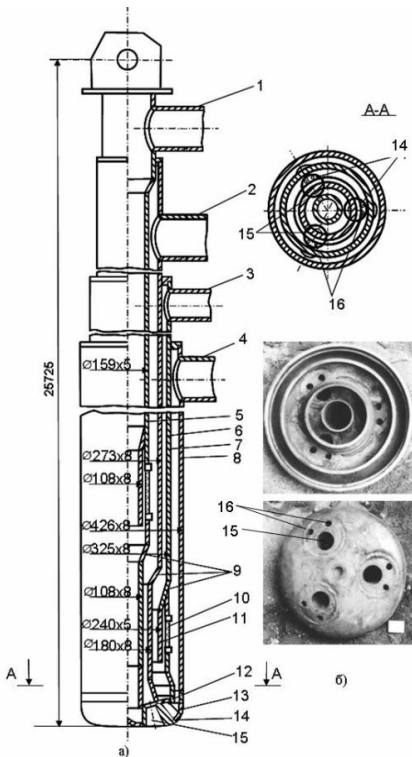


Рисунок 2 - Конструкція стовбура двоконтурної кисневої фурми (а) і вид 9-ти соплової зварної головки (б): 1 – патрубок підведення води; 2, 3 – патрубки підведення основного і додаткового кисню відповідно; 4 – патрубок відведення води; 5, 6, 7, 8 – труба підведення води, проміжна труба підведення кисню, проміжна труба підведення основного кисню, проміжна труба підведення додаткового кисню зовнішня труба відведення води відповідно; 9 – перехідники; 10 – металошлангові рукава; 11 – захисні труби; 12 – верхня чаша головки; 13 – нижня чаша головки; 14 – сопловий блок; 15 – сопла Лавалю, 16 – циліндричні сопла.

Двоконтурна фурма мала центральне охолодження головки при розміщенні в останній трьох соплових блоків з утворенням центральної групи із трьох сопел Лаваля ($d_{кр}=46$ мм), розташованих під кутом нахилу (α_1) 15 град до вертикалі та периферійної групи із шести циліндричних сопел ($d_{кр}=27$ мм) з кутом нахилу $\alpha_2 = 23$ град. Фурма розрахована на витрату основного кисню 900-1200 м³/хв. на продувку ванни через сопла Лаваля і додаткового кисню 50-250 м³/хв. на шлакоутворення і допалювання відхідних газів через циліндричні сопла з можливістю заміщення додаткового кисню на азот до 200 м³/хв. в потрібні періоди операції.

Співробітниками ІЧМ і ДМК для реалізації комбінованої продувки ванни 250-т конвертерів киснем зверху з використанням фурм з 5-ма, 6-ма, 9-ма та 12-ма сопловими головками (рис. 1) і кисневими струменями в кільцевій оболонці природного газу за допомогою фурм типу «труба в трубі», розміщених в днищі, одночасно з вдуванням порошкоподібного вапна в потоці кисню, була підготовлена технічна і технологічна документація, практично було завершено монтаж необхідного обладнання, однак в установлені терміни (І квартал 1983 р.) не було завершено налагодження і випробування обладнання і систем для помелу та вдування порошкоподібних матеріалів в конвертер.

Справа в тому, що система подавання порошкоподібних матеріалів (вапно, плавиковий шпат) була закуплена у фірми АРБЕД (Люксембург) для умов донної продувки металу в конвертері з витратою кисню через днище 550-1300 м³/хв. У зв'язку з переходом на технологію комбінованої продувки витрати кисню через днище повинні бути зменшені з 550-1300 до 150-300 м³/хв. Випробування в березні 1985 р. обладнання подавання порошкоподібних матеріалів при витратах кисню 350-450 м³/хв. з системою заміщення кисню азотом показало нестабільну роботу системи вдування порошків і неможливість роботи системи заміщення технологічних газів при подаванні тільки кисню через донні фурми (без порошку). Тому було прийнято рішення про модернізацію системи вдування порошкоподібних матеріалів.

Для вирішення поставлених задач з розробки та освоєння технології плавки, що забезпечує переробку до 40 % брухту в металозавалці, співробітниками ІЧМ було виконано наступний комплекс робіт та досліджень:

3. Розроблена методика розрахунку кількості донних паливно-кисневих фурм типу «труба в трубі» та розміщення їх у днищі конвертера.

Згідно з виконаними розрахунками для 250-т конвертера ДМК, що

має глибину ванни $\sim 1,5$ м, при подачі через донні фурми 150-300 м³/хв. кисню, максимальної масової концентрації порошкоподібного вапна 6 кг/кг кисню і загальній кількості вапна за плавку 12 т, у днищі конвертера (рис. 3) має бути встановлено 8 донних фурм типу «труба в трубі» з діаметром кисневого сопла 27 мм на виході із сопла.

Розмір кільцевої щілини для подачі природного газу, виходячи з необхідності його подачі $\sim 15\%$ від витрати кисню та його тиску в магістралі 0,8 МПа, становить 2 мм, що забезпечує витікання природного газу з критичними швидкостями в режимі недорозширення.

Розміщення фурм в днищі визначалося виходячи з розміру вставного днища діаметром 4300 мм, внутрішнього діаметра циліндричної частини конвертера ~ 6000 мм, діаметра відцентрового розподільника газопорошкової суміші ~ 600 мм, встановленого в центрі днища, розмірів вогнетривкої цегли 150 x 90 мм для футерівки днища та глибини ванни конвертера. З метою зменшення «видування» при нахилі конвертера фурми розташовані в максимально можливому наближенні до осі днища в площині цапф.

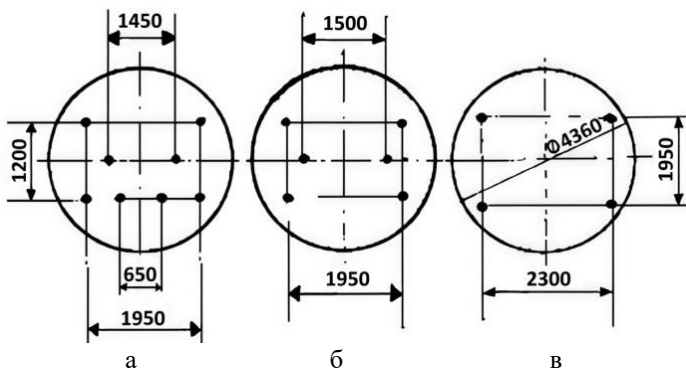


Рисунок 3 – Схема розміщення 8-ми фурм типу «труба в трубі» в днищі конвертера при вдуванні порошкоподібного вапна в потоці кисню (а), 6-ти (б) та 4-х (в) фурм при вдуванні чистого кисню.

4. Виконано експериментальні дослідження щодо визначення режимів роботи та освоєння системи подачі порошкоподібного вапна через донні фурми з індивідуальним регулюванням витрати природного газу через кожну фурму.

Експлуатація модернізованої системи вдування порошкоподібного

вапна при подачі через днище $150-300 \text{ м}^3/\text{хв.}$ кисню показала її працездатність та відповідність до розрахункових (заданих параметрів). При встановленні в днищі 8-ми фурм (рис. 3) з діаметром кисневого сопла 27 мм і витраті кисню $150 - 180 \text{ м}^3/\text{хв.}$ максимальна витрата порошку становила $800 - 950$ і $1000 - 1100 \text{ кг/хв.}$ відповідно.

5. Розроблено та в дослідно-промисловому масштабі перевірено технологію комбінованої продувки конвертерної ванни киснем зверху та киснем через днище з вдуванням порошкоподібного вапна в кільцевій оболонці природного газу.

6. Після спорудження та введення в експлуатацію у грудні 1989 р. газопроводу природного газу високого тиску ($1,0 - 1,2 \text{ МПа}$), виконання внутрішньощекового розведення природного газу до фурм-пальників з системами КВП та автоматики розроблено та в дослідно-промисловому масштабі перевірено технологію попереднього нагрівання брукху фурмою-пальником.

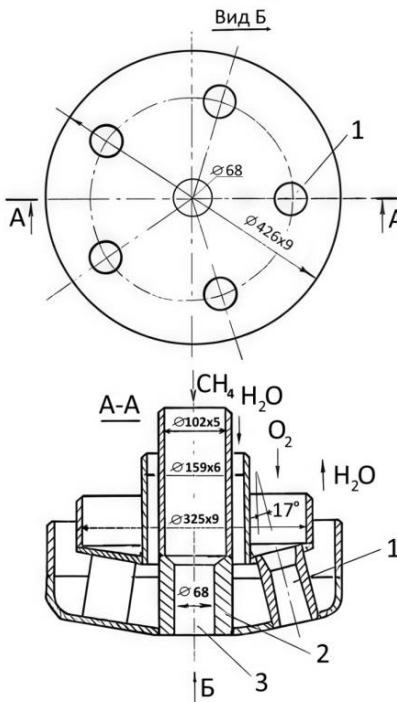


Рисунок 4 – Конструкція головки фурми-пальника: 1– кисневі сопла Лавалю; 2 – паливний сопловий блок; 3 – центральне циліндричне паливне сопло.

Головка фурми-пальника (рис. 4) була спроектована [8] з урахуванням конструкції 5-ти соплової головки кисневої фурми

(рис. 1. а-в), обладнана соплами Лавалля критичного діаметру 37 мм з кутом нахилу до вертикалі 17 град. З метою ефективного охолодження фурми водою діаметр труби для подавання природного газу до соплового блоку дорівнює 102x5 мм. Центральне паливне сопло виконано циліндричним (діаметром 68 мм), що дозволяє зменшити швидкість витікання природного газу у порівнянні зі швидкістю кисню із сопел Лавалля.

Нагрів брукхту здійснюється фурмою-пальником при витратах 250 – 350 м³/хв. природного газу і 500-700 м³/хв. кисню. Проектна теплова потужність фурми-пальника з конструкцією головки (рис. 4) складає 190-250 МВт.

Протягом 1983-1992 рр. на 250-т конвертерах ДМК в умовах верхньої і комбінованої продувки ванни з метою підвищення частки металобрукхту в шихті і відповідно зниження витрати рідкого чавуну пройшли перевірку наступні фурменні пристрої і технології плавки з введенням кускового вугілля в конвертерну ванну з одночасним частковим допалюванням відхідних газів, а також з попереднім нагрівом металевого брукхту в порожнині конвертера із використанням вугілля і природного газу [3-8, 11-16] :

- введення кускового вугілля в конвертерну ванну для спалювання під час верхньої продувки з частковим допалюванням СО до СО₂ відхідних газів [3-5,13];
- введення кускового вугілля в конвертерну ванну під час комбінованої продувки киснем зверху і киснем через днище конвертера з частковим допалюванням відхідних газів у порожнині агрегату [6,7];
- попередній нагрів металевого брукхту в порожнині конвертера кусковим вугіллям [12,14,15], в процесі факельного торкретування футеровки конвертера [16], а також нагрів з використанням природного газу [8].

Перш за все необхідно відзначити, що досягнуті впродовж 1983-1992 рр. показники підвищення частки металобрукхту в шихті і зниження витрати рідкого чавуну при виробництві сталі в киснево-конвертерному цеху ДМК були забезпечені переважно за рахунок переведення конвертерів із авто- в алотермічні режими як верхньої [3-5,13], так і комбінованої [6,7,12] продувки конвертерної ванни з добавкою кускового вугілля з частковим допалюванням відхідних газів, попереднього нагріву металобрукхту у порожнині конвертера кусковим вугіллям [14,15] і природним газом [8], а також завдяки передувки ванни зі зниженням вмісту вуглецю в кінцевому залізовуглецевому напівпродукті.

В умовах верхньої кисневої продувки [3-5,13] були відпрацьовані наступні способи введення кускового вугілля різних марок (антрациту АС, газового Г, пісного ТР) в конвертер: до завалки металобрухту, на металобрухт, перед заливанням чавуну, на залитий чавун, одночасно із запалюванням плавки, порціями за ходом продувки. Від присадок вугілля на днище конвертера до завалки металобрухту або на металобрухт до заливання чавуну прийшлося відмовитись через значне вибивання полум'я із горловини конвертера під час заливання чавуну, що спричиняло необхідність підвищення тривалості цієї операції. Присадка вугілля порціями за ходом продувки виявилась за тепловим балансом малоефективною.

Досвід роботи показав, що ефективність застосування вугілля з метою зниження витрат чавуну зростає і більш стабільні результати досягаються при організації спалювання вугілля в початковий період продувки, коли створюються умови для допалювання CO до CO₂ в результаті високого положення фурми і незначної швидкості окислення вуглецю. Тому була впроваджена технологія виплавки сталі з присадкою кускового вугілля після заливання чавуну перед продувкою киснем. Цей спосіб виявився найбільш раціональним як при верхній [3-5,12,13], так і комбінованій продувці киснем зверху і знизу [6, 7,12, 14 при використанні антрациту АС фракції 25 – 6 мм, що містив 76,5 - 94,4 % С, 5,6 - 13,2 % золи, 2,8 - 7,0 % води, 1,3 - 3,9 % летких і 0,62 - 1,28 % S.

Працездатність відпрацьованих конструкцій 5-ти, 6-ти і 9-ти соплових головок (рис. 1) була підтверджена 7-ми річним строком їх застосування з початку пуску цеха для верхньої продувки конвертерної ванни з переробкою чавуну (4,21-4,38 % С; 0,08 - 0,15 % Mn; 0,82 - 0,98 % Si; 0,028 - 0,049 % S; 0,044 - 0,057 % P), що мав температуру перед заливанням в конвертер 1280 - 1332 °С, з використанням в якості додаткового теплоносія антрациту АС 2,06-5,68 кг/т сталі. Кількість переробленого металобрухту в шихті конвертерної плавки змінювалась в цей період від 22,38 до 26,37 % (табл. 1).

При інтенсивності верхньої продувки киснем 1200 - 900 м³/хв., робочій висоті фурм над ванною з 5-ти, 6-ти та 9-ти сопловими головками 1,7 - 2,0 м; 1,5 - 1,7 м; 1,0 - 1,3 м стійкість останніх дорівнювала в середньому 96, 158 та 76 плавок відповідно при однаковій витраті води 350 м³/год на охолодження фурми.

Заметалювання зовнішньої труби фурми з 9-ти сопловою головкою не відбувалось. Фурми з 5-ти і 6-ти сопловими головками знімалися на обрізку металошлакових охолодів на 12 - 14 і 20 - 24 плавках відповідно.

Таблиця 1 - Усереднені показники роботи 250-т конвертерів ДМК з верхньою продувкою при використанні кисневих фурм з 5-ти, 6-ти і 9-ти сопловими головками [3, 13].

Показники	I – етап [3]		II – етап [3]		III – етап [13]	
	5-ти сопл.	9-ти сопл.	5-ти сопл.	6-ти сопл.	5-ти сопл.	5-ти сопл.
Частка металобрухту, %	22,4	23,6	26,1	26,4	25,0	31,3
Питомі витрати, кг/т сталі:						
чавуну	853,0	836,0	825,0	818,0	837,0	774,0
металобрухту	246,0	258,0	292,0	293,0	280,0	353,0
металошихти	1099,0	1094,0	1117,0	1111,0	1117,0	1127,0
вапна	80,2	72,2	84,3	76,1	84,0	101,6
плавикового шпату	5,33	1,76	3,91	2,43	5,04	5,73
обпаленого доломіту	4,21	4,90	5,64	6,28	3,21	2,91
антрациту АС	2,08	2,06	5,68	5,05	2,23	21,92
Витрати кисню, м ³ /т	62,1	61,4	64,6	63,7	65,7	82,7
Вміст в чавуні, %:						
Si	0,93	0,90	0,89	0,89	0,93	0,92
Mn	0,09	0,09	0,09	0,08	0,13	0,14
S	0,038	0,036	0,041	0,039	0,030	0,031
P	0,055	0,055	0,054	0,054	0,053	0,052
Температура чавуну, °C	1341	1341	1317	1323	1336	1339
Усереднена інтенсивність продувки ванни киснем, м ³ /хв	1018	1161	919	934	864	833
Тривалість продувки, хвил	13,3	11,8	15,2	14,9	15,8	20,6
Показник допалювання CO ₂ ·100/(CO+CO ₂), %	35,8	42,5	35,5	41,3	35,9	32,4
Вміст в сталі на повалці, %:						
C	0,08	0,08	0,06	0,06	0,048	0,043
Mn	0,08	0,08	0,06	0,06	0,055	0,055
S	0,045	0,037	0,0550	0,048	0,033	0,053
P	0,014	0,013	0,016	0,013	0,012	0,012
Температура сталі на повалці, °C	1620	1622	1615	1619	1622	1625
Вміст в шлаці на повалці, %:						
CaO	50,62	47,57	49,83	51,63	52,98	54,34
SiO ₂	18,90	17,10	17,60	17,40	17,10	16,77
MgO	9,03	11,18	8,42	8,75	7,04	6,53
(FeO) _{заг}	15,82	18,60	18,11	16,48	18,53	18,95
MnO	3,15	2,33	2,28	2,06	2,15	2,17
Основність шлаку (CaO+MgO)/SiO ₂	3,16	3,43	3,31	3,47	3,52	3,63
Вихід придатних зливків, %	90,97	91,40	89,50	90,00	89,74	88,85

Основними причинами виходу з ладу головок фурм є: розпал і утворення тріщин по зовнішніх зварних швах, що з'єднують сопла і соплові блоки з нижньою чашею головки; механічне пошкодження головки в результаті посадки на металевий брухт і при обрізуванні металошлакових охолодів. До недоліків конструкції стовбура фурми (рис. 1, а) також відноситься значна складність ремонтних робіт по заміні зношених зварних головок фурм та металошлангових рукавів, що забезпечують компенсацію температурного подовження зовнішньої труби фурми.

Застосування фурми з 9-ти сопловою головою у зрівнянні з 5-ти сопловою при однаковій витраті антрациту АС (2,07 кг/т) дозволило [3] знизити витрати чавуну, вапна і плавикового шпату з 853,0 до 836,0; з 80,2 до 72,2 і з 5,33 до 1,75 кг/т придатних зливків відповідно. Вихід придатних зливків зріс з 90,97 до 91,40 % і покращились умови видалення фосфору при виплавці рейкової сталі із зупинкою продувки на завданому вмісті вуглецю. Ця фурма забезпечувала покращення теплового балансу плавки за рахунок більш повного допалювання СО до СО₂ в порожнині конвертера. Разом із тим практикою роботи цеха було встановлено доцільним використовувати фурму з 9-ти сопловою головою тільки у випадку закінчення продувки при вмісті вуглецю в металі не нижче 0,15 %. У випадку подальшої продувки і особливо при вимушених додувках плавки зростає вміст FeO_{заг} в шлаку, що негативно позначається на виході придатного, витраті розкислювачів і стійкості футеровки конвертера.

В умовах роботи конвертерів при однаковій витраті антрациту АС (5,68 кг/т) і з передувкою плавки за вмістом вуглецю до 0,06 % і нижче [3] був розроблений дуттьовий і шлаковий режими з використанням фурми з 6-ти сопловою головою, який у порівнянні з 5-ти сопловою головою забезпечував зниження витрати чавуну з 825,0 до 818,0 кг/т, вапна з 84,3 до 76,1 кг/т, плавикового шпату 3,91 до 2,43 кг/т і підвищення виходу придатного з 89,5 до 90,0 %.

Поряд зі зменшенням витрати чавуну підвищення витрати антрациту АС до 5,68 кг/т супроводжувалось [3] зростанням використання вапна на 3,9-4,1 кг/т і кисню на 2,3-2,5 м³/т. Тривалість продувки зросла на 1,9-3,1 хв., вміст сірки в кінцевому залізобуглецевому розплаві підвищився на 0,010-0,011 % попри на більш високу основність шлаку.

Подальше підвищення витрати антрациту АС до 21,9 кг/т на плавку [13] супроводжувалось зниженням витрати чавуну до 774,0 кг/т з підвищенням частки переробленого металобрухту до 31,3 %. Було встановлено, що ефективність використання антрациту знижується з

підвищенням витрати останнього. Якщо при витраті АС 21,9 кг/т коефіцієнт ефективності використання складає 3,20 кг/кг антрациту, то при витраті 13,0 кг/т – 3,53 кг/кг. У випадку застосування кисневої фурми з 6-ти сопловою головою з блочним розташуванням сопел коефіцієнт ефективності використання антрациту в 1,13 рази вище у зрівнянні із 5-ти сопловою фурмою.

Підвищення витрати антрациту АС до 21,9 кг/т та «передувка» плавок по вуглецю до 0,06 % і нижче призвели до зменшення виходу придатних зливків до 88,5 %, збільшення $\text{FeO}_{\text{заг}}$ в шлаку до 18,95 % і загальної тривалості продувки на 5,15 хв. При цьому продуктивність конвертерів знизилась на 14,5 %.

Унаслідок більшої окислюваності на зливці кінцевого залізовуглецевого напівпродукту плавки з максимальною витратою антрациту АС (21,9 кг/т) характеризувались підвищеними витратами розкислювачів і навуглецювальника. Було встановлено, що використання максимальної кількості антрациту АС з вмістом 0,6 - 0,7% сірки можливо тільки при виробництві рядових марок сталі з вмістом до 0,050 % S.

В подальшій роботі [11,13] конвертерного цеха (1988-1992 рр.) унаслідок сталого підвищення частки металобрухту в шихті до 32 % при присадці 10 - 12 кг/т сталі антрациту АС, передувки плавок по вуглецю з 0,06 до 0,04 % прийшлося спочатку відмовитись від використання 9-ти соплових головок фурм, а потім в обмеженій кількості застосовувати 6-ти соплові, що забезпечували більш високу окислюваність кінцевого шлаку і металу, особливо при додувках, у зрівнянні з 5-ти сопловою головою.

Щоб уникнути цих негативних наслідків верхньої кисневої продувки ванни 250-т конвертерів з підвищеною переробкою металобрухту, коли економія чавуну, належний хімічний склад (перш за все, по сірці) і температура на випуску кінцевого залізовуглецевого напівпродукту забезпечується підвищеним спалюванням заліза в наслідок передувки и додувок плавок, в 1986 р. здійснили [11] перевірку працездатності нової конструкції двоконтурної кисневої фурми (рис. 2) з модернізованою системою підведення до неї технологічних газів.

Розроблена технологія дуттьового і шлакового режимів ведення плавок мала наступні особливості. Перша порція вапна (30 - 40 % від загальної кількості) завантажується на металобрухт перед заливкою чавуну. Вугілля в кількості 1 - 2 т присаджується в конвертер після заливання чавуну. При вході фурми в горловину конвертера витрата основного кисню через 3 сопла Лавалє двоконтурної головки (рис. 2) установлюється 800 - 900 м³/хв., а додаткового кисню через

6 циліндричних сопел – 100 - 120 м³/хв. Після стійкого «запалювання» плавки протягом перших 3 - 4 хв. продувки проводиться плавне опускання фурми з початкової 2,3 - 2,5 м до робочої висоти 1,3 - 1,5 м. Решта вапна присаджується з 2 по 5 хв. продувки. Добавки плавикового шпату вводяться в залежності від перебігу шлакоутворення і поведінки ванни при продувці.

Перед початком падіння факелу над горловиною конвертера, що відбувається при вмісті вуглецю в металі 0,12 - 0,15 %, проводиться заміщення додаткового кисню на азот з витратою 15 - 20 м³/хв. з метою запобігання переокислення металу і шлаку при глибокій передувці ванни. Одночасно підвищується витрата основного кисню на 100 - 120 м³/хв.

У порівнянні з використанням для продувки кисневої фурми з 5-ти сопловою головою застосування двоконтурної дозволило забезпечити економію чавуну (8,2 - 14,4 кг/т), вапна (6,0 - 6,8 кг/т) і плавикового шпату (0,4 - 1,9 кг/т), зменшення ступеня передувки плавов і підвищення виходу рідкої сталі. Завдяки більш ефективного допалювання відхідних газів (CO₂ більше на 8 - 15 %) при практично однакових витратах вугілля на плавку досягнуто підвищення температури металу на повалці на 13-27 °С при меншій окислюваності шлаку і температури заливного чавуну. Разом із тим була встановлена необхідність подальшої модернізації двоконтурної фурми (рис. 2) в напрямках спрощення конструкції стовбура фурми і системи компенсації температурного подовження зовнішньої труби, а також підвищення стійкості головок.

На жаль, не виправдалися надії на те, що комбінована продувка ванни 250-т конвертерів ДМК кисневими струменями зверху і кисневими струменями в кільцевій оболонці природного газу, в тому числі з подачею порошкоподібного вапна, через днище [6,7] буде значно ефективніше традиційної верхньої кисневої продувки з точки зору спокійного ходу рафінування та підвищеної переробки металевих брухту. Усього за період проведення дослідно-промислової кампанії плавов з комбінованою продувкою було проведено 672 плавки з присадкою в конвертер кускового вапна, а з дуванням порошкоподібного вапна - 68 плавов.

На першому етапі досліджень (табл. 2) у випробуваних варіантах комбінованої продувки [6] для верхньої подачі кисню з витратою 510 - 745 м³/хв. використовували кисневі фурми, що застосовуються в цеху для верхньої продувки, з 5-ти, 6-ти і 9-ти сопловими головками (рис. 1). Для подачі кисню без порошкоподібного вапна через днище з витратою 120 - 170 м³/хв. використовували шість фурм типу «труба в

трубі» (рис. 3, б), виготовлених з корозійностійкої сталі, з внутрішнім діаметром кисневого сопла 27 мм і кільцевим зазором для подачі природного газу, що дорівнює 2 мм. Витрата кисню на донне дуття становила 12 - 20% від загального. Частку газу змінювали не більше 9-12 % від витрати кисню через днище.

Таблиця 2 - Усереднені показники роботи 250-т конвертерів ДМК [6,7] з верхньою (А), звичайною комбінованою (Б) і комбінованою продувкою зустрічними струменями (В) при використанні верхніх кисневих фурм з 5-ти, 6-ти і 12-ти сопловими головками (рис.1).

Показники	І – етап [6]		ІІ – етап [7]		
	(А) 5-ти соплова	(Б) 5-ти соплова	(Б) 5-ти соплова	(Б) 6-ти соплова	(В) 12-ти соплова
Частка металобрухту, %	22,67	27,10	29,62	29,74	29,30
Питомі витрати, кг/т сталі:					
чавуну	848,91	797,05	811,60	824,60	797,40
металобрухт	248,84	296,80	341,70	349,00	330,40
металошихти	1097,8	1093,9	1153,3	1173,6	1127,8
вапна	74,69	69,30	85,00	65,00	65,00
плавикового шпату	3,67	2,76	2,60	2,10	1,10
обпаленого доломіту	2,12	6,32	8,50	-	-
антрациту АС	2,08	6,20	12,80	13,10	13,20
Витрати кисню на продувку ванни, м ³ /(м ³ /т)					
зверху	<u>13364</u> 58,5	<u>13857</u> 60,7	<u>12662</u> 54,1	<u>12585</u> 54,9	<u>11252</u> 49,6
зверху +знизу	<u>13364</u> -	<u>16219</u> 71,0	<u>15222</u> 65,0	<u>14835</u> 64,7	<u>13477</u> 59,4
Витрати природного газу, м ³ /(м ³ /т)	- -	<u>307</u> 1,35	<u>333</u> 1,4	<u>293</u> 1,3	<u>289</u> 1,3
Вміст в чавуні, %					
Si	0,87	0,85	0,81	0,63	0,75
Mn	0,18	0,24	0,09	0,10	0,12
S	0,034	0,034	0,042	0,024	0,025
P	0,050	0,050	0,061	0,063	0,051
Температура чавуну, °С	1328	1330	1310	1325	1313
Усереднена інтенс. продувки киснем, м ³ /хв.,					
зверху	755	622	646	711	658
знизу	-	123	128	125	125
Тривалість продувки, хв.					
зверху	17,7	18,6	19,6	17,7	17,1
знизу	-	19,2	20,0	18,0	17,8

Продовження табл. 2.

Показники	I – етап [6]		II – етап [7]		
	(А) 5-ти соплова	(Б) 5-ти соплова	(Б) 5-ти соплова	(Б) 6-ти соплова	(Б) 12-ти соплова
Показник допалювання $\text{CO}_2 \cdot 100 / (\text{CO} + \text{CO}_2)$, %	35,8	42,5	35,5	41,3	44,7
Вміст в сталі на повалці, %:					
C	0,08	0,05	0,05	0,05	0,05
Mn	0,09	0,09	0,06	0,06	0,06
S	0,039	0,041	0,058	0,060	0,040
P	0,019	0,015	0,010	0,010	0,013
Температура сталі на повалці, °C	1624	1624	1608	1605	1635
Вміст в шлаку на повалці, %:					
(FeO) _{заг}	16,00	18,28	21,77	24,35	20,32
Основність шлаку (CaO+MgO) / SiO ₂	2,68	2,78	2,83	2,97	3,18
Вихід придатних зливків, %	91,08	91,40	86,70	85,2	88,70

У конвертерах переробляли низькомарганцевистий чавун, що містить 0,63 - 0,87 % Si, 0,09 - 0,13 % Mn, 0,024 - 0,045 % S та 0,040 - 0,063 % P. Температура чавуну перед заливкою в конвертер дорівнювала 1300 - 1330 °C. Загальна кількість кускового вапна і плавикового шпату на плавку 16 - 22 т і 0,2 - 0,8 т відповідно, причому 20 - 30 % вапна присаджували на днище, або на брухт до заливки чавуну, а решту з початку і до 7 хв. продувки. Як додатковий теплоносії використовували антрацит АС фракції 13 - 6 мм, який вводили в кількості 6,2 кг/т перед подачею кисню через верхню фурму.

У порівнянні з верхньою продувкою при комбінованій питома витрата рідкого чавуну тільки в результаті допалювання CO до CO₂ скорочується при використанні фурм з 5-ти, 6-ти і 9-ти сопловими головками (рис. 1, б - д) відповідно на 32,0; 22,0 та 12,7 кг на 1 т придатних зливків. Найбільша економія чавуну досягається при подачі через донні фурми 12 - 14% загальної витрати кисню.

Збільшення кількості брухту в металозавалці (табл. 2) при комбінованій продувці [6] до 27,10 % порівняно з верхньою 22,67 % при використанні 5-ти соплової фурми досягалося також за рахунок збільшення витрати вугілля з 2,08 до 6,2 кг/т, зниження вмісту вуглецю на повалці з 0,08 до 0,05 %, підвищення FeO_{заг.} у шлаку з 16,0 до 18,28%. Питома витрата чавуну знизилася з 848,91 до 797,05 кг/т, а брухт підвищився з 248,84 до 296,8 кг/т.

Разом із тим, низька концентрація оксидів заліза в шлаку (4,1 - 8,3 % FeO_{заг.}) за ходом комбінованої продувки ускладнювала

дефосфорацію металу при роботі з кусковим вапном і плавиковим шпатом. Видалення фосфору до низької концентрації навіть за витрати кисню 6 - 10 % через донні фурми відбувалося, переважно у кінці продувки, коли основність шлаку становила понад 3,0. Це ускладнювало виплавку середньо-і високовуглецевої сталі із зупинкою продувки на заданому вмісті вуглецю.

Крім того, після окислення шлакоутворюючих домішок з витратою через верхню фурму 3500-5000 м³ кисню відзначалися інтенсивні викиди, що носять характер «поштовхоподібного» переливу через горловину конвертера шлако-металевої емульсії.

В даному випадку через інтенсивне перемішування ванни і, як наслідок, низького вмісту оксидів заліза в шлаку, не вдавалося прискорити розчинення кускового вапна і сформувати рідинний шлак на початковому етапі продувки.

У подальшому з метою підвищення ефективності комбінованої продувки ванни 250-т конвертерів ДМК була випробувана на другому етапі досліджень (табл. 2) технологія комбінованої продувки конвертерної ванни зустрічними струменями [7,10]. Ця технологія передбачає перекриття областей виділення оксиду вуглецю, що утворюються в реакційних зонах від взаємодії донних паливно-кисневих струменів з розплавом, спрямованих назустріч струменям кисню, що витікають з верхніх фурм, при суворій орієнтації донних фурм і сопел верхньої фурми.

При відповідному розташуванні чотирьох донних паливно-кисневих фурм у днищі конвертера (рис. 3, в) та верхньої фурми з 12-ти сопловою головкою (рис. 1, е) був реалізований спосіб комбінованої продувки конвертерної ванни зустрічними струменями [7,10]. На порівняльних плавках таке перекриття не забезпечувалося при розміщенні в днищі шести і чотирьох (рис. 3, б, в) фурм і подачі кисню зверху через 5-ти та 6-ти соплові фурми. Як додатковий теплоносіє використовували антрацит АС фракції 13 - 6 мм, який вводили в кількості 2,5 - 3,5 т перед подачею кисню через верхню фурму.

При комбінованій продувці конвертерної ванни в режимі зустрічної взаємодії кисневих струменів вдалося уникнути виникнення інтенсивних викидів внаслідок більш організованого виходу конвертерних газів зі створених «об'єднаних» реакційних зон грибоподібної конфігурації. Продування протікало спокійно з наявністю в конвертері рідкорухомого шлаку, який при використанні кускового вапна вдавалося сформувати в початковий період при вищому положенні (на 0,5 - 0,7 м) верхньої фурми і менших добавках плавикового шпату. Прискоренню розчинення вапна сприяла наявність

високотемпературних реакційних зон від допалювання CO до CO₂, що розташовуються біля поверхні ванни.

При порівнянні металу на повалці комбінована продувка ванни зустрічними струменями дозволила зменшити витрату чавуну на 7,0-27,2 кг/т, плавицевого шпату - на 0,8 - 1,5 кг/т сталі, а також підвищити вихід рідкої сталі на 0,3-3,2%.

Особливо слід зазначити (табл. 2), що збільшення кількості брухту в металозавалці при комбінованій продувці до 27,1 - 29,74 % порівняно з верхньою 22,67 % (табл. 2) досягалося за рахунок збільшення витрати вугілля з 2,08 до 6,2 - 13,2 кг/т, зниження вмісту вуглецю на повалці з 0,08 % до 0,05 %, підвищення FeO_{заг.} у шлаку з 16,0 % до 18,28 - 24,35 %, зниження виходу придатних зливків з 91,08 % до 85,20 % і до 88,70 %.

До введення в експлуатацію газопроводу природного газу було випробувано технологію підігріву брухту кусковим вугіллям у конвертері з комбінованою продувкою [12,14]. У процесі дослідних плавок у 250-т конвертерах (табл. 3) використовували вугілля - антрацит АС, пісний ТР і газовий Г.

У першій серії плавок разом із брухтом у конвертер завантажували газове вугілля, а потім трактом сипучих – вугілля АС. У другій серії плавок випробували пісне вугілля ТР. У період нагрівання брухту через шість донних фурм (рис. 3, б) і верхню з 5-ти сопловою головкою (рис. 1, в) подавали кисень відповідно 150 і 700 - 850 м³/хв. При опусканні верхньої фурми до 2,5 - 3,0 м забезпечувалася поява факела над горловиною через 1,0 - 2,0 хв. від початку нагрівання. Тривалість попереднього підігріву брухту становила 6 - 8 хв.

Дослідні плавки показали:

- найбільш складним є забезпечення нагрівання брухту без його надмірного переокислення та утворення рідкої складової;
- повністю забезпечити однаковий нагрів усієї маси брухту при використанні вугілля не вдалося;
- навіть при рівномірному розподілі вугілля в масі брухту, що практично дуже важко здійснити, нагрівання брухту через його неоднорідність (ваговитий, легковаговий, пакети) відбувається нерівномірно. Це викликає появу в результаті інтенсивного нагріву легковагового брухту, ділянок з утворенням рідкої складової та ділянок з неспаленим вугіллям. Тому на великій кількості плавок з попереднім нагріванням брухту вугіллям виникали труднощі при заливанні рідкого чавуну;
- технологія з попереднім нагріванням брухту супроводжується збільшенням зносу футеровки конвертера, насамперед вогнетривів

днища та нижньої циліндричної частини конвертера;

- питома витрата кисню з використанням вугілля в першій і другій серії плавок (табл. 3) склала 90,1 і 78,7 м³/т відповідно, що на 27,4 і 16,0 м³/т більше, ніж при верхньому продуванні з введенням вугілля після заливання чавуну у кількості 8,3 кг/т. При цьому тривалість продування та нагрівання брухту виявилася на 7,8 і 5,5 хв. вищою, ніж при верхньому продуванні без попереднього нагріву брухту.

- розрахунки показали, що присадка у конвертер 1 кг вугілля дозволяє переробляти 3,75 кг брухту; при попередньому нагріванні – 4,3 кг брухту, у разі присадки у другій половині продувки - 1,2 кг брухту.

На підставі результатів відпрацювання технології плавки (табл. 3) з попереднім нагріванням брухту природним газом [8] було встановлено наступний режим роботи фурми-пальника (рис. 4). Подача природного газу при невеликій витраті починалася при знаходженні фурми на зрізі горловини, потім після запалювання факела подавали кисень, фурма опускалася на відмітку 4,0 - 4,5 м і витрата природного газу і кисню доводили до робочих значень. У процесі підігріву в залежності від кількості брухту опускання фурми-пальника до робочого рівня (2,5 - 3,0 м) було ступінчастим. Співвідношення витрати природного газу та кисню підтримували на рівні 1:2, а останні 3 - 4 хв. нагріву 1:1,8.

Попереднє нагрівання брухту дозволяє відмовитися від «передувки» плавки. У цьому випадку при зупинці продувки на 0,11 - 0,12 % [C] вміст оксиду заліза в шлаку знижується на 5 - 7 %, вихід придатного в результаті менших втрат заліза зі шлаком зростає приблизно на 0,9 - 1,0 % [8].

На дослідно-промислових плавках з нагрівом металевго брухту в порожнині конвертера були також виявлені наступні недоліки конструкції зварної головки фурми-пальника (рис.4):

- застосування в головці фурми тільки одного центрального паливного сопла не дозволяє забезпечити поліпшення організації спалювання палива, підвищення теплової потужності фурми та ефективності попереднього нагрівання металевго брухту в конвертері унаслідок недостатнього перемішування струменів кисню (500 – 700 м³/хв.) і природного газу (250 - 350 м³/хв.) на виході із торця головки. Це призводить до збільшення часу та температурної нерівномірності нагрівання брухту, його локального розплавлення у підфурменій зоні з утворенням високоокисленого шлако-металевго розплаву, що негативно впливає на продуктивність киснево-конвертерного процесу та створює суттєві труднощі із забезпеченням спокійного заливання чавуну в конвертер без викидів металу і шлаку;

Таблиця 3 - Усереднені показники роботи 250-т конвертерів ДМК із звичайною комбінованою (Б) продувкою при використанні для попереднього нагріву брухту кускового вугілля марок АС, Г, ТР [12,14], верхньою продувкою (А) з нагрівом брухту кусковим вугіллям АС та природним газом ПГ з подачею його через фурму-пальник з головкою (рис. 4) [8].

Показники	I – етап [12,14]		II – етап [8]		
	(Б) Г+АС	(Б) ТР	(А) АС	(А) ПГ	(А) ПГ
Частка металобрухту, %	32,7	31,9	30,7	38,0	40,2
Питомі витрати, кг/т сталі:					
чавуну	748,2	757,0	779,6	706,6	684,3
металобрухту	362,8	314,0	346,3	431,4	460,3
металошихти	1111,0	1071,0	1125,9	1138,0	1144,6
вапна	63,0	62,0	70,00	78,8	82,5
плавикового шпату	2,8	2,7	2,5	2,8	3,5
обпаленого доломіту	8,2	7,2	-	-	-
вугілля	19,6	21,0	8,3	8,4	9,7
в тому числі на нагрів брухту	15,8	21,0	-	-	-
Тривалість періодів, хвил:					
нагріву брухту	8,0	6,0	-	8,8	8,9
продувки ванни	16,3	15,8	16,5	15,1	16,6
Витрати кисню, м ³ /(м ³ /т):					
на нагрів брухту	<u>6800</u>	<u>5100</u>	-	<u>4902</u>	<u>5418</u>
	30,1	21,9		24,9	22,9
на нагрів брухту і продувку ванни	<u>20360</u>	<u>18370</u>	<u>14939</u>	<u>16835</u>	<u>17943</u>
	90,1	78,7	62,7	70,7	73,9
Витрати природного газу, м ³ /(м ³ /т):					
на нагрів брухту	<u>136</u>	<u>102</u>	-	<u>2511</u>	<u>2510</u>
	0,60	0,44		10,5	10,0
на нагрів брухту і продувку ванни	<u>413</u>	<u>371</u>	-	-	-
	1,83	1,59			
Вміст в чавуні, %:					
Si	0,85	0,58	0,91	0,88	0,91
Mn	0,10	0,12	0,35	0,29	0,25
S	0,035	0,038	0,036	0,035	0,042
P	0,046	0,048	0,048	0,047	0,048
Температура чавуну, °C	1320	1306	1333	1325	1321
Вміст в сталі на повалці, %:					
C	0,05	0,05	0,036	0,032	0,031
Mn	0,09	0,07	0,030	0,029	0,028
S	0,052	0,040	0,043	0,043	0,045
P	0,013	0,012	0,010	0,011	0,010
Температура сталі на повалці, °C	1635	1610	1624	1631	1644

Продовження табл. 3.

Показники	I – етап [12,14]		II – етап [8]		
	(Б) Г+АС	(Б) ТР	(А) АС	(А) ПГ	(А) ПГ
Вміст в шлаку на повалці, %:					
(FeO)заг, %	21,8	24,0	20,0	21,4	23,1
Основність шлаку (CaO) / SiO ₂)	3,41	3,39	2,7	3,2	3,3
Вихід придатних зливків, %	90,0	90,6	88,8	88,0	87,4

- знижений термін експлуатації фурми та значна складність ремонтних робіт по заміні зношених зварних головок фурм та металошлагових компенсаторів температурного подовження зовнішньої труби фурми.

Особливо слід відзначити, що була випробувана [16] технологія попереднього нагріву металобрухту під час факельного торкретування футеровки агрегату з використанням машини наземного типу з обертовою торкрет-фурмою [17] з концентрично розташованими в корпусі головки фурми по довжині групами із двох протилежно направлених циліндричних сопел типу «труба в трубі» шляхом подавання через центральні циліндричні сопла в потоці повітря порошкової торкрет-маси (70 % MgO і 30 % коксу), а через кільцеві канали між соплами кисню при змінні напрямку обертання утворених високотемпературних факелів на протилежний після кожного оберту паливно-кисневої фурми на 180° навколо поздовжньої осі фурми.

Інтенсифікація і рівномірність нагрівання металобрухту в цьому випадку забезпечується завдяки переміщенню високотемпературних розосереджених струменів палаючої в потоках кисню торкрет-маси відносно поверхні металобрухту, а також завдяки зменшенню теплових втрат з відхідними газами, підвищенню теплосприймаючої поверхні металобрухту, особливо із-за горизонтального положення конвертера під час торкретування.

Найбільш раціональним виявилось застосування цієї технології при виплавці рейкових марок сталі з часткою металобрухту 19-20 %, що дозволяє без особливих ускладнень вести підварювання цапфених та розташованих над металобрухтом зон футеровки конвертера.

Досягнута економія чавуну до 12 кг/т сталі і підвищення виходу придатного на 0,3 % при зниженні витрати шлакоутворюючих матеріалів. Зниження стійкості футеровки конвертера не спостерігалось.

Недоліками даної технології є:

- підвищення часу нагрівання металевго брухту до оптимальної температури 800 °С завдяки почергової взаємодії торкрет-факелів як з

поверхнею металевого брукхту, так і з поверхнею футеровки конвертера над завантаженим брукхтом внаслідок змінні напрямку обертання факелів на протилежний після кожного оберту паливно-кисневої фурми на 180^0 навколо поздовжньої осі фурми, що удвоє зменшує тепловий потік на поверхню металевого брукхту;

- знижена теплова потужність факелів через витрати тепла на нагрів порошкової торкрет-маси, що супроводжується зменшенням температури факелів, підвищенням часу нагрівання металевого брукхту та зниженням продуктивності киснево-конвертерного процесу виробництва сталі;

- сповільнене запалювання торкрет-маси (70 % MgO і 30 % коксу), яка містить в якості палива кокс з відсутністю видалення летких, особливо в умовах зниження температури футеровки конвертера після завантаження металевого брукхту, що іноді супроводжується вибиванням полум'я з горловини агрегату.

Таким чином, у конвертерному цеху ДМК на кінець 1993 р. був відпрацьований в дослідно-промисловому масштабі комплекс технологічних варіантів плавки, спрямованих на підвищену до 40% частку металевого брукхту, що переробляється (табл. 3). Однак остаточне впровадження розробленої технології, у силу наступних політико-економічних подій, пов'язаних з розвалом СРСР, проголошенням незалежності України, переходом до ринкової економіки та зміною форми власності ДМК, так і не відбулося. Головне те, що за період 1993-2006 рр. роботи цеху фактично було виведено із ладу обладнання для нагріву металобрукхту в порожнині конвертера природним газом та комбінованої продувки конвертерної ванни киснем зверху і кисневими струменями в кільцевій оболонці природного газу через днище, у тому числі з вдуванням порошкоподібного вапна в потоці кисню, що забезпечувало розроблену ІЧМ технологію конвертерної плавки з підвищеною витратою до 40 % металевого брукхту.

Разом із тим важливо відзначити, що у період з 2006 р. по 2017 р., коли підприємство ДМК перебувало у власності корпорації «Індустріальний союз Донбасу» (ІСД), відбулося суттєве технічне переозброєння маршруту «доменна піч - кисневий конвертер», який є основним у світовій практиці виплавки високоякісної сталі і включає:

- високопродуктивної виплавки у доменних печах низького за собівартістю низькомарганцевистого чавуну з нерегламентованим вмістом сірки завдяки використанню безмарганцевистої залізорудної шихти, вдування пиловугільного палива і роботі на шлаках з пониженою основністю;

- попередньої десульфурзації чавуну в ковшах перед киснево-конвертерною плавкою із забезпеченням вмісту сірки $\leq 0,005$ %;
- комбінованої продувки конвертерної ванни за малошлаковою технологією з вдуванням кисню зверху і нейтрального перемішуючого газу через днище з використанням в якості охолоджувача плавки, поряд з бруктом, марганецьвміщуючих сировинних добавок;
- нанесення шлакового гарнісажу на футерівку конвертера після випуску в сталерозливний ківш залізовуглецевого напівпродукту шляхом роздуву підготовленого кінцевого шлаку з підвищеним вмістом оксиду магнію азотними струменями з використанням верхньої кисневої фурми;
- ківшевої обробки металевого напівпродукту з доводкою останнього по хімічному складу і температурі до заданої марки сталі на спеціалізованих установках завдяки проведення операцій розкислення, легування, десульфурзації, вакуумування, продувки інертними газами перед розливанням на МБЛЗ.

Власниками ІСД в рамках модернізації та підвищення енергоефективності технологічного маршруту виплавки сталі «доменна піч - кисневий конвертер» в умовах ДМК були закуплені наступне обладнання і технології закордонних фірм з установкою «під ключ» у доменному і киснево-конвертерному цехах:

- обладнання і технології фірми Paul Wurth для приготування пилувугільного палива та вдування останнього в потоці несучого азоту через фурми в горно трьох доменних печей;
- установка і технологія фірми Krupp Polyzius для десульфурзації чавуну в 200-т заливальному ковші перед киснево-конвертерною плавкою шляхом вдування через занурену фурму вглиб розплаву порошкоподібної суміші магнію і вапна;
- обладнання і технологія фірми VAI Siemens для комбінованої продувки ванни 250-т конвертера № 2 киснем зверху через звичайну 5-ти соплову фурму і нейтральним перемішуючим газом (азот, аргон) через днище, фурма-зонд для відбору проб металу і заміру температури ванни під час продувки, пристрій газодинамічного відсікання кінцевого шлаку під час випуску залізовуглецевого напівпродукту в 250- т ківш;
- лазерний сканер LACAM фірми FERROTRON Elektronik G_{mbH} для дослідження зносу футерівки конвертера під час кампанії;
- обладнання і технологія фірми VAI Siemens для обробки сталі в ковшах місткістю 250-т на двох установках ківш-піч змінного струму потужністю 35 МВ·А з нагрівом розплаву електричною дугою з одночасним донним перемішуванням аргонном.

Сучасний стан обладнання і технології конвертерної плавки в умовах ПрАТ «КАМЕТ-СТАЛЬ». В даний воєнний час на 250-т конвертерах киснево-конвертерного цеху базова технологія виробництва сталі за технологічним маршрутом «доменна піч - кисневий конвертер» включає етапи:

- постачання з доменного цеху до міксерного відділення конвертерного передільного чавуну із середнім місячним діапазоном коливань за складом (0,52 - 0,72 % Si; 0,18 - 0,43 % Mn; 0,015 - 0,036 % S; 0,049 - 0,061 % P) та температури (1275 - 1316 °C), що зумовлено неритмічною роботою доменного цеху через сировинні умови;

- епізодичної ковшової десульфуратії чавуну з підвищеною до 0,045-0,050 % S в заливному ковші вдуванням через двосоплову занурену вглиб розплаву фурму порошокоподібної суміші (25 % Mg і 75 % CaO) у потоці несучого азоту із забезпеченням кінцевого вмісту сірки 0,010 % в чавуні, що заливається в конвертер;

- шихтовки конвертерної плавки з використанням у складі 265,3 - 282,5 т металошихти 63,5 - 74,4 т металевого неякісно підготовленого металевого брухту (частка металобрухту 23,4 - 26,7 %) і 195,4 - 215,6 т рідкого передільного чавуну із середньою температурою заливки в конвертер 1295 °C, що містить у середньому 0,59% кремнію, 0,22% марганцю, 0,029 % сірки, 0,059 % фосфору брухту;

- попереднього нагріву металевого брухту на протязі 3 - 6 хв. в порожнині конвертера (приблизно на 45 % плавок) з використанням 0,7 - 2,18 т (10,3 - 32,6 кг/т брухту) газового кускового вугілля з подачею останнього на завантажений брухт під струмені кисню з витратою 2200 - 3529 м³ (31,47 - 55,22 м³/т брухту; 1,48 - 2,86 м³/кг вугілля), що формуються 5-ти сопловою фурмою (рис. 1, а-в).

По ходу 1 - 2 хв. нагріву металобрухту забезпечуються інтенсивність подавання кисню 550 - 650 м³/хв. при висоті фурми 3,7 - 4,0 м, а потім підвищується до 800-900 м³/хв. з одночасним зниженням висоти фурми до 3,0 - 2,5 м. В такому режимі створюються умови локального розплавлення брухту у підфурменій зоні, а також поширюється вплив високотемпературного випромінювання із зон горіння кускового вугілля на футеровку конвертера, що негативно впливає на стійкість останньої і тривалість кампанії конвертера. У випадку наявності рідкої фази здійснюють її нейтралізацію присадкою вапна або кускового конвертерного шлаку. Показник дійсної витрати кисню на нагрів металевого брухту 1,48 - 2,86 м³ на 1 кг вугілля також свідчить про втрати кисню в газову фазу та недосконалість технологічного режиму попереднього нагріву

металевого брухту в конвертері шляхом спалювання кускового газового вугілля в атмосфері кисню, який подається за допомогою верхньої 5-ти соплової фурми (рис. 1, а-в);

- верхньої продувки конвертерної ванни за режимами з частковим і повним (у разі порушень у роботі газовідвідного тракту і газоочищення) допалюванням відхідних газів з інтенсивністю подачі кисню 750 - 1000 і 550 - 650 м³/хв. відповідно через 5-ти соплову фурму (рис. 1, а-в) при середній питомій витраті кисню 62,6 м³/т на плавку з отриманням середніх показників вмісту вуглецю 0,04 %, марганцю 0,07 %, сірки 0,037 % та фосфору 0,014 % у кінцевому залізовуглецевому напівпродукті (вихід рідкого 89,5 %) з температурою 1653 °С перед випуском у сталерозливний ківш;

- газодинамічного відсікання кінцевого шлаку, що містить 8,4 - 10,7 % MgO, 13,5 - 16,3 % FeO з основністю (CaO) / (SiO₂) = 2,0 - 2,1, розкислення та навуглецювання залізовуглецевого напівпродукту в процесі випуску в сталерозливному ковші;

- нанесення шлакового гарнісажу на футеровку конвертера з метою підвищення її стійкості шляхом роздування кінцевого шлаку з вмістом 8,4-10,7 % MgO азотними струменями за допомогою спеціальної з подовженим стовбуром гарнісажної фурми з 6-ти сопловою голівкою (сопла Лавалья, d_{кр}=37 мм, α =15°) з витратою азоту 650 - 700 м³/хв.;

- завершальне доведення сталі на установках ківш-під з додатковою десульфуратцією металу та остаточним коригуванням хімічного складу сталі та температури перед розливом на МБЛЗ.

Поряд з незаперечними економічними перевагами такої технології ведення плавки, особливо в період зниження виробництва, виявлено ряд недоліків, а саме: підвищення циклу плавки на 4-7 хв через нагрів металобрухту, витрати дуттьового кисню, електроенергії і твердого теплоносія, складність забезпечення рівномірного нагріву всього об'єму металобрухту без виникнення рідкої складової.

Застосовувана в цеху для нагрівання брухту і продувки конвертерної ванни штатна конструкція кисневої 5-ти соплової фурми (рис. 1, а - в) має застарілу складну систему компенсації температурного подовження зовнішньої труби у вигляді двох металошлакових рукавів і захисних патрубків, а також зварну голівку. Фурма також характеризується обмеженими можливостями з погляду поліпшення теплового балансу конвертерної плавки у вигляді часткового допалювання СО до СО₂ у робочому просторі конвертера.

Істотне коливання у складі та якості металевої частини шихти конвертерної плавки з урахуванням часто незбалансованої за тепловим

режимом витрати охолоджувачів, вапна та магнєзійних шлакоутворюючих матеріалів змушує операторів плавки вести продувку з глибоким «передувом» ванни до вмісту вуглецю 0,03 - 0,05 %, що призводить до надмірного підвищення окисленості металу та шлаку, особливо у разі вимушених додувок на «температуру», «сірку», «фосфор» та «шлак», а також супроводжується зниженням виходу рідкого залізுவуглецевого напівпродукту та стійкості футеровки конвертера. Глибокий «передув» ванни та випуск із конвертера залізுவуглецевого напівпродукту з підвищеним вмістом кисню, природно, відбивається в гірший бік на результатах навуглюцювання, розкислення та десульфурзації сталі при зливів в ківш і при обробці на установці ківш-під, призводить до збільшення випалу навуглєрожувачів, підвищеної забрудненості сталі неметалевими включеннями та погіршення якості сталі перед розливом на МБЛЗ.

На жаль, повсякденно застосовувані в цеху технології попереднього нагріву металевого брухту в порожнині конвертера і верхньої кисневої продувки ванни не дозволяють забезпечити відчутне підвищення частки металобрухту, що переробляється, виходу рідкого залізுவуглецевого напівпродукту, зниження витрати шлакоутворювачів, навуглєрожувачів і розкислювачів на плавку та збереження належним чином стійкості футеровки агрегату, а також поліпшити якість сталі перед розливом на МБЛЗ.

Як вже відзначалось, на сьогоднішній день в цеху не збереглося обладнання, що використовувалося раніше, для підвищеної переробки брухту в 250-т конвертерах, а саме:

- трубопроводи регульованого підведення 200 - 500 м³/хв. природного газу, 400 - 1000 м³/хв. кисню та 100 м³/хв. азоту до фурми-пальника (рис. 4) для попереднього нагрівання брухту в порожнині конвертера;

- обладнання факельного торкретування футерівки конвертерів у складі торкретмашини наземного типу [17] з обертовою торкрет-фурмою з подачею до неї по роздільним трубопроводам 250 - 400 м³/хв. кисню, а від камерного живильника в потоці 50 - 70 м³/хв. повітря 800 - 1000 кг/хв. торкрет маси (70 % MgO та 30 % коксу);

- трубопроводи підведення додаткового 50-250 м³/хв. кисню та до 200 м³/хв. азоту для продування конвертерної ванни з допалюванням відхідних газів у порожнині агрегату до двоконтурної фурми (рис. 2).

Разом із тим у цеху на конвертері № 2 були встановлені, але так і не запущені на сьогодні в промислову експлуатацію фурма-зонд для

відбору проб металу та заміру температури ванни під час комбінованої продувки киснем зверху через 5-ти соплову фурму (рис. 1, а - в) та нейтральним перемішуючим газом (азот, аргон) через 14 розміщених в днище продувних блоків фірми RHI (рис. 5) з використанням системи VAI Siemens донної продувки.

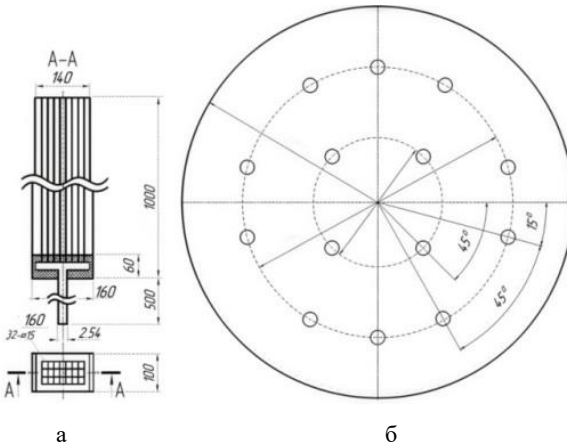


Рисунок 5 –
Загальний вид
донних 32-х
каналних
продувних блоків
фірми RHI (а) і
схема їх
розміщення (б) у
днищі 250-т
конвертера ПрАТ
«КАМЕТСТАЛЬ».

Слід урахувати, що ця найбільш поширена у світовій сталеплавильній практиці технологія комбінованої продувки конвертерної ванни киснем зверху через звичайну багатосоплову фурму і нейтральним газом (азот, аргон) через донні багатоканальні пробки [18,19], сприяючи більш спокійному ходу продувки, поліпшенню перемішування ванни зі зниженням окисленості металу і шлаку, особливо при вмісті вуглецю в кінцевому металевому напівпродукті $\leq 0,05\%$, характеризується наступними недоліками:

- для верхньої продувки ванни 160 і 250–350-т конвертерів з витратою кисню відповідно 500 і від 1050 до 1200 м³/хв. застосовуються кисневі фурми класичної конструкції з литими наконечниками, що містять 5 і 6 сопел Лавалю, розташованими по колу під кутом (α) нахилу до вертикальної осі фурми 17° і 20°. Разом із тим ці наконечники не задовольняють вимогам технології відносно поліпшення теплового балансу конвертерної плавки за допомогою допалювання CO до CO₂, інтенсифікації шлакоутворення і видалення фосфору при підвищеному вмісті вуглецю в металевому розплаві;

- використання у свій час для комбінованої продувки двоярусних кисневих фурм, замість звичайних, супроводжувалося інтенсифікацією допалювання CO відхідних газів, але з одночасним посиленням

локальним зношенням верхньої частини футерівки конвертера;

- вдування через днище конвертера холодних перемішуючих газів (азот, аргон), а також зниження приходу тепла за рахунок зниження окислення заліза і марганцю також негативно відбивається на тепловому балансі конвертерної плавки, що супроводжується зниженням кількості перероблювального брухту у межах від 5 до 10 кг/т сталі;

- інтенсифікується заметалювання технологічного обладнання (стовбура кисневої фурми, горловини конвертера і екранних поверхонь каміна) через більш тривале протікання комбінованої продувки в режимі «згортання» шлаків, особливо при вмісті в останньому більше 6 % оксиду магнію. Видалення металошлакової охолоді з кисневої фурми за допомогою киснево-паливних різаків, горловини конвертера – совком для завантаження брухту, закріпленням на крані, вимушений перехід на продувку з повним допалюванням відхідних газів, з метою видалення охолоді з екранних поверхонь каміна, супроводжуються зниженням продуктивності конвертера і стійкості кисневих фурм, руйнуванням футерівки кінцевої частини агрегату і прискореним виходом горловини і трубчастих водоохолоджуваних елементів газовідвідного тракту з ладу;

- суттєво ускладнюється технологія нанесення шлакового гарнісажу на футерівку конвертера і особливо догляд за днищем з метою запобігання його зношування і забезпечення працездатності відповідно 10 і 14-16 донних фурм (багатоканальних вогнетривких пробок) для подачі азоту і аргону з витратою від 0,2 до 1,7 м³/хв. через одну продувну пробку;

- через прискорене зношування днища, припинення роботи частини донних продувних пробок, у результаті ушкодження при завантаженні брухту або «запечаткування» високомагнєзійним кінцевим шлаком при його роздуванні, кампанія комбінованої продувки закінчується і агрегат переводиться на класичну верхню продувку.

З урахуванням зазначеного вище важливо в повоєнний період підвищити енергоефективність плавки в умовах конвертерного цеха ПрАТ «КАМЕТ-СТАЛЬ» шляхом удосконалення попереднього нагріву металевого брухту в порожнині конвертера та комбінованої продувки конвертерної ванни з частковим допалюванням CO до CO₂ (табл. 4).

Таблиця – 4. Задачі і способи підвищення енергоефективності конвертерної плавки в умовах ПрАТ «КАМЕТ-СТАЛЬ»

Поставлена задача	Способи вирішення задачі
Попередній нагрів металевого брухту у порожнині конвертера	
1. Розробка нових конструкцій паливно-кисневих фурм з підвищеною тепловою потужністю і способів нагріву брухту. Скорочення тривалості і більш рівномірний нагрів брухту без створення рідкої складової із забезпеченням спокійного заливання чавуну в конвертер без викидів металу і шлаку.	Відновлення існуючих раніше в цеху розводок кисню, природного газу ПГ, азоту, пиловугільного палива ПВП до фурми-пальника (рис. 4) і машини факельного торкретування футерівки конвертера. Використання ПВП замість кускового вугілля для нагріву брухту. Застосування замість фурми-пальника нової конструкції багатосоплової паливно-кисневої фурми підвищеної теплової потужності з соплами типу «труба в трубі», яка забезпечена системою підведення до неї кисню, азоту, ПВП і ПГ і може бути використана для нагріву металевого брухту при вертикальному положенню конвертера. Переобладнання торкрет-фурми машини факельного торкретування футерівки конвертера. Застосування нової конструкції обертової паливно-кисневої фурми підвищеної теплової потужності з використанням ПВП і ПГ для більш рівномірного нагріву металевого брухту при горизонтальному положенню конвертера.
2. Підвищення стійкості і забезпечення працездатності нових конструкцій паливно-кисневих фурм з підвищеною тепловою потужністю для нагріву брухту.	Застосування замість зварних цільнолитих мідних головок верхніх паливно-кисневих фурм із стовбуром, обладнаним сучасною системою компенсації температурного подовження зовнішньої труби фурми.

Продовження табл. 4.

Поставлена задача	Способи вирішення задачі
Комбінована продувка конвертерної ванни	
3. Розробка нової конструкції двоконтурної кисневої фурми для продувки конвертерної ванни з допалюванням відхідних газів. Підвищення кількості керуючих дій на хід комбінованої продувки	Відновлення існуючих раніше в цеху трубопроводів підведення додаткового кисню та азоту до двоконтурної фурми (рис. 2). Розробка і застосування нової конструкції стовбура двоконтурної фурми з дворядним литим наконечником, обладнаної сучасною системою зниження механічної напруги в головці з компенсацією температурного подовження зовнішньої труби фурми і системою підведення регульованих потоків основного и додаткового кисню з можливістю заміни останніх на азот.
4. Прискорення процесу шлакоутворення, інтенсифікація видалення фосфору при високому вмісті вуглецю.	Підвищення кількості реакційних зон дії над- і звукових кисневих струменів на поверхню ванни з оптимальним розподілом кисню між металевою, шлаковою і газовою фазами порожнини конвертера і прискореним формуванням спіненої шлако-металевої емульсії, стійкої у потрібний час продувки без виникнення викидів.
5. Поліпшення теплового балансу конвертерної плавки.	Підвищення ефективності допалювання в об'ємі спіненої шлако-металевої емульсії потоку CO, що виходить із основної реакційної зони взаємодії надзвукових кисневих струменів з конвертерною ванною, шляхом формування зустрічно направленої завіси звукових кисневих струменів.
6. Запобігання інтенсивному заметалюванню стовбура фурми і горловини конвертера.	Придушення інтенсивного виносу крапель металу і шлаку в напрямку стовбура фурми і горловини конвертера за рахунок створення над основною реакційною зоною завіси звукових кисневих струменів, а при потребі азотних струменів.
7. Зниження окисленості металу і шлаку з отриманням залізовуглецевого напівпродукту ($[C]=0,03-0,05\%$)	При вмісті вуглецю у металевому розплаві менше 0,12% перехід на «жорстку» кисневу продувку через сопла Лавалю з подачею азота через циліндричні сопла з витратою, що забезпечує запобігання «запечатування» сопел бризками металу і шлаку.
8. Запобігання зносу футеровки конвертера.	Роздувка кінцевого конвертерного шлаку з підвищеним до 8-11% вмістом оксиду магнію надзвуковими і звуковими азотними струменями через двоконтурну фурму

Розроблені і запропоновані до впровадження фурмені пристрої і способи нагріву металобрухту. Для підвищення енергоефективності попереднього нагріву металевго брухту в порожнині конвертера запропоновані до впровадження два способи нагріву брухту, а саме:

- при вертикальному положенні конвертера за допомогою нової конструкції верхньої паливно-кисневої фурми з використання ПГ і ПВП;
- при горизонтальному положенні конвертера за допомогою нової конструкції паливно-кисневої фурми машини факельного торкretування футеровки конвертера з використання ПГ і ПВП.

Для реалізації першого способу нагріву брухту на основі ліквідації вказаних недоліків головки фурми-пальника (рис. 4), також отриманих даних високотемпературного моделювання нагріву брухту пиловугільним факелом [20] розроблена нова конструкція [21]

верхньої 6-ти соплової головки паливно-кисневої фурми (рис. 6), що пристосована для нагріву металевго брухту в порожнині конвертера з використанням як пиловугільного палива, так і природного газу.

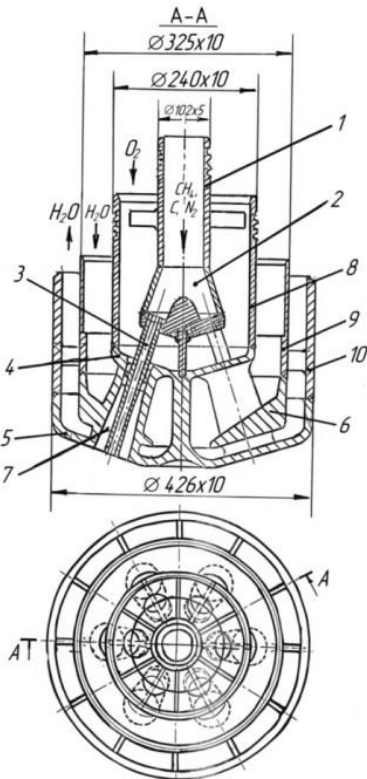


Рисунок 6 – Конструкція 6-ти соплової головки паливно-кисневої фурми для нагріву металевго брухту в 250-т конвертері: 1- паливний патрубок, 2- паливний розподільник, 3- паливне сопло, 4- верхня чаша суцільнолітої мідної головки фурми; 5- нижня чаша головки; 6- розподільник охолоджуючої води; 7- кисневі сопла Лавалю; 8- кисневий патрубок; 9- патрубок підведення води; 10- зовнішній патрубок головки.

Технологічні параметри фурми:

- робочий тиск кисню перед фурмою	- 1,8 МПа;
- робочий тиск природного газу перед фурмою	- 0,8 МПа;
- робочий тиск азоту перед фурмою	- 0,8 МПа;
- максимальні витрати кисню	- 1000 м ³ /хв.;
- максимальні витрати природного газу	- 700 м ³ /хв.;
- максимальні витрати пиловугільного палива (ПВП)	- 600 кг/хв.;
- максимальні витрати азоту на подачу ПВП	- 40 м ³ /хв.;
- кількість сопел типу «циліндричне сопло в соплі Лавалє»	- 6 шт.;
- витрати охолоджуючої води	- 350 м ³ /год.

При витратах на нагрів брухту 600 кг/хв. пиловугільного палива або 350 м³/хв. природного газу, 700 м³/хв. кисню проектна теплова потужність паливно-кисневої головки (рис. 6) складає 230 - 250 МВт.

Водоохолоджувальна цільнолита мідна головка фурми (рис. 6) включає паливний патрубок (Ø 102x5 мм) 1 з паливним розподільником 2, в якому розміщені за допомогою різьбового з'єднання рівномірно по колу під кутом 17° до вертикалі фурми шість паливних сопел 3. Кожне паливне сопло 3 містить центральний циліндричний паливний канал Ø 22 мм, на вхідній частині зовнішньої циліндричної поверхні кожного паливного сопла виконана різьба, вихідна частина має форму шестигранника, центральна зовнішня циліндрична частина виконана із центруючими виступами, які розташовані по колу відповідно з ребрами шестигранника.

Між верхньою 4 і нижньою 5 чашами суцільноливої мідної головки розміщені розподільник 6 охолоджуючої води і рівномірно під тим же кутом до вертикалі шість кисневих сопел Лавалє 7, що мають вхідну звужувальну, центральну циліндричну Ø 46 мм і вихідну розширену частини з фіксацією по центру в них паливних сопел 3.

Багатосоплова паливно-киснева фурма працює наступним чином. Охолоджувальна вода надходить в головку фурми по кільцевому зазору між кисневим патрубком 8 (Ø 240x10 мм) та проміжним патрубком 9 підведення води (Ø 325x10 мм) і проходить до розподільника 6. Потім по відвідних каналах між верхньою чашею і розподільником і між корпусами кисневих сопел вода направляєється до центра нижньої чаші 5. Далі по відвідних каналах між розподільником, нижньою чашею і корпусами кисневих сопел вода відводиться в кільцеві зазори між проміжним 9 (Ø 325x10 мм) та зовнішнім 10 (Ø 426x10 мм) патрубками головки.

Кисень надходить до верхньої чаші 4 головки по кільцевим зазорам між паливним 1 (Ø 102x5 мм) і кисневим 8 (Ø 240x10 мм) патрубками. Потім потік кисню розподіляється між шістьма кисневими соплами

Лавалю 7 і проходить по трьом змінним по довжині зазорам між: поверхнею вхідної звужувальної частини кисневого сопла і циліндричною зовнішньою поверхнею паливного сопла 3; поверхнею центральної циліндричної частини кисневого сопла і зовнішньою циліндричною поверхнею із шістьма центруючими виступами паливного сопла; поверхнею вихідного розширеної частини кисневого сопла і шестигранною боковою поверхнею паливного сопла. В результаті на виході головки фурми формуються шість турбулізованих кільцевих пульсуючих кисневих струменів.

Пиловугільне паливо в струмені азоту або природного газу надходить через паливний патрубок 1 ($\varnothing$ 102x5 мм) в паливний розподільник 2. Далі паливо перерозподіляється між центральними циліндричними паливними каналами паливних сопел 3 з формуванням шістьох паливних струменів на торцевій шестигранній поверхні паливного сопла.

З одночасним надходженням палива і кисню через паливні 3 і кисневі 7 сопла забезпечується на виході із головки фурми поширення паливних струменів в турбулізованій пульсуючій кільцевій кисневій оболонці з формуванням шістьох високотемпературних факелів, що направлені на поверхню металевго брукхту у порожнині конвертера. Використання турбулізованої пульсуючої кільцевої кисневої оболонки навколо паливного струменя, що витікає із паливного сопла 3 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 металевго брукхту, забезпечити розосереджений характер взаємодії високотемпературних факелів з поверхнею металевго брукхту без локального розплавлення останнього перед заливанням чавуну в конвертер, досягти економії чавуну і підвищення продуктивності киснево-конвертерного процесу.

Компенсація лінійного подовження зовнішньої труби ($\varnothing$ 426x10 мм) фурми, яка виникає при попередньому нагріванню металевго брукхту у порожнині конвертера, забезпечується завдяки створенню кільцевих ковзних ущільнень з гумовими кільцями на патрубках паливної ($\varnothing$ 102x5 мм) та кисневої ($\varnothing$ 240x10 мм) труб головки.

В процесі монтажу суцільнолитой головки проводиться тільки один зварний кільцевий шов для з'єднання зовнішнього водяного патрубка ($\varnothing$ 426x10 мм) з трубою відведення охолоджуючої води з фурми. Заміна головки здійснюється шляхом розрізання зовнішнього водяного

патрубка і подальшого вилучення головки шляхом роз'єднання паливного ($\varnothing$ 102x5 мм) і кисневого ($\varnothing$ 240x10 мм) патрубків з гумовими ущільнювальними кільцями відповідно із стаканами, що розміщені на паливній ($\varnothing$ 102x5 мм) і кисневій ($\varnothing$ 240x10 мм) трубах стовбура паливно-кисневої фурми.

У випадку зношення центральних каналів корпусів паливних сопел з 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.

Для реалізації другого способу нагріву брухту пропонується модернізація установки факельного торкретування футеровки 250-т конвертерів ПрАТ «КАМЕТСТАЛЬ» (рис. 7) із застосуванням нової конструкції головки торкрет-фурми для попереднього нагріву металобрухту з використанням пиловугільного палива і природного газу. Технічні характеристики модернізованої установки нагріву:

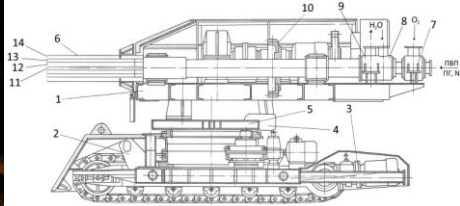
- витрати пиловугільного палива ПВП	- 400 - 450 кг/хв;
- витрати природного газу ПГ	- 400 - 450 м ³ /хв
- витрати кисню	- 800 - 900 м ³ /хв;
- витрати азоту	- 25 - 30 м ³ /хв;
- витрати охолоджуючої води	- 140 - 160 м ³ /год;
- частота обертання фурми	- 2 об/хв.

Як показано на рис. 7 пристрій для нагріву металевго брухту містить наземну пересувну платформу 1 на гусеничному ході 2 з механізмами пересування 3, нахилу 4 і повороту 5 платформи, стовбур 6 паливно-кисневої фурми з колектором 7 для підведення пиловугільного палива ПВП в потоці азоту або природного газу ПГ в кільцевій оболонці кисню, а також азоту для продувки тракту подавання пиловугільного палива, з колекторами 8 для підведення і відведення 9 охолоджуючої води, з механізмом обертання 10, що забезпечує зміну напрямку обертання стовбура паливно-кисневої фурми на протилежний після кожного оберту стовбура 6 фурми на 90⁰ навколо поздовжньої осі, який складається із центральної труби 11

підведення пилувугільного палива в потоці азоту або природного газу 10, концентрично розміщених навколо неї труб подавання кисню 12, підведення 13 і відведення 14 охолоджуючої води, корпус головки паливно-кисневої фурми.



а



б

Рисунок 7 – Торкрет-машина інституту ВНДІмехчормет (м. Дніпро) [17], яка переобладнується в пристрій для нагріву металевого брухту в 250-т конвертерах ПрАТ «КАМЕТСТАЛЬ».

Розроблена нова конструкція головки паливно-кисневої фурми (рис. 8) обладнана 10-ю соплами типу «труба в трубі», розміщеними рівномірно в 5 рядів по довжині 900 мм стовбура фурми, при цьому в кожному ряду в плані вісі сопел типу «труба в трубі» розташовані під визначеним кутом.

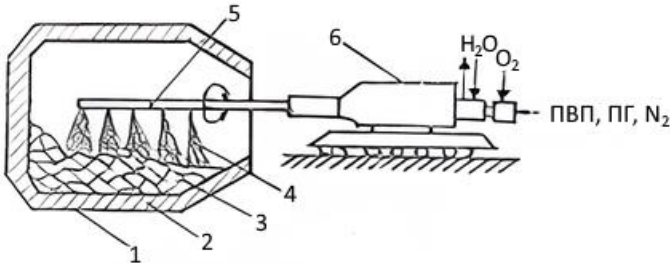


Рисунок 8 - Схема технологічного процесу нагріву брухту в 250-т конвертері ПрАТ «КАМЕТСТАЛЬ»: 1- конвертер, 2- футеровка конвертера, 3- металевий брухт, 4- паливно-кисневі факели, 5- головка паливно-кисневої фурми; 6- пристрій для нагріву брухту.

Нагрів металевого брухту здійснюється наступним чином. До порожнини конвертера 1 з футеровкою 2 і завантаженим брухтом 3 через горловину конвертера вводять за допомогою наземного пристрою 6 обертovu паливно-кисневу фурму 5 з концентрично розташованими в корпусі головки фурми по довжині п'ятьма групами

із двох циліндричних сопел типу «труба в трубі» в кожній, що дозволяє отримати в кожній групі по два високотемпературних факели 4 для нагріву металевого брухту, сформованих з визначеним кутом між осями факелів при одночасній подачі через центральні циліндричні сопла в потоці азоту пиловугільного палива ПВП або природного газу ПГ, а через кільцеві канали між соплами кисню.

Паливно-киснева фурма 5 встановлюється над поверхнею металевого брухту 3 на рівній відстані від футеровки бокових стін конвертера. Спочатку через центральні циліндричні сопла паливно-кисневої фури з визначеною витратою подається природний газ або пиловугільне паливо в потоці азоту, а потім через кільцеві канали між циліндричними соплами подається з підвищеною витратою кисень, щоб сформувати 10 усталених паливно-кисневих факелів необхідної довжини і теплової потужності.

Після цього включають привод обертання паливно-кисневої фури і розпочинають нагрів металевого брухту шляхом переміщення високотемпературних пиловугільних факелів в межах площі поверхні металевого брухту в конвертері при змінній напрямку обертання факелів на протилежний після кожного оберту паливно-кисневої фури на визначений кут навколо поздовжньої осі фури. При цьому завдяки обертанню фури забезпечується розосереджений характер взаємодії високотемпературних факелів з поверхнею металевого брухту, більш рівномірний нагрів без локального розплавлення останнього перед заливанням чавуну в конвертер.

По закінченні операції нагріву металобрухту пиловугільним факелом спочатку припиняють обертання фури, виключають подавання пиловугільного палива, потім кисню і залишають подавання азоту для продувки тракту подавання пиловугільного палива через центральні циліндричні сопла паливно-кисневої фури. По закінченні продувки азотом тракту подавання пиловугільного палива паливно-кисневу фуру виводять із порожнини конвертера.

По закінченні операції нагріву металевого брухту природним газом припиняють обертання фури, виключають подавання природного газу, потім кисню і включають подавання азоту для продувки тракту подавання природного газу через центральні циліндричні сопла паливно-кисневої фури. По закінченні продувки азотом тракту подавання природного газу паливно-кисневу фуру виводять із порожнини конвертера.

Розроблена і запропонована до впровадження конструкція двоконтурної кисневої фури і режим комбінованої продувки вання 250-т конвертера. В даний час, в умовах конвертерного цеху

ПрАТ «КАМЕТСТАЛЬ», коли в ході робочої кампанії конвертера зазнають суттєвих змін параметри початку плавки (температура футеровки і розміри робочого простору агрегату, якість завантаженого металевго брухту, температура і склад чавуну, що заливається), а верхня продувка ванни здійснюється з прийнятою витратою кисню через звичайну 5-ти соплову фурму (рис. 1. а-в), не завжди вдається забезпечити:

- прискорене розчинення присадок вапна і магнезійних шлакоутворюючих матеріалів за відсутності добавок плавикового шпату з формуванням в початковий період продувки рідкорухомого окислювального шлаку з належною основністю і вмістом оксиду магнію для випереджаючого окислення фосфору в порівнянні з вуглецем в розплаві;
- спокійний без викидів і виносів характер продувки конвертерної ванни в режимі «заглиблених» кисневих струменів при розташуванні рівня спіненого шлаку вище зрізу головки фурми протягом переважної частини часу операції;
- більш ефективне допалювання СО до СО₂ в порожнині конвертера для поліпшення теплового балансу плавки з метою переробки підвищеної кількості металевго брухту;
- запобігання інтенсивного заметалювання стовбура кисневої фурми, горловини конвертера і екранної поверхні каміна;
- більш інтенсивне перемішування конвертерної ванни на остаточній стадії продувки, мінімальний вміст кисню в кінцевому залізовуглецевому ($\leq 0,08\%$ С) напівпродукті при оптимальному вмісті оксидів заліза в шлаку.

Виходячи з цього важливо було з урахуванням набутого досвіду [5,1, 18,19] розробити та запропонувати до впровадження в повосенний період освоєння нової технології комбінованої продувки конвертерної ванни зверху різноімпульсними над- і звуковими кисневими і нейтральними газовими (N₂) струменями з частковим допалюванням відхідних газів та подачею через днище нейтральних перемішуючих газів (N₂, Ar), яка дозволить досягти істотного ресурсо- та енергозберігаючого ефекту. З використанням результатів високотемпературного моделювання продувки конвертерної ванни різноімпульсними кисневими і азотними струменями через двоконтурні фурми та методики розрахунків конструктивних параметрів фурм і дуттьових режимів плавки з їх використанням розроблена та запропонована до впровадження замість раніше випробуваної (рис. 2) наступна конструкція головки двоконтурної фурми (рис. 9) з відновленою системою підведення до неї

технологічних газів зверху та через днище конвертера (рис. 10).

Технологічні параметри двоконтурної фурми:

- робочий тиск кисню перед фурмою - 1,8 МПа;
- робочий тиск азоту перед фурмою - 1,2 МПа;
- макс. витрати основного кисню через сопла Лавалю - 900 м³/хв;
- максимальні витрати додаткового кисню через циліндричні сопла - 250 м³/хв;
- максимальні витрати основного азоту через сопла Лавалю - 750 м³/хв;
- максимальні витрати додаткового азоту через циліндричні сопла - 100 м³/хв;
- кількість сопел Лавалю - 5 шт;
- кількість циліндричних сопел - 10 шт;
- витрати води на охолодження фурми - 350 м³/год.

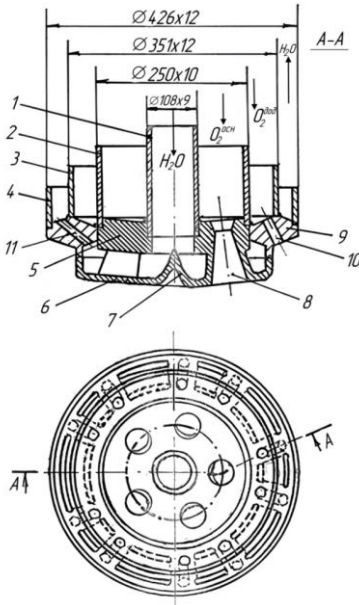


Рисунок 9 - Конструкція суцільнолитой головки двоконтурної фурми: 1- патрубок підведення охолоджуючої води; 2- патрубок підведення основного кисню та азоту до сопел Лавалю; 3- патрубок підведення додаткового кисню та азоту до циліндричних сопел; 4- патрубок відведення охолоджуючої води; 5, 6 - верхня і нижня тарілка суцільнолитой мідної головки; 7- розподільник охолоджуючої води; 8- сопла Лавалю; 9- верхній суцільнолитий мідний сопловий блок; 10- циліндричні сопла; 11- проточки для відведення охолоджуючої води.

У порівнянні з попередньою конструкцією стовбура двоконтурної фурми і зварної 9-ти соплової головки (рис. 2) запропонована нова конструкція двоконтурної фурми має наступні відмінності:

- взамін металешлангових рукавів із захисними трубами стовбур фурми обладнано сучасною надійною системою зниження механічної напруги в головці з компенсацією температурного подовження зовнішньої труби за допомогою встановлення на трубах підведення

води, основного і додаткового кисню муфт, в які входять відповідні патрубки головки у вигляді кільцевого змінного ущільнення з гумовими кільцями. Це дозволяє значно знизити трудовитрати на заміну зношених головок фурм в процесі експлуатації;

- взамін зварної 9-ти соплової головки розроблена суцільнолита мідна 15-ти соплова головка, що містить центральну групу із 5-ти сопел Лавалля ($d_{кр}=40$ мм), розташованих рівномірно по колу під кутом нахилу (α_1) 15 град до вертикалі та периферійну групу із 10-ти циліндричних сопел ($d_{ц}=20$ мм) з кутом нахилу $\alpha_2 = 23$ град. Відсутність зварних швів на торці головки та удосконалена система охолодження останньої при центральному підведенні води дозволяє значно підвищити стійкість кисневого дуттьового пристрою.

- двоконтурна головка фурми (рис. 9) розрахована на витрату основного кисню 800-900 м³/хв.. на продувку ванни через сопла Лавалля надзвукowymi кисневими струменями і додаткового кисню 200 - 250 м³/хв. звуковими кисневими струменями на шлакоутворення і допалювання відхідних газів через циліндричні сопла з можливістю заміщення основного кисню на азот до 750 м³/хв., а додаткового кисню на азот до 100 м³/хв в потрібні періоди операції.

Запропонована технологія дуттьового і шлакового режимів ведення плавов при комбінованій продувці конвертерної ванни киснем зверху через двоконтурну фурму (рис. 9) і нейтральним перемішуючим газом через днище (рис. 5, 10) має наступні особливості. Перша порція вапна (30 - 40 % від загальної кількості) завантажується на попередньо нагрітий металобрухт перед заливкою чавуну. Вугілля в кількості 1 - 2 т присаджується в конвертер після заливання чавуну.

При вході фурми в горловину конвертера витрата основного кисню через 5 сопел Лавалля двоконтурної головки (рис. 9) устатковується 800 - 900 м³/хв., а додаткового кисню через 10 циліндричних сопел – 200 - 250 м³/хв. Після стійкого «запалювання» плавки протягом перших 3 - 4 хв. продувки проводиться плавне опускання фурми з початкової 2,3 - 2,5 м до робочої висоти 1,3 - 1,5 м. Решта вапна присаджується з 2 по 5 хв. продувки.

З початку продувки протягом 7 хв. через 14 донних продувних блоків у конвертерну ванну подається азот з витратою 12 м³/хв., а потім азот замінюється на аргон з витратою 12 м³/хв. до 12 хв. продувки.

Перед початком падіння факелу над горловиною конвертера, що відбувається на 12 хв. продувки при вмісті вуглецю в металі 0,12 - 0,15 %, проводиться підвищення подавання аргону через днище конвертера з витратою до 25 м³/хв. на протязі 2 хв. В той же час відбувається заміщення подаваного через верхню двоконтурну фурму

додаткового кисню на азот з витратою 15 - 20 м³/хв. з метою запобігання переокислення металу і шлаку при глибокій «передувці» ванни. Одночасно підвищується витрата основного кисню через двоконтурну фурму на 100 - 120 м³/хв.

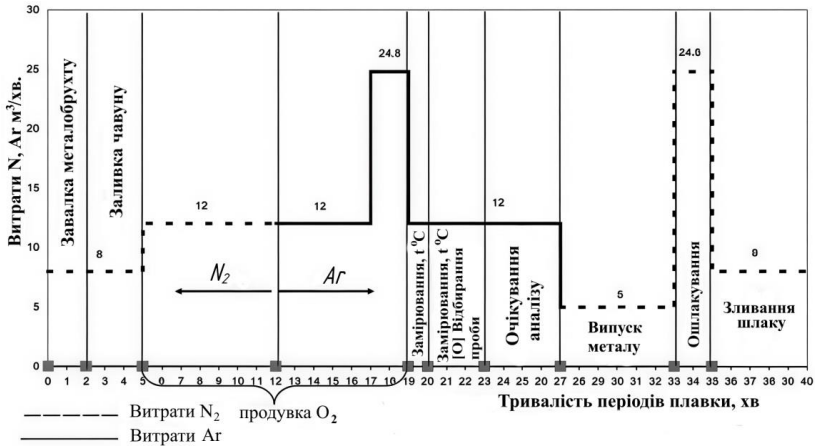


Рисунок 10 – Режим подачі через днище 250-т конвертера ПрАТ «КАМЕТСТАЛЬ» нейтральних перемішувачих газів.

Короткочасна заміна додаткового кисню, що подається через циліндричні сопла двоконтурної фурми, на азот в кінцевий період операції дозволяє реалізувати при виробництві низьковуглецевого напівпродукту (< 0,08 % C) перехід на «жорстке» кисневе дуття, що призводить до зниження окислюваності кінцевого металу і шлаку.

Розроблена конструкція двоконтурної фурми також використовується для нанесення шлакового гарнісажу на периклазовуглецеву футеровку конвертера шляхом роздуву кінцевого шлаку з підвищенням до 8 - 11 % вмістом оксиду магнію надзвучковими і звуковими азотними струменями, які створюються при одночасному подаванні через сопла Лавалю і циліндричні головки (рис. 9) азоту з максимальною витратою до 750 і 100 м³/хв відповідно. При цьому в період роздуву шлаку забезпечується подавання азоту через днище конвертера з витратою 25 м³/хв.

Висновки

Проведений аналіз стану технологій та дуттьових пристроїв для реалізації конвертерної плавки зі збільшеною переробкою металевих брухт при введенні вуглецевмісних теплоносіїв свідчить про те, що вирішення існуючих проблем неможливе без теоретичних та

експериментальних пошуків у нових напрямках з метою створення енергоефективних багатocільових конструкцій паливно-кисневих і кисневих фурм та технологій конвертерної плавки з попереднім нагрівом металевого брухту та продувки конвертерної ванни з допалюванням відхідних газів. Для умов роботи 250-т конвертерів ПрАТ «КАМЕТСТАЛЬ» розроблені та запропоновані на вибір до впровадження в післявоєнний період наступні енергоефективні фурмені пристрої та способи введення конвертерної плавки з підвищеною часткою брухту в металошихті:

- нова конструкція вертикальної паливно-кисневої фурми для нагріву брухту в порожнині конвертера з використанням пилувугільного палива або природного газу, що обладнана головкою з 6-ма кисневими соплами Лавалю з розміщенням в кожному із них циліндричних паливних сопел та технологія нагріву брухту з подаванням ПВП або ПГ в кільцевій кисневій оболонці;

- нова конструкція оберткової паливно-кисневої фурми для нагріву брухту при горизонтальному положенні конвертера, що обладнана головкою з 10-ю циліндричними соплами типу «труба в трубі», розміщеними в 5 рядів по довжині стовбура фурми та технологія нагріву брухту з подаванням ПВП або ПГ в кільцевій кисневій оболонці;

- нова енергоефективна технологія комбінованої продувки конвертерної ванни киснем зверху і нейтральним газом перемішувачим газом (азот, аргон) через днище з використанням нової конструкції двоконтурної фурми, що містить дворядну 15-ти соплову головку (5 сопел Лавалю і 10 циліндричних).

Перелік посилань

1. Шнееров Я.А., Афонин С.З., Лепорский С.В. Снижение расхода чугуна при производстве стали в действующих конвертерных цехах. *Черная металлургия: Бюл. ин-та «Черметинформация»*. 1987. № 21. С. 2-19.
2. Voraberger B., Wimmer G., Salgado U.D., Wimmer E., Pastucha K., Fleischanderl A. Green LD (BOF) Steelmaking – reduced CO₂ emissions via increased scrap rate. *Metals*. 2022. № 12. С. 466-483. <https://doi.org/10.3390/met12030466>
3. Чернятевич А.Г., Носов К.Г., Борисов Ю.Н. Разработка и совершенствование дугового режима плавки при переделе низкомарганцовистого чугуна в 250-т конвертерах. *Черная металлургия: Бюл. ин-та «Черметинформация»*. 1987. № 2. С. 47-49.
4. Чернятевич А.Г., Несвет В.В., Зражевский А.Д., Ситало А.А. Фурмы для 250-т конвертеров. *Сталь*. 1989. №2. С. 32-35.
5. Чернятевич А.Г., Учитель Л.М., Несвет В.В. Этапы разработок и направления совершенствования конструкций кислородных фурм в

конвертерном цехе Дніпровського металургічного комбіната. *Металл и литье Украины*. 1996. № 9-10. С. 42-47.

6. Шнееров Я.А., Носов К.Г., Борисов Ю.Н. Комбинированная продувка металла кислородом в большегрузных конвертерах. *Сталь*. 1986. №1. С. 21-24.

7. Чернятевич А.Г., Носов К.Г., Бродский А.С. Повышение эффективности комбинированной продувки ванны 250-т конвертеров. *Черная металлургия: Бюл. ин-та «Черметинформация»*. 1989. №7. С. 56-58.

8. Лапицкий В.В., Смоктий В.В., Борисов Ю.Н. Использование фурмы-горелки при выплавке стали в конвертере. *Сталь*. 1993. №11. С. 22-25.

9. Чернятевич А.Г., Баптизманский В.И., Носов К.Г. А.с. 1116072 СССР, МКИ С21 С 5/48. Многоопловная фурма для продувки металла № 3575336/22-02, заявл. 07.04.83; опубл. 30.09.84. Бюл. № 36.

10. Чернятевич А.Г., Шиш Ю.И., Коржавин Ю.А. А.с. 931754 СССР, МКИ С21 С 5/28. Способ передела чугуна в конвертере № 2934422/22-02, заявл. 04.06.80; опубл. 30.05.82. Бюл. № 20,

11. Чернятевич А.Г. Опыт разработки кислородных фурм с центральным охлаждением головок. *Бюллетень «Черная металлургия»*. 2017. №10. С. 72-80.

12. Зражевский А.Д., Смоктий В.В., Учитель Л.М. Выплавка стали в конвертерах с пониженным расходом чугуна. *Сталь*. 1989. №2. С. 27-29.

13. Старков П.А., Наливайко А.П., Школьный С.Н. Эффективность использования антрацита в 250-т конвертерах с верхней продувкой. *Бюл. НТИ. Черная металлургия*. 1990. № 2. С. 57-58.

14. Носов К.Г., Смоктий В.В., Махницкий В.А. Конвертерная плавка с предварительным подогревом лома. *Сталь*. 1986. №10. С.9-11.

15. Лапицкий В.В., Смоктий В.В., Махницкий В.А. Освоение технологии выплавки металла для производства рельсов с предварительным нагревом лома. *Бюл. НТИ. Черная металлургия*. 1988. № 10. С. 35-36.

16. Чернятевич А.Г., Учитель Л.М., Гресс А.В. Совершенствование технологии предварительного подогрева лома в конвертере. *Бюл. НТИ. Черная металлургия*. 1990. № 2. С. 58-59.

17. Штепа Е. Д., Ярмаль А. А., Червоненко В. М. Факельное торкретирование футеровки кислородных конвертеров. К.: Техніка, 1984. 143 с.

18. 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.

19. Чернятевич А.Г., Молчанов Л.С., Меркулов А.Е. Разработка многоцелевых конструкций кислородных фурм и способов комбинированной продувки конвертерной ванны фурмы. *Сталь*. 2021. № 9. С. 14-21.

20. Чернятевич А.Г., Похвалітій А.А., Сігарьов Є.М. Використання пилосугільного 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.

21. Чернятевич А.Г., Молчанов Л.С., Сігарьов Є.М., Меркулов О.Є., Башмаков О.М., Вакульчук В.В., Похвалітій А.А., Чубін К.І. Патент на винахід 129644 Україна, МПК C21C 5/48. Багатосопова паливно-киснева фурма для попереднього нагрівання металевго брухту в конвертері № 2023 05906; Заявл. 07.12.2023; Опубл. 18.06.2025; Бюл. №25.

References

1. Shneerov, Ya. A., Afonin, S. Z., & Leporskii, S. V. (1987) Snizhenie rashoda chuguna pri proizvodstve stali v deistvuushchih konvertornyh tsekh. [Reducing pig iron consumption in steel production in existing converter shops]. *Ferrous Metallurgy: Bulletin of the Chermetinformatiya Institute*, 21, 2-19.
2. Voraberger, B., Wimmer, G., Salgado, U. D., Wimmer, E., Pastucha, K., & Fleischanderl, A. (2022) Green LD (BOF) steelmaking – reduced CO₂ emissions via increased scrap rate. *Metals*, 12, 466-483. <https://doi.org/10.3390/met12030466>
3. Cherniatevych, A. H., Noskov, K. H., & Borisov, Yu. N. (1987) Razrabotka i sovershenstvovanie dutevogo rezhyma plavki pri peredele nizkomargantsovistogo chuguna v 250-t kovverterah. [Development and improvement of the blowing mode during the processing of low-manganese cast iron in 250-ton converters]. *Ferrous Metallurgy: Bulletin of the Institute of Ferrous Metallurgy*, 2, 47-49. [in Russian]
4. Cerniatevych, A. H., Nesvet, V. V., Zhrazhevskii, A. D., & Sitalo, A. A. (1989) Furmy dlia 250-t konverterov [Lances for 250-ton converters]. *Steel*, 2, 32-35.
5. Cherniatevych, A. H., Uchitel, L. M., & Nesvet, V. V. (1996) Etapy razrabotok i napravleniia sovershenstvovaniia konstruktssii kislorodnyh furn v konvertornom tsehe Dneprovskogo metallurgicheskogo kombinata. [Development stages and areas of improvement for oxygen lances in the converter shop of the Dneprovsky Metallurgical Plant]. *Metal and Casting of Ukraine*, 9-10, 42-47.
6. Shneerov, Ya. A., Noskov, K. H., & Borisov, Yu. N. (1986) Kombinirovannaiia produvka metalla kislorodom v bolshegruznyh konverterah. [Combined oxygen blowing of metal in heavy-duty converters]. *Steel*, 1, 21-24.
7. Cherniatevych, A. H., Noskov, K. H., & Brodskii, A. S. (1989) Povyshenie effektivnosti kombinirovannoi produvki vannы 250-t konverterov. [Improving the efficiency of combined bath blowing for 250-ton converters]. *Ferrous Metallurgy: Bulletin of the Institute of Ferrous Metallurgy*, 7, 56-58.
8. Lapitskii, V. V., Smoktii, V. V., & Borisov, Yu. N. (1993) Ispolzovanie furny-gorelki pri vyplavke stali v konvertere [Using a lance-burner in steelmaking in a converter]. *Steel*, 11, 22-25.
9. Cherniatevych, A. H., Baptizmankii, V. I., & Nosov K. H. (1983) USSR patent 1116072.
10. Cherniatevych, A. H., Shish, Yu. I., & Korzhavin, Yu. A. (1982) USSR patent 931754
11. Chtrniatevych, A. H. (2017) Opyt razrabotki kislorodnyh furn s tsentralnym ohlazhdeniem golovok. [Experience in the development of oxygen lances with centrally cooled heads]. *Bulletin Ferrous Metallurgy*, 10, 72-80.
12. Zrazhevskii, A. D., Smoktii, V. V., & Uchitel, L. M. (1989) Vyplavka stali

v konverterah s ponizennym rashodom chuguna. [Steelmaking in converters with reduced iron consumption]. *Steel*, 2, 27-29.

13. Starkov, P. A., Nalyvaiko, A. P., & Shkolnyi, S. N. (1990) Effektivnost ispolzovania antratsita v 250-t konverterah s verhnei produvkoi [Efficiency of anthracite coal use in 250-ton converters with top blowing]. *NTI Bulletin. Ferrous Metallurgy*, 2, 57-58.

14. Noskov, K. H., Smoktii, V. V., & Mahnitskii, V. A. (1986) Konverternaia plavka s predvaritel'nyim podogrevom loma. [Converter melting with preheated scrap. *Steel*, 10, 9-11.

15. Lapitskii, V. V., Smoktii, V. V., & Mahnitskii, V. A. (1988) Osvoenie tehnologii vyplavki metalla dlia proizvodstva relsov s predvaritel'nyim nagrevom loma. [Mastering the technology of metal smelting for rail production using scrap preheating]. *NTI Bulletin. Ferrous Metallurgy*, 10, 35-36.

16. Cherniatevych, A. H., Uchitel, L. M., & Hres, A. V. (1990) Sovershenstvovanie tehnologii predvaritelnogo podogreva loma v konvertere. [Improving the technology of scrap preheating in a converter]. *NTI Bulletin. Ferrous Metallurgy*, 2, 58-59.

17. Shtepa, Ye. D., Yarmal, A. A., & Chervonenko, V. M. (1984) *Fakelnoe torkretirovanie futerovki kislorodnykh konverterov*. [Torch gunning of linings of oxygen converters]. Kyiv: Tekhnika.

18. Cherniatevych, A. H. (2014) Napravlenia sovershenstvovaniia kombinirovannoi produvki konverternoi vannы kislorodom i neitral'nyim gazom [Directions for improving combined oxygen and neutral gas blowing of the converter bath]. *Fundamental and Applied Problems of Ferrous Metallurgy*, 28, 147–160.

19. Cherniatevych, A. H., Molchanov, L. C., & Merkulov, A. Ye. (2021) Razrabotka mnogotsel'nykh konstruksii kislorodnykh furn I sposobov kombinirovannoi produvki konverternoi vannы. [Development of multi-purpose oxygen lances and combined converter bath blowing methods]. *Steel*, 9, 14-21.

20. Cherniatevych, A. H., Pohvalityi, A. A., & Sigarev, Ye. N. (2024) Vykorystannia pulovugil'nogo palyva dlia poperedniogo pidigrivu metallobruhtu. [Vikoristaniya powder-coal fuel for the forward heating of metal scrap]. *Collection of scientific works of the Dnipro State Technical University (thematic issue "To the 95th birthday of the Department of Metallurgy of Professor V.I. Loginov of the Dnipro State Technical University")*. Kamyanske: DDTU, 123-131.

21. Cherniatevych, A. H., Molchanov, L. S., Sigarev, Ye. N., Merkulov, O. Ye., Bashmakov, O. M., Vakulchuk, V. V., Pohvalityi, A. A., & Chubin, K. I. (2023) Ukrainian patent 129644

A. H. Cherniatevych¹, D. Sc. (Tech.), Professor, ORCID 0000-0002-4552-4997

L. S. Molchanov^{1,*}, Ph D, ORCID 0000-0001-6139-5956

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

* Corresponding author: metall729321@gmail.com

DIRECTIONS FOR IMPROVING THE ENERGY EFFICIENCY OF CONVERTER SMELTING IN THE CONDITIONS OF PJSC "KAMET-STEEL"

Abstract. Reasoned forecasts indicate that in the next 20-30 years, blast furnace and oxygen converter production will remain the dominant link in steel production along the "blast furnace - oxygen converter" technological route due to economic profitability with a thermal efficiency of up to 90% and more. The most relevant direction for improving the steelmaking process in oxygen converters, in the conditions of the most widespread technology in world practice with combined blowing of the bath with top oxygen supply through a conventional multi-nozzle lance and neutral mixing gas (nitrogen, argon) through the bottom, is to increase the share of recycled scrap above 25%. The aim of the work is to develop and propose for implementation in the post-war period in the converter shop of PrJSC "KAMET-STEEL" on 250-ton converters of new designs of fuel-oxygen lances and energy-efficient methods for preheating metal scrap in the converter cavity, a multi-purpose dual-circuit oxygen lance, which provides the functions of energy-efficient combined blowing of the converter bath with postcombustion 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 increased scrap metal consumption, as well as applying slag garniture to the converter lining in order to extend the converter's operating campaign. The following new energy-efficient lance devices and methods of conducting converter melting with an increased proportion of scrap in the metal charge have been developed and proposed for implementation in the post-war period: a 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 6 Laval oxygen nozzles with cylindrical fuel nozzles in each of them and scrap heating technology with the supply of PCF or NG in an annular oxygen shell; a design of a rotating fuel-oxygen lance for heating scrap in a horizontal position of the converter, equipped with a head with 10 cylindrical nozzles of the "pipe in pipe" type, placed in 5 rows along the length of the lance barrel 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 oxygen from above and neutral mixing gas (nitrogen, argon) through the bottom using a new design of a dual-circuit lance containing a double-row 15-nozzle head (5 Laval nozzles and 10 cylindrical nozzles).

Keywords: oxygen converter, fuel-oxygen lance, scrap metal heating, dual-circuit oxygen lance, combined blowing of the converter bath, postcombustion of exhaust gases, energy efficiency of smelting.

For citation: Cherniatevych, A. H., & Molchanov, L. S. Directions for increasing the energy efficiency of converter smelting in the conditions of PrJSC "KAMET-STEEL". *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 39, 89-134. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2025-39-06>

Рукопис надійшов до редакції / Received 12.07.2025

Рекомендовано до друку / Accepted 21.10.2025

УДК 621.771.014:519.6

В. Г. Раздобреєв¹, к.т.н., с.н.с., ORCID 0000-0001-7402-7992

М. В. Куваєв², к.т.н., н.с., ORCID 0000-0002-8560-5433

¹Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України

²Інститут транспортних систем і технологій НАН України

* Автор для листування: v_razdobreev@ukr.net

РОЗРАХУНОК КОЕФІЦІЄНТУ ТЕПЛОВІДДАЧІ ПРИ МОДЕЛЮВАННІ ПРОЦЕСУ ПРИМУСОВОГО ОХОЛОДЖЕННЯ СОРТОВОГО ПРОКАТУ В ПОТОЦІ ВОДИ

Анотація. В сучасних умовах світової жорсткої конкуренції між виробниками готового металопрокату все більшої уваги приділяється питанням економії енергії та матеріалів для його виробництва, підвищення якості кінцевого продукту. Одним з найбільш ефективних шляхів покращення якості масових видів прокату з вуглецевих та економнолегованих сталей, що істотно підвищують механічні властивості та експлуатаційні характеристики виробів з нього та забезпечують значну економію металу у різних галузях споживання, є термічна обробка та її різновиди, наприклад, термомеханічна обробка. Завдяки високій техніко-економічній ефективності використання термомеханічного зміцнення прокату з використанням тепла прокатного нагріву та одержуваної при цьому суттєвої економії енергетичних ресурсів поряд з підвищенням комплексу службових властивостей сталі порівняно з класичною термічною обробкою з окремого нагріву. Тому сучасні нові і реконструйовані прокатні стани обладнають охолоджувальними пристроями для проведення термомеханічної обробки прокату в потоці прокатних станів. Охолоджувальним середовищем є технічна вода. Найбільш економічним і достатньо ефективним засобом дослідження процесу примусового охолодження сортового прокату є математичне моделювання такого процесу. Разом з цим математичний опис взаємодії між гарячим прокатом, який має температуру вище ніж $+1000^{\circ}\text{C}$ та водою, яка має температуру не вище $+40^{\circ}\text{C}$ і входять до складу математичної моделі процесу примусового охолодження сортового прокату має складний характер. Теплообмін між гарячим прокатом і охолоджувачем на границі цих речовин фізично характеризується коефіцієнтом тепловіддачі α . Метою досліджень є уточнення розрахунку коефіцієнту тепловіддачі при математичному моделюванні процесу примусового охолодження прокату. Встановлено, що зростання коефіцієнта тепловіддачі відбувається зі збільшенням температури охолоджувальної води

© В.Г. Раздобреєв, М.В. Куваєв, 2025



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

та зміщенням температури прокату, при якій спостерігається максимум коефіцієнта тепловіддачі – перехід від бульбашкового до плівкового кипіння, в область нижчих температур поверхні прокату. Це, в свою чергу, дає можливість додатково використовувати знання про величину температури води на вході і виході з охолоджувального пристрою для налаштування і контролю процесу примусового охолодження прокату в лінії сортового стану.

Ключові слова: коефіцієнт тепловіддачі, примусове охолодження сортового прокату, математичне моделювання, режим кипіння води, плівкове кипіння, бульбашкове кипіння.

Посилання для цитування: Раздобреєв В. Г., Куваєв М. В. Розрахунок коефіцієнту тепловіддачі при моделюванні процесу примусового охолодження сортового прокату в потоці води. *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії*. 2025. Вип. 39. С. 135-147. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2025-39-07>

Вступ. В сучасних умовах світової жорсткої конкуренції між виробниками готового металопродукту все більшої уваги приділяється питанням економії енергії та матеріалів для його виробництва, підвищення якості кінцевого продукту. Одним з найбільш ефективних шляхів покращення якості масових видів прокату з вуглецевих та економнолегованих сталей, що істотно підвищують механічні властивості та експлуатаційні характеристики виробів з нього та забезпечують значну економію металу у різних галузях споживання, є термічна обробка та її різновиди, наприклад, термомеханічна обробка в потоці прокатних станів [1-4]. Завдяки високій техніко-економічній ефективності використання термомеханічного зміцнення прокату з використанням тепла прокатного нагріву та одержуваної при цьому суттєвої економії енергетичних ресурсів поряд з підвищенням комплексу службових властивостей сталі порівняно з класичною термічною обробкою з окремого нагріву. Тому сучасні нові і реконструйовані прокатні стани обладнають охолоджувальними пристроями для проведення термомеханічної обробки прокату в потоці прокатних станів. Охолоджувальним середовищем є технічна вода. Відомо, що основним засобом впливу на структуру і властивості масових видів прокату з вуглецевих й низьколегованих сталей при термічній обробці є зміна температурно-кінетичних умов перетворення аустеніту. В залежності від умов охолодження від температури кінця прокатки у виробі може формуватися як однорідна за перерізом, так і гетерофазна структура. В останньому випадку вона може змінюватися від мартенситної на поверхні до ферито-перлитної у центральних зонах прокату, а агрегатна міцність виробу буде пропорційна об'ємної частки структурних складових й їх міцності.

Знаючи температурні інтервали утворення і властивості різних структурних складових та визначення (задаючи за допомогою регулювання інтенсивності і часу охолодження) їх кількості, можна прогнозувати властивості прокату, який піддавали тому чи іншому виду термічної обробки. Найбільш економічним і достатньо ефективним засобом дослідження процесу примусового охолодження сортового прокату є математичне моделювання цього процесу. Разом з цим математичний опис взаємодії між гарячим прокатом і водою, які мають температури на вході в установку примусового охолодження вище ніж $+1000^{\circ}\text{C}$ та не вище $+40^{\circ}\text{C}$ відповідно і суттєво змінюються в процесі охолодження, має складний і фрагментарний характер. Теплообмін між гарячим прокатом і охолоджувачем на границі цих речовин фізично характеризується коефіцієнтом тепловіддачі α , залежності для розрахунку якого є багато параметричними і залежать від режиму теплообміну.

Метою роботи є уточнення розрахунку коефіцієнту тепловіддачі при математичному моделюванні процесу примусового охолодження прокату.

Сучасний стан розробки. В даний час високопродуктивні сортопрокатні стани обладнані секціями примусового прискореного охолодження, де гарячий прокат охолоджується проточною водою. Наявність такого технологічного обладнання дозволяє керувати температурним режимом прокатки та властивостями готового прокату за рахунок спрямованого впливу на процеси структуроутворення в ньому безпосередньо на виході з прокатного стану.

Розрахунок температури прокату при використанні примусового охолодження проточною водою є складним завданням через нерівномірність температури як по перерізу прокату, так і між перерізами по його довжині. Так само змінюється температура і тиск охолоджувача – води, по довжині встановленого обладнання для примусового охолодження. Для найбільш точного попереднього відпрацювання технологічного режиму примусового охолодження сортового прокату використовують спеціалізовані моделі даної технологічної операції.

Температура прокату на виході з останньої робочої кліті сортопрокатного стану зазвичай становить $1000-1100^{\circ}\text{C}$, а безпосередньо після охолодження водою в установці примусового охолодження температура поверхні прокату може знижуватися до $200-300^{\circ}\text{C}$. У такому діапазоні температур теплопровідність сталі може змінюватись у 2-2,5 рази [5].

Дана проблема при моделюванні вирішується з використанням чисельних методів, наприклад, методу кінцевих різниць або методу

кінцевих елементів для розв'язання задачі теплообміну в мономатеріальних середовищах, у нашому випадку – у сталевому прокаті та у воді, а от теплообмін між цими середовищами характеризується коефіцієнтом тепловіддачі на границі прокат-вода, який залежить від поєднання багатьох факторів і може в процесі охолодження прокату змінюватися на порядок (див., наприклад, [6, 7]). Тому точність та адекватність моделі примусового охолодження сортового прокату істотно залежить від адекватності розрахунку коефіцієнта тепловіддачі α , який визначає весь процес охолодження прокату.

Результати досліджень. Розрізняють три основні режими теплообміну води з твердим тілом: вільна конвекція, бульбашкове кипіння та плівкове кипіння [8]. Вільна конвекція відбувається за температури поверхні твердого тіла, у нашому випадку – металу, яка не перевищує температуру кипіння води. У цьому режимі теплообміну коефіцієнт теплопередачі практично не залежить від температури поверхні твердого тіла. В інтервалі температур на поверхні металу вище за температуру кипіння води до температури близько 500 °C відбувається бульбашкове кипіння. Для цього режиму кипіння характерно збільшення величини коефіцієнту тепловіддачі зі зростанням значень температури. При температурі поверхні металу вище 500 °C відбувається плівкове кипіння – між його поверхнею і водою утворюється стійка плівка водяної пари, товщина якої зростає зі збільшенням температури. Наслідком цього є те, що за плівкового кипіння з підвищенням температури поверхні металу значення коефіцієнту тепловіддачі зменшується.

Точки переходу від одного механізму теплообміну на границі прокат-вода відомі та є функцією надлишкового тиску води. Так температура кипіння води – $t_{\text{кв}}$, може бути розрахована для поточного надлишкового тиску води – p_e , за довідковими даними наведеними, наприклад, у [8].

Температура прокату, що відповідає границі переходу режиму бульбашкового кипіння води на його поверхні до плівкового при нульовому надлишковому тиску – $t_{\text{кпв}}$, можна розрахувати за формулою [9]:

$$t_{\text{кпв}} = 560 - 3,9 \cdot t_e, \quad (1)$$

де t_e – температура охолоджувальної води.

Температуру поверхні прокату, що відповідає границі переходу режиму бульбашкового кипіння води на його поверхні до плівкового при ненульовому надлишковому тиску визначимо з виразу,

отриманого апроксимацією графіка залежності критичного теплового навантаження від тиску, при якій відбувається перехід від бульбашкового кипіння до плівкового (див. с.18 в [8]).

$$t_{\text{кнв}}(p_{\text{с}}) = \begin{cases} (1 + 0,5 \cdot p_{\text{с}}) \cdot t_{\text{кнв}}(p_{\text{с}} = 0) \text{ при } 0 \leq p_{\text{с}} \leq 2 \text{ МПа} \\ (2 + 0,2 \cdot (p_{\text{с}} - 2)) \cdot t_{\text{кнв}}(p_{\text{с}} = 0) \text{ при } 2 \leq p_{\text{с}} \leq 4 \text{ МПа} \end{cases} \quad (2)$$

Коефіцієнт тепловіддачі на границі прокат-вода при конвекційному теплообміні – $\alpha_{\text{к}}$, може бути розрахований за залежністю, наведеною в [8], для розрахунку коефіцієнта тепловіддачі при $Re > 5 \cdot 10^2$. Зокрема, в області $0,6 \leq Pr \leq 100$ та $7 \cdot 10^2 \leq Re \leq 2 \cdot 10^6$ задовільні результати дає формула Дейтуса-Бойтера:

$$Nu = 0,023 \cdot Pr^{0,4} \cdot Re^{0,8}, \quad (3)$$

де Nu – критерій Нуссельта; Pr – критерій Прандтля; Re – критерій Рейнольдса.

Критерій Нуссельта Nu являє собою безрозмірний коефіцієнт тепловіддачі та характеризує зв'язок між інтенсивністю тепловіддачі та температурним полем у приграничному шарі потоку:

$$Nu = \frac{\alpha_{\text{к}} \cdot d_{\text{п}}}{\lambda_{\text{в}}}, \quad (4)$$

де $\alpha_{\text{к}}$ – коефіцієнт тепловіддачі; $d_{\text{п}}$ – діаметр прокату; $\lambda_{\text{в}}$ – коефіцієнт теплопровідності води (залежить від температури – див. [8]).

Критерій Прандтля Pr є критерієм подібності температурного та швидкісних полів у потоках:

$$Pr = \frac{\nu_{\text{в}}}{a_{\text{в}}}, \quad (5)$$

де $\nu_{\text{в}}$ – коефіцієнт кінематичної в'язкості води; $a_{\text{в}}$ – коефіцієнт температуропровідності води:

$$a_{\text{в}} = \frac{\lambda_{\text{в}}}{c_{\text{в}} \cdot \rho_{\text{в}}}, \quad (6)$$

де $c_{\text{в}}$ – теплоємність води; $\rho_{\text{в}}$ – густина води.

Критерій Рейнольдса Re є критерієм режиму течії води і розраховується за тією самою формулою, як і класичному кільцевому зазорі з гідравлічним діаметром $D_{\text{с}}$:

$$D_{\text{с}} = D_{\text{к}} - d_{\text{н}}, \quad (7)$$

де D_k – діаметр камери охолодження; d_n – діаметр прокату, що охолоджується.

Для випадку коаксіального руху прокату в [7] розрізняють абсолютне – Re_{abc} і відносне Re_{eid} числа Рейнольдса:

$$Re_{abc} = \frac{D_c \cdot V_g}{\nu_g} = \frac{(D_k - d_n) \cdot V_g}{\nu_g} \quad (8)$$

$$Re_{eid} = \frac{d_n \cdot |V_g - V_n|}{\nu_g} \quad (9)$$

У формулі Дейтуса-Бойтера використовують відносне число Рейнольдса.

Таким чином, для конвекційного теплообміну маємо наступну залежність для визначення коефіцієнта тепловіддачі:

$$\alpha_k = 0,023 \cdot Pr^{0,4} \cdot Re_{eid}^{0,8} \cdot \frac{\lambda_g}{d_n} \quad (10)$$

Значення коефіцієнта тепловіддачі при конвенції обмежено знизу значенням тепловіддачі за вільної конвекції. Відповідно до [10] коефіцієнт при вільній конвекції лежить в інтервалі 300 – 3000 $Bm/(m^2 \cdot ^\circ K)$. У нашому випадку в якості нижнього обмеження коефіцієнта, розрахованого по (10), доцільно прийняти 3000 $Bm/(m^2 \cdot ^\circ K)$.

Коефіцієнт тепловіддачі для випадку плівкового кипіння на границі прокат-вода – $\alpha_{пл}$ в [9] запропонована залежність:

$$\alpha_{пл} = \frac{k_m \cdot \left(\frac{D_k}{d_n}\right)^{1,5} \cdot \lambda_g \cdot Re_{abc}^{0,333}}{D_k - d_n} \cdot \frac{t_{кв} - t_g}{t_n - t_g} \quad (11)$$

де t_n – температура поверхні прокату; k_m – масштабний коефіцієнт.

Слід враховувати, що у разі плівкового кипіння води поверхня прокату не є поверхнею, що змочується, тобто $D_c = D_k$ і тому абсолютне число Рейнольдса Re_{abc} слід розраховувати за такою формулою:

$$Re_{abc} = \frac{D_c \cdot V_g}{\nu_g} = \frac{D_k \cdot V_g}{\nu_g} \quad (12)$$

Режим бульбашкового кипіння слід розглядати як проміжний режим між конвекційним кипінням і плівковим кипінням, тобто нижньою температурною границею є температура кипіння води – $t_{кв}$,

а верхньою границею – $t_{кнв}$, при якій відбувається перехід від бульбашкового кипіння до плівкового. Зрозуміло, що $t_{кв}$, $t_{кнв}$ перераховується для поточного тиску води за методикою, наведеною в цій статті. Таким чином, для коефіцієнта тепловіддачі при бульбашковому кипінні – $\alpha_{пз}$ справедливі дві рівності:

$$\alpha_{пз}(t_{кв}) = \alpha_{к}(t_{кв}) \quad (13)$$

$$\alpha_{пз}(t_{кнв}) = \alpha_{пл}(t_{кнв}) \quad (14)$$

Шукатимемо параметри апроксимуючої залежності $\alpha_{пз} = f(t_n)$ у вигляді, запропонованому в [9]:

$$\alpha_{пз}(t_n) = (\alpha_{пл}(t_n) - c_1) \cdot \exp \left\{ -c_2 \cdot \left(\frac{t_n - t_{кнв}}{t_{кнв}} \right)^2 \right\} + c_1 \quad (15)$$

При $t_n = t_{кнв}$ маємо:

$$\alpha_{пз}(t_{кнв}) = (\alpha_{пл}(t_{кнв}) - c_1) \cdot \exp \left\{ -c_2 \cdot \left(\frac{t_{кнв} - t_{кнв}}{t_{кнв}} \right)^2 \right\} + c_1, \quad (16)$$

а при $\alpha_{пз}(t_{кв}) = \alpha_{к}(t_{кв})$:

$$\alpha_{к}(t_{кв}) = (\alpha_{пл}(t_{кв}) - c_1) \cdot \exp \left\{ -c_2 \cdot \left(\frac{t_{кв} - t_{кнв}}{t_{кнв}} \right)^2 \right\} + c_1 \quad (17)$$

З виразу (16) очевидно, що при будь-яких значеннях c_1 і c_2 маємо $\alpha_{пз}(t_{кпв}) = \alpha_{пл}(t_{кпв})$, тобто функції $\alpha_{пз}(t_{п})$ і $\alpha_{пл}(t_{п})$ сполучаються в точці $t_{п} = t_{кпв}$.

Розглянемо тепер рівняння (17) у точці $t_{п} = t_{кв}$.

В роботі [9] пропонується прийняти $c_1 = \alpha_{пл}(t_{п} = 1300)$ так як за експериментальними даними при даній температурі коефіцієнт тепловіддачі близький до $\alpha_{кв}(t_{кв})$. Виходячи з цього можна визначити масштабний коефіцієнт (11):

$$k_M = \frac{0,023 \cdot Pr^{0,4} \cdot Re_{отн}^{0,8} \cdot \frac{\lambda_B}{d_{пл}} (D_K - d_{пл})}{k_M \cdot \left(\frac{D_K}{d_{пл}} \right)^{1,5} \cdot \lambda_B \cdot Re_{абс}^{0,333}} \cdot \frac{1300 - t_B}{t_{кв} - t_B}. \quad (18)$$

Похибка апроксимації δ максимальна при $t_{п} = t_{кв}$. Вона – $\delta_{кв}$, може бути розрахована за формулою:

$$\begin{aligned} \delta_{кв} &= \frac{(\alpha_{пл}(t_{кв}) - \alpha_{пл}(t_{п} = 1300))}{\alpha_{пл}(t_{п} = 1300)} \cdot \exp \left\{ -c_2 \cdot \left(\frac{t_{кв} - t_{кпв}}{t_{кпв}} \right)^2 \right\} = \\ &= \left(\frac{\alpha_{пл}(t_{кв})}{\alpha_{пл}(t_{п} = 1300)} - 1 \right) \cdot \exp \left\{ -c_2 \cdot \left(\frac{t_{кв} - t_{кпв}}{t_{кпв}} \right)^2 \right\} \end{aligned} \quad (19)$$

Після підстановки та перетворення отримуємо:

$$\delta_{\text{KB}} = \left(\frac{1300 - t_{\text{B}}}{t_{\text{KB}} - t_{\text{B}}} - 1 \right) \cdot \exp \left\{ -c_2 \cdot \left(\frac{t_{\text{KB}} - t_{\text{КПВ}}}{t_{\text{КПВ}}} \right)^2 \right\} \quad (20)$$

Очевидна залежність похибки як від поточної температури води, температур початку її бульбашкового та плівкового кипіння, так і від вибору коефіцієнта c_2 апроксимуючої залежності (15). Проведені розрахунки показали, що найбільша похибка має місце при надмірному нульовому тиску води і збільшується зі зростанням температури води. Беручи за максимально допустиму похибку 10 %, при розрахунку режимів з переходом від конвекційного теплообміну до бульбашкового кипіння при температурі води, що охолоджує, до 45 °C достатньо прийняти $c_2=10$, а при температурі до 70 °C – $c_2=15$, до 80 °C – $c_2=20$, до 90 °C – $c_2=30$.

На рис.1 наведені результати моделювання коефіцієнта тепловіддачі на границі прокат-вода круглого профілю діаметром 25 мм, що рухається коаксіально зі швидкістю 13 м/с в прямоточній циліндричній камері охолодження з внутрішнім діаметром 70 мм, і омивається потоком води, що рухається через камеру зі швидкістю 20 м/с при нульовому надлишковому тиску.

Отримані результати добре узгоджуються з довідковими даними. Так запит на сайті ChatGPT видає наступні порядки значень для круглого прокату, що рухається коаксіально в трубі: при конвекційному теплообміні $\alpha \sim 1 \cdot 10^3 - 2 \cdot 10^4$ Вт/(м²·K), при бульбашковому (ядерному) кипінні на поверхні прокату коефіцієнт тепловіддачі має порядок $\alpha \sim 1 \cdot 10^4 - 1 \cdot 10^5$ Вт/(м²·K), а при розвиненому плівковому кипінні знову зменшується до $\alpha \sim 2 \cdot 10^3 - 2 \cdot 10^4$ Вт/(м²·K).

Як видно з даних рис. 1 спостерігається зростання коефіцієнта тепловіддачі зі збільшенням температури охолоджувальної води та зміщення температури прокату, при якій спостерігається максимум значень коефіцієнта тепловіддачі – перехід від бульбашкового до плівкового кипіння, область нижчих температур прокату. З цього можна зробити висновок, що температура охолоджуючої води на вході та виході камери охолодження можна використовувати для налаштування та контролю режиму охолодження як індикативний параметр.

Іншим контрольованим параметром під час налаштування режиму охолодження є тиск води на вході в камеру охолодження. На рис.2 наведені результати моделювання залежності коефіцієнта тепловіддачі від тиску води та температури поверхні прокату у

перетині прокату, що моделюється, при тих же вихідних даних, наведених вище, і температурі води, що охолоджує 70°C.

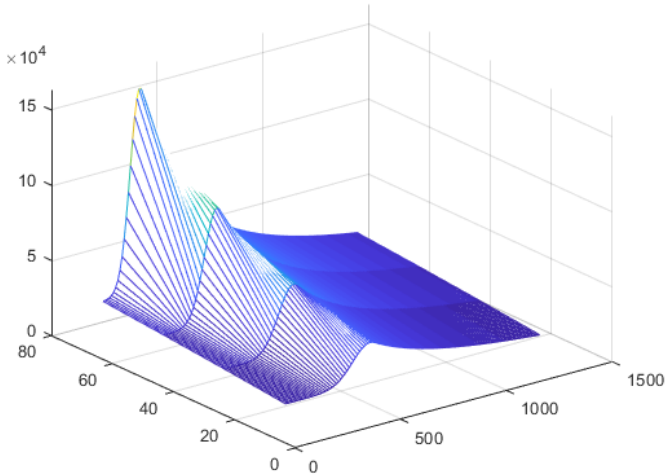


Рисунок 1 – Залежність коефіцієнту тепловіддачі прокат-вода (Вт/м²·К) від температури поверхні прокату (°C) і температури води (°C).

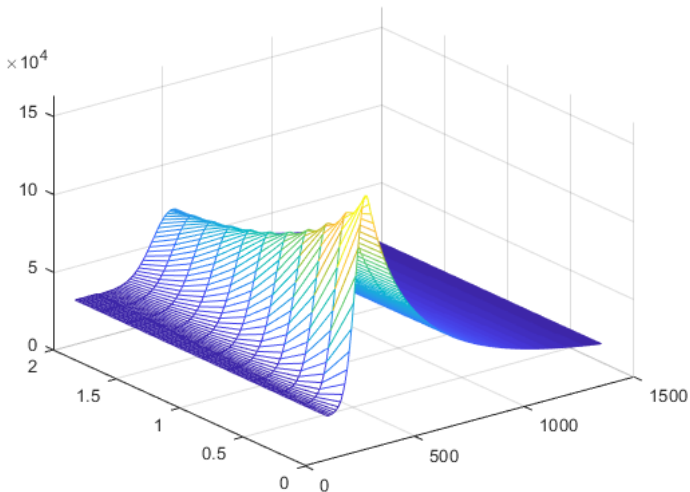


Рисунок 2 – Залежність коефіцієнту тепловіддачі прокат-вода (Вт/м²·К) від температури поверхні прокату (°C) і тиску води (МПа).

У цілому можна відмітити, що при підвищенні величини тиску води спостерігається тенденція зменшення, приблизно в півтора рази, максимального значення коефіцієнта тепловіддачі у точці екстремуму – у точці переходу від бульбашкового режиму кипіння до плівкового, та її зміщення у бік вищих температур поверхні прокату. Однак можна констатувати, що це усунення не компенсує падіння величини коефіцієнта тепловіддачі через підвищення значення тиску води. Очевидною є актуальність завдання оптимізації гідравлічного режиму примусового охолодження сортового прокату в потоці води, зокрема, ефективності перетворення статичного напору на вході в камеру охолодження на швидкісний напір потоку води безпосередньо в камері.

Висновки

1. Визначено, що розрахунок температури прокату при використанні примусового охолодження проточною водою є складним завданням через нерівномірність температури як перерізу прокату, так і між перерізами по його довжині. Змінюється також температура і тиск охолоджувача – води, по довжині камер для примусового охолодження.

2. Перевірка коректності розрахунку коефіцієнта тепловіддачі, яка відбувалась через співставлення отриманих значень з діапазоном їх характерних значень, наданих ChatGPT для умов за якими здійснювалося моделювання процесу примусового охолодження сортового прокату, і показала їх добру узгодженість.

3. За допомогою запропонованої методики уточнення розрахунку коефіцієнта тепловіддачі при моделюванні процесу примусового охолодження сортового прокату встановлено зростання значень коефіцієнта тепловіддачі зі збільшенням величини температури охолоджувальної води та зміщення значень температури прокату, при якій спостерігається максимум коефіцієнта тепловіддачі – перехід від бульбашкового до плівкового кипіння, в область нижчих значень температур прокату.

4. Запропоновано в якості індикативного параметру використовувати температуру охолоджуючої води на вході та виході камери охолодження з метою налаштування та контролю режиму охолодження готового сортового прокату.

5. Розрахунками показана тенденція зменшення, приблизно у півтора рази, максимального значення коефіцієнта тепловіддачі у точці екстремуму – у точці переходу від бульбашкового режиму кипіння до плівкового, та її зміщення у бік вищих величин температур поверхні прокату при підвищенні величини тиску води. Встановлено,

що це усунення не компенсує падіння значень коефіцієнта тепловіддачі через підвищення величини тиску води.

Перелік посилань

1. *Термическое упрочнение проката* / Стародубов К. Ф., Узлов И. Г., Савенков В. Я. и др. М.: Металлургия, 1970. 146 с.
2. *Высокопрочная арматурная сталь* / Кугушин А. А., Узлов И. Г., Калмыков В. В. и др. М.: Металлургия, 1986. 272 с.
3. *Управляемое термическое упрочнение проката* / Узлов И. Г., Парусов В. В., Гвоздев Р. В., Филонов О. В. К.: Техніка, 1989. 118 с.
4. *Металловедение и термическая обработка стали*. Справочник в 3-х т. Под ред. М. Л. Бернштейна. М.: Металлургия, 1983.
5. *Теплофизические свойства металлов при высоких температурах*. Справ. изд. Под ред. В. Е. Зинovieва. М.: Металлургия, 1989. 384 с.
6. *Уменьшение окалинообразования при производстве проката* / Губинский В. И., Минаев А. Н., Гончаров Ю. В. К.: Техніка, 1981. 135 с.
7. Рыбалов А. А., Губинский В. И. К расчету коэффициента теплоотдачи в процессе ускоренного охлаждения арматурного проката. *Металлургическая теплотехника*. 2002. С.178-183.
8. Кутателадзе С. С., Боришанский В. М. Справочник по теплопередаче. Л.М.: Госэнергоиздат, 1955. 414 с.
9. Кабузенко С. Н., Трухина Н. В. Математическая модель ускоренного охлаждения на мелкосортном стане. *Современные способы получения проката с покрытиями*. 1989. №2. С.45-54.
10. Михеев М. А., Михеева И. М. Основы теплопередачи. М.: Энергия, 1977. 344с.

References

1. Starodubov, K. F., Uzlov, I. G., Savenkov, V. Ya et al. (1970). *Termicheskoye uprochneniye prokata*. Metallurgiya
2. Kugushin, A. A., Uzlov, I. G., Kalmykov, V. V. et al. (1986). *Vysokoprochnaya armaturnaya stal'*. Metallurgiya
3. Uzlov, I. G., Parusov, V. V., Gvozdev, R. V., & Filonov, O. V. (1989). *Upravlyayemoye termicheskoye uprochneniye prokata*. Tekhnika
4. Bernshteyn, M. L. (1983). *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka stali*. Metallurgiya
5. Zinov'yev, V. Ye. (1989). *Teplofizicheskiye svoystva metallov pri vysokikh temperaturakh*. Metallurgiya
6. Gubinskiy, V. I., Minaev, A. N., & Goncharov, Yu. V. (1981). *Umen'sheniye okalinoobrazovaniya pri proizvodstve prokata*. Tekhnika
7. Rybalov, A. A., Gubinskiy, V. I. (2002). K raschetu koeffitsiyenta teplootdachi v prosesse uskorennoy okhlazhdeniya armaturnogo prokata. *Metallurgicheskaya teplotekhnika*, 178-183
8. Kutateladze, S. S., & Borishansky, V. M. (1955). *Spravochnik po teplotperedache*. Gosenergoizdat

9. Kabuzenko, S. N., Trukhina, N. V. (1989). Matematicheskaya model' uskorenogo okhlazhdeniya na melkosortnom stane. *Sovremennyye sposoby polucheniya prokata s pokrytiyami*, (2), 45-54

10. Mikheyev, M. A., & Mikheyeva, I. M. (1977). *Osnovy teploperedachi. Energiya*

V. H. Razdobrieiev¹, Ph. D. (Tech.), Senior Researcher, ORCID 0000-0001-7402-7992

M. V. Kuvaiev², Ph. D. (Tech.), Researcher, ORCID 0000-0002-8560-5433

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

² *Institute of Transport Systems and Technologies National Academy of Sciences of Ukraine*

* Corresponding author: v_razdobreev@ukr.net

CALCULATION OF THE HEAT TRANSFER COEFFICIENT WHEN SIMULATING THE PROCESS OF FORCED COOLING OF ROLLED ROLLS IN A WATER FLOW

Abstract. In today's world of fierce competition between manufacturers of finished rolled metal, more and more attention is paid to saving energy and materials for its production, and improving the quality of the final product. One of the most effective ways to improve the quality of mass-produced rolled products made of carbon and low-alloy steels, which significantly increases the mechanical properties and performance characteristics of products made from it and provides significant metal savings in various industries, is heat treatment and its varieties, for example, thermomechanical treatment. Due to the high technical and economic efficiency of using thermomechanical strengthening of rolled steel using the heat of rolling heating and the resulting significant savings in energy resources along with an increase in the complex of service properties of steel compared to classical heat treatment with separate heating. Therefore, modern new and reconstructed rolling mills are equipped with cooling devices for thermomechanical processing of rolled products in the rolling mill stream. The cooling medium is process water. The most economical and sufficiently effective means of studying the process of forced cooling of long-rolled products is mathematical modeling of such a process. At the same time, the mathematical description of the interaction between hot rolled steel, which has a temperature higher than +1000 °C, and water, which has a temperature not higher than +40 °C and is part of the mathematical model of the forced cooling process of long rolled steel, is complex. Heat exchange between hot rolled steel and coolant at the interface of these substances is physically characterized by the heat transfer coefficient α . The purpose of the research is to refine the calculation of the heat transfer coefficient in mathematical modeling of the process of forced cooling of rolled steel. It has been established that the increase in the heat transfer coefficient occurs with an increase in the temperature of the cooling water and a shift in the temperature of the rolled metal, at which the maximum of the heat transfer coefficient is observed - the transition from bubble to film boiling, to the

region of lower temperatures of the rolled metal surface. This, in turn, makes it possible to additionally use knowledge of the water temperature at the inlet and outlet of the cooling device to adjust and control the process of forced cooling of rolled metal in the long-rolling mill line.

Key words: heat transfer coefficient, forced cooling of long rolled steel, mathematical modeling, water boiling mode, film boiling, bubble boiling.

For citation: Razdobrieiev V. H., Kuvaiev M. V. Calculation of the heat transfer coefficient when simulating the process of forced cooling of rolled rolls in a water flow. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 39, 135-147. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2025-39-07>

Рукопис надійшов до редакції / Received 20.07.2025

Рекомендовано до друку / Accepted 21.10.2025

УДК 669.17.046.516.2:669-154.001.5

С. В. Греков^{1,*}, н.с., ORCID 0000-0003-2849-0999**В. П. Піптюк**¹, к.т.н., с.н.с., ORCID 0000-0002-2915-1756**П. Г. Прокопенко**¹, пров. метролог**С. Є. Самохвалов**¹, д.т.н., с.н.с., проф. ORCID 0000-0002-7362-213X**Є. С. Какушкін**¹, пров. інж.¹ Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України* Автор для листування: gsv4321@i.ua

ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСІВ ПОЗАПІЧНОГО ЛЕГУВАННЯ МЕТАЛЕВОГО РОЗПЛАВУ МЕТОДОМ ХОЛОДНОГО ФІЗИЧНОГО МОДЕЛЮВАННЯ. ЧАСТИНА 1. ВИБІР МАТЕРІАЛІВ, ПІДГОТОВКА І ТЕСТОВЕ ВИПРОБУВАННЯ ОБЛАДНАННЯ

Анотація. В переліку факторів впливу на процеси позапічної обробки металевих розплавів важливе місце займають умови перемішування рідкої металевої ванни в наповненому сталерозливному ковші за рахунок продування аргоном крізь донні продувні фурми з різною (від 50 до 1100 л/хв в залежності від виробничих умов) інтенсивністю при здійсненні цих операцій, марки і виду використовуваного легуючого матеріалу яким саме обробляється розплав, температурного стану ванни та деяких інших чутливих до впливу на ефективність застосування матеріалудобавки факторів. Виконаними в останній час особистими дослідженнями на прикладі грудкового феромарганцю марки ФМн78 методом математичного моделювання показано вплив кількості легуючого матеріалу на гідродинамічний і тепловий стан металевого розплаву в ковшах ємністю 60 та 250 т під час і в короткотривалий період після його введення. Визначено, що в прилеглих до добавки об'ємах розплаву відбуваються зміни швидкісних і температурних параметрів, що впливає на умови плавлення і розподілу його продуктів в ванні. На підставі цього зроблено припущення стосовно впливу кількісного фактору на ефективність процесу легування. З врахуванням відсутності на теперішній час надійних значень швидкісних параметрів вітання твердих легуючих добавок при введенні в рідку металеву ванну в ковші під час її продування аргоном в залежності від витрат газу, інших умов і неможливості відповідної адаптації розробленої математичної моделі, що описує процес легування, було вирішено додатково дослідити гідродинаміку ванни в відповідних умовах методом холодного фізичного моделювання. Запропонована стаття присвячена висвітленню підготовчого періоду до проведення намічених фізичних досліджень.

© С. В. Греков, В. П. Піптюк, П. Г. Прокопенко, С. Є. Самохвалов, Є. С. Какушкін, 2025

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

Ключові слова: модельні матеріали легуючих, трасери, критерії подоби, тестові випробування.

Посилання для цитування: Експериментальні дослідження процесів позапічного легування металевого розплаву методом холодного фізичного моделювання. Частина 1. Вибір матеріалів, підготовка і тестове випробування обладнання / С. В. Греков, В. П. Піптюк, П. Г. Прокопенко, С. Є. Самохвалов, Є. С. Какушкін // *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії*. 2025. Вип. 39. С. 148-159. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2025-39-08>

Вступ. Незважаючи на значну кількість публікацій останнього часу що стосуються оцінки значення раніше виявлених і пошуку нових факторів впливу на ефективність процесів позапічної обробки сталі [1-16] певна черга питань залишається ще не вирішеними. До переліку таких важливих і не вирішених, на наш погляд, слід віднести кількісний фактор, а саме масу добавки яка додається у рідку металеву ванну, наприклад, з метою легування. Власними дослідженнями останніх років [17-19] методом математичного моделювання на прикладі шматкового феромарганцю марки ФМн78, що вводили в сталерозливні ковши ємністю 60 і 250 т, при легуванні металу в кількості 1-3 кг/т під час донної продувки аргонном з витратою газу від 50 до 1100 л/хв на установках ковш-піч (УКП) в залежності від технологічних і виробничих умов показано як, ймовірно, змінюються гідродинамічні і температурні параметри ванни на протязі короткотривалого (до 4,5 с) простеження перебування твердого матеріалу добавки в рідкому розплаві від моменту його потрапляння в метал. На підставі отриманих результатів зроблено припущення що до впливу кількості матеріалу добавки на умови плавлення останнього. Авторами статті також зроблено теоретичне припущення [20] відносно впливу матеріалу добавки з відмінною від металевого розплаву густиною на перебіг тепломасопереносних процесів. В зв'язку з тим що для остаточного визначення поведінки твердої добавки на протязі всього часу перебування в розплаві аж до моменту її розплавлення потрібно мати надійні гідродинамічні характеристики розплаву в залежності від ємності ванни, умов її продування, та кількості добавки, а також відсутністю відповідних літературних даних, було вирішено провести додаткові дослідження методом холодного фізичного моделювання.

Метою запропонованої статті є перелічення завдань які були намічені і виконані авторами в період підготовки до проведення досліджень з холодного фізичного моделювання. Зміст статті включає використані пошукові підходи при обґрунтуванні вибору того чи іншого матеріалу для використання в якості аналогів легуючих добавок, а також трасерів, що імітуватимуть напрями потоків розплаву, для подальшого визначення його швидкісних характеристик. Наведені параметри фіксуючого фото-

відеообладнання, яке було обрано для використання під час експериментів, а також вживаного пристрою для введення матеріалів-аналогів добавок у ванну ковша.

Дослідження електропровідності передбачатиме виявлення особливостей розчинення шматкової добавки солі під час продування ковшової ванни з різною інтенсивністю та фіксації часу гомогенізації.

Особливості схеми лабораторного обладнання для холодного фізичного моделювання процесів позапічного легування металевого розплаву. На рис. 1 представлена схема лабораторного обладнання що буде використано для дослідження гідродинамічного стану рідкої металеві ванни методом холодного фізичного моделювання, а також для визначення часу усереднення розчиненої шматкової добавки солі при різних теплових умовах під час продування повітрям.

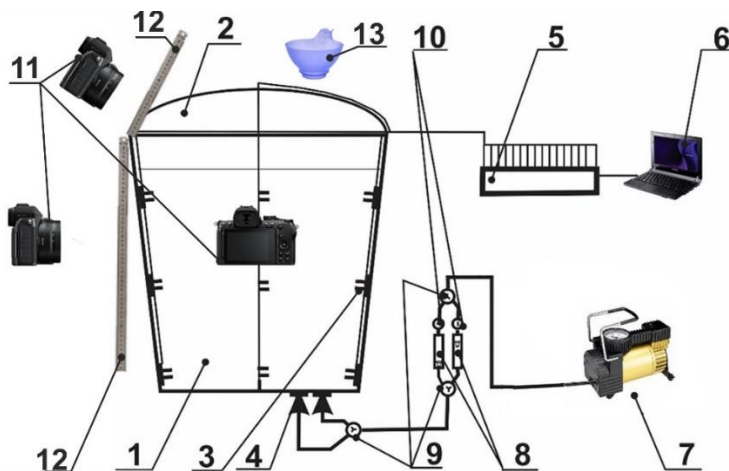


Рисунок 1 – Функціональна схема обладнання для холодного фізичного моделювання. Позначення: 1 – ківш холодного моделювання; 2 – кришка ковшу; 3 – реєстраційні датчики; 4 – донні продувні фурми; 5 – АЦП; 6 – комп'ютер; 7 – компресор з ресивером на 50 л; 8 – ротаметр; 9 – трійник; 10 – кран; 11 – камери для відеозйомки; 12 – вимірювальні металеві лінійки, 13 – воронка для введення добавок.

В якості моделі сталерозливного ковша застосовували раніше випробуваний прозорий ківш кафедри електрометалургії імені академіка М.І.Гасика Навчально-наукового інституту «Дніпровський металургійний інститут» Українського державного університету науки і технологій [21]. В порівнянні з раніше використаною схемою лабораторного обладнання теперішній ківш додатково обладнали вимірювальними лінійками, які

закріпили у 3-х взаємоперпендикулярних напрямках (осі x, y, z) для можливості розрахунків швидкості потоків з фіксованих стоп-кадрів в різні моменти часу. Для синхронізації відеоспостереження з різних ракурсів за перебігом подій під час експериментів попередньо певним чином налаштували кожну з 3-х камер. Крім того, дві камери що повинні працювати в одній площині (осі x, y) були розташовані на одній відстані і одній висоті по відношенню до моделі ковша. Третя камера що працюватиме у положенні (під кутом до вісі z) була закріплена на спеціальному штативі на висоті нижче воронки для накопичення і скидання матеріалу-добавки у ванну з можливістю її переміщення в горизонтальній площині. З метою використання відповідних до промислових умов режимів продувки ванни ковша певної ємності виконали їх розрахунки з використанням критеріїв подібності (табл. 1). В табл. 2 наведені порівнянні геометричні параметри ковшів підприємств, що розглядатимуться.

Таблиця 1 – Запропоновані експериментальні режими продувки ванни.

Підприємство	Промисловий ківш			Модельний ківш			Критерій Архімеда
	Витрати аргону, л/хв	Об'ємні витрати аргону, $\times 10^4 \text{ м}^3/\text{с}$	Швидкість виходу аргону, м/с	Витрати повітря, л/хв	Об'ємні витрати повітря, $\times 10^6 \text{ м}^3/\text{с}$	Швидкість виходу повітря, м/с	
ПрАТ «ДСС»*	50	8,33	6,94	0,238	3,97	1,250	36,66
	100	16,67	13,89	0,477	7,95	2,501	146,76
	150	25,00	20,83	0,715	11,92	3,752	330,31
	200	33,33	27,78	0,954	15,90	5,002	787,06
	300	50,00	41,67	1,431	23,85	7,504	1321,23
ПрАТ «КАМЕТ- СТАЛЬ»*	400	66,67	46,30	0,756	12,61	6,933	1490,74
	800	133,33	92,59	1,513	25,21	13,865	5962,95
	1200	200,00	138,89	2,269	37,82	20,798	13416,64
	1600	266,67	185,19	3,026	50,43	27,731	23851,80
	2200	366,67	254,63	4,160	69,34	38,129	45094,82

*) ПрАТ «ДСС» - Приватне акціонерне товариство Завод «ДніпроСпецСталь» ім. А.М.Кузміна» (м. Запоріжжя); ПрАТ «КАМЕТ-СТАЛЬ» - Приватне акціонерне товариство Металургійний комбінат «КАМЕТ-СТАЛЬ» (м. Кам'янське)

Таблиця 2 – Співвідношення геометричних параметрів ідеалізованого і модельного ківшів.

Підприємство	Ідеалізований ківш			Модельний ківш			<i>m</i>
	Діаметр днища, м	Верхній діаметр, м	Висота ванни, м	Діаметр днища, м	Верхній діаметр, м	Висота ванни, м	
ПрАТ «ДСС»	2,12	2,333	2,210	0,345	0,3797	0,3597	6,145
ПрАТ «КАМЕТ-СТАЛЬ»	3,07	3,469	4,135	0,345	0,3898	0,4647	8,899
Підприємство	Площа днища, м ²	Загальна площа сопел, ×10 ⁴ м ²	Об'єм, м ³	Площа днища, м ²	Загальна площа сопел, ×10 ⁶ м ²	Об'єм, м ³	<i>m</i> ²
ПрАТ «ДСС»	3,53	1,2	8,6121	0,0935	3,18	0,0371	37,76
ПрАТ «КАМЕТ-СТАЛЬ»	7,40	1,44	34,7589	0,0935	1,82	0,0493	79,18

Вибір імітаторів добавок (феромарганцю та феросиліцію) сферичної форми здійснювали враховуючи критерій гомохронності ($Ho = idem$) - подібності співвідношення густини води (імітатора сталі) та гранули (імітатора шматка феросплаву). Тобто $Ho_{FeMn}=7.05/6.94=1.0159$, де 7.05 т/м³- густина ФМн78, 6.94 т/м³- густина рідкої сталі. Для феросиліцію це співвідношення дорівнює $Ho_{FeSi}=5.12/6.94=0.7377$, де 5.12 т/м³ - густина ФС45. Для модельного імітатора феросплавів густина повинна бути $Ho_{FeMn}/1,000=1.0159$ $Ho_{FeSi}/1,000=0.7377$ відповідно, де 1,000 т/м³ - густина води. Згідно даними в публікації [22] знаходили, що для феромарганцю підходить матеріал полістерол, а для феросиліцію вироби з дерева. Вибирали великий та малий діаметр для визначення впливу розмірів добавок-імітаторів на гідродинамічний стан і швидкісні характеристики потоків води. Також попередньо розраховували кількість матеріалів-аналогів легуючих добавок і трасерів (табл. 3).

Таблиця 3 – Кількість легуючих добавок

Імітатор добавки	Діаметр, мм	Маса 1шт, г	ПрАТ«ДСС»			ПрАТ «КАМЕТ-СТАЛЬ»		
			1 кг/т	2кг/т	3кг/т	1 кг/т	2кг/т	3кг/т
ФМн78	20	3,58	10	20	30	14	28	42
	12	0,87	42	84	126	56	112	168
ФС45	19	1,15	32	62	124	42	84	126
	12	0,54	68	136	204	91	182	273
Трасер	8	0,26	50	50	50	50	50	50

На рис. 2 зображено зважування дерев'яних і полістерольних кульок.

Для перевірки впливу густини розплаву на його електропровідність здійснили налаштування схеми лабораторного обладнання з розміщенням 12

електродів по внутрішнім стінкам ванни ковша, як це показано на рис. 2 і 3 згідно з даними статті [21]. В тестовому випробуванні налаштованого для експериментів лабораторного обладнання використовували шматкову добавку повареної солі у кількості еквівалентній 1 кг/т. У попередніх дослідженнях [23] по усередненню ковшової ванни використовувався заморожений оцетовий розчин з перманганатом калію в якості індикатора добавки, у теперішніх дослідженнях електропровідності шарів розплаву наближених до стінки ванни використовували брикетовану поварену сіль подрібнену на шматки (рис. 4).



Рисунок 2 – Зважування полістерольних (ліворуч) і дерев'яних (праворуч) кульок.



Рисунок 3 – Під час тестування лабораторного обладнання. Зліва направо – вид збоку, спереду та згори під кутом.



Рисунок 4 – Шматки повареної солі після подрібнення брикетів.

На рис. 5 наведені зафіксовані на реєстраторі (АЦП) результати зміни електропровідності водяної ванни за рахунок розчинення добавки солі.

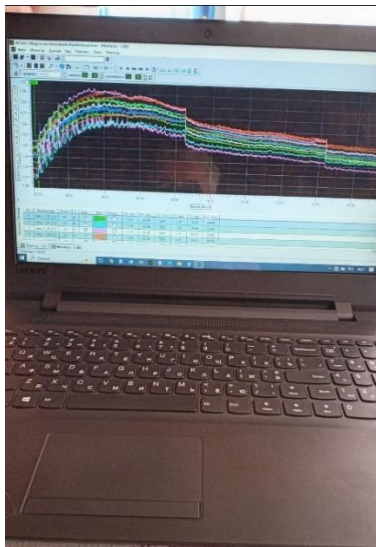


Рисунок 5 – Зафіксовані параметри електропровідності під час тестування до експерименту.

Висновки

1. Обґрунтовано наведені матеріали-аналоги легуючих добавок і трасерів для дослідження методом холодного фізичного моделювання швидкісних характеристик розплаву і умов розчинення легуючих в ньому під час позапічної обробки металу на УКП.

2. З метою коректності запланованих досліджень і збереження умов їх адекватності в лабораторних експериментах, враховуючи критерії подібності до відповідних промислових даних, розраховані технологічні вимоги і кількісні параметри матеріалів, які повинні використовуватись.

3. Проведені тестові випробування дієздатності підготовленої до використання в експериментах методом холодного фізичного моделювання схеми лабораторного обладнання. Визначена можливість проведення запланованих досліджень.

Перелік посилань

1. Fluid Flow and Mixing Phenomena in the Ladle Stirred by Argon through Multi-Tuyere / Zhu M. Y., Inomoto T., Sawada I., Hsiao T. C. // ISIJ International, Vol.35. 1995, No 5, pp. 472-479.
2. Cold Model Investigation of Fluid Flow and Mixing Characteristics by Bottom-blowing in Discontinuous Metallurgical Reactors / Koch K., Roth C., Peter M. // ISIJ International, Vol. 36. 1996, Supplement, pp. S50-S53.
3. In-situ Observation of Growth and Melting of a Solid Particle Using Transparent Organic Alloys / Esaka H., Itoga Y., Shinozuka K., Tamura M. // ISIJ International, 2006, Vol.46, Iss.6, pp. 864-870.
4. Mathematical Modeling of the Melting Rate of Metallic Particles in the Electric Arc Furnace / Gonzalez O. J. P., Ramirez-Argaez M. A., Conejo A. N. // ISIJ International, 2010, Vol.50, Iss.1, pp. 9-16.
5. Numerical Study of Multiphase Flow Dynamics of Plunging Jets of Liquid Steel and Trajectories of Ferroalloys Additions in a Ladle during Tapping Operations Rodriguez-Avila J., Morales R. D., Najera-Bastida A. // ISIJ International. 2012. Vol. 52. Iss. 5. P. 814-822.
6. Modeling and Optimisation of Gas Stirred Ladle Systems / Mazumdar D., Dhandapani P., Sarvanakumar R. // ISIJ International, 2017, Vol. 57, No. 2, pp. 286–295.
7. Gas-stirring mixing in steelmaking ladles: A review / Liu X., Li B., Zhang L. & Yang Y. // Metallurgical and Materials Transactions B. 2018, 49(2), 477–495.
8. Effect of superheat and particle size on dissolution and mixing of alloy additions in ladles / Duan C., Zhang M., Wang, H., Wang X. // Steel Research International 2019, 90 (10).
9. Numerical simulation of dissolution kinetics of alloy lumps in steel ladles / Wang Z., Jiang M., Zang J. 765 // Metals, 2023, 13(4).
10. Effect of ladle geometry and plug configuration on mixing time: A CFD study / Zang Y., Wang X. // Processes, 2023, 11(8).
11. Mixing in steelmaking ladles with slag cover / Sahai Y., Guthrie R. I. L. // ISIJ International. 2010, 50(6), 813–822.
12. CFD and plant validation of copper alloy dissolution in ladle refining / Smith J., Brown A., Lee, D. // In AISTech Conference Proceedings. 2023. P. 1123–1135
13. Wire feeding of Ca for inclusion modification: Simulation and experiments / Kumar P., Singh R., Patel S. // Journal of Metallurgical Engineering, 2022, 11(2), 145–158.
14. Effect of the Location of Tracer Addition in a Ladle on the Mixing Time through Physical and Numerical Modeling / Mario Herrera-Ortega, José Ángel Ramos-Banderas,

Constantin Alberto Hernández-Bocanegra, José Julián Montes-Rodríguez// *ISIJ International*, 2021, Vol. 61, No. 8, pp. 2185–2192.

15. Fluid Flow and Mixing Phenomena in Mechanically Agitated and Gas Stirred Ladle Systems and Their Comparisons/ Zunaid ALAM and Dipak Mazumdar// *ISIJ International*, 2022, Vol. 62., No. 1, pp. 112-123.

16. Effect of the Injection Position on Mixing Time in a Centric Gasstirred Ladle Water Model Assisted by a Systematic CFD Study/ Rodrigo Villarreal-Medina, Gerardo Trápaga-Martínez, Luis Enrique Jardón-Pérez, Adrián Manuel Amaro-Villeda, and Marco Aurelio Ramírez-Argáez// *ISIJ International*, 2024, Vol. 64, No. 14. P. 2079-2083.

17. Вплив кількості добавки на гідродинаміку металевої ванни у ківші / Самохвалов С. Є., Піптюк В. П., Греков С. В. // *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії*, 2023, № 37, С.231-245.

18. Залежність стану металевої ванни від кількості застосовуваного феромарганцю на установці ківш-піч / Піптюк В. П., Самохвалов С. Є., Логозинський І. М., Греков С. В. // *Метал та лиття України*, 2025, vol. 33, №1 (340). С. 19-25.

19. 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.

20. 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.

21. Подготовка оборудования для физического моделирования процессов обработки расплава в сталеразливочном ковше / Пиптюк В. П., Прокопенко П. Г., Греков С. В., Костюк Ю. Б., Андриевский Г. А., Аносова А. А. // *Фундаментальные и прикладные проблемы чёрной металлургии*, 2014, Вып. 28. С.161-170.

22. Web-site: <https://bmcmetals.lv/ru/standarty/tablintsa-plotnosti-matyerialov-i-koeffitsiyentov.html>

23. Звіт про науково-дослідну роботу «Розвиток наукових уявлень про процеси ковшової обробки сталі з урахуванням порційного вводу добавок і особливостей перемішування та теплового стану при дегазації металу» № держ. рег. 0118U000081. – ІЧМ НАНУ, 2020. - 200с

References

1. Zhu, M. Y., Inomoto, T., Sawada, I., & Hsiao, T. C. (1995). Fluid Flow and Mixing Phenomena in the Ladle Stirred by Argon through Multi-Tuyere. *ISIJ International*, 35, 5, 472-479

2. Koch, K., Roth, C., & Peter, M. (1996). Cold Model Investigation of Fluid Flow and Mixing Characteristics by Bottom-blowing in Discontinuous Metallurgical Reactors. *ISIJ International*, 36, 550-553

3. Esaka, H., Itoga, Y., Shinozuka, K., & Tamura, M. (2006). In-situ Observation of Growth and Melting of a Solid Particle Using Transparent Organic Alloys. *ISIJ International*, 46, 6, 864-870

4. Gonzalez, O. J. P., Ramirez-Argaez, M. A., & Conejo, A. N. (2010) Mathematical Modeling of the Melting Rate of Metallic Particles in the Electric Arc Furnace. *ISIJ International*, 50, 1, 9-16
5. Rodriguez-Avila, J., Morales, R. D., Najera-Bastida, A. (2012) Numerical Study of Multiphase Flow Dynamics of Plunging Jets of Liquid Steel and Trajectories of Ferroalloys Additions in a Ladle during Tapping Operations. *ISIJ International*, 52, 5, 814—822
6. Mazumdar, D., Dhandapani, P., Sarvanakumar, R. (2017). Modeling and Optimisation of Gas Stirred Ladle Systems. *ISIJ International*, 57, 2, 286–295
7. Liu, X., Li, B., Zhang, L. & Yang, Y. (2018). Gas-stirring mixing in steelmaking ladles: A review. *Metallurgical and Materials Transactions*, 49, 2, 477–495
8. Duan, C., Zhang, M., Wang, H., & Wang, X. (2019). Effect of superheat and particle size on dissolution and mixing of alloy additions in ladles. *Steel Research International*, 90, 10
9. Wang, Z., Jiang, M., & Zang, J. (2023). Numerical simulation of dissolution kinetics of alloy lumps in steel ladles. *Metals*, 13, 4
10. Zang, Y., & Wang, X. (2023). Effect of ladle geometry and plug configuration on mixing time: A CFD study. *Processes*, 11, 8
11. Sahai, Y., & Guthrie, R. I. L. (2010). Mixing in steelmaking ladles with slag cover. *ISIJ International*, 50, 6, 813–822
12. Smith, J., Brown, A., & Lee, D. (2023). CFD and plant validation of copper alloy dissolution in ladle refining. In AISTech Conference Proceedings 1123–1135
13. Kumar, P., Singh, R., & Patel, S. (2022). Wire feeding of Ca for inclusion modification: Simulation and experiments. *Journal of Metallurgical Engineering*, 11, 2, 145–158
14. Herrera-Ortega, M., Ramos-Banderas, J. A., Hernández-Bocanegra, C. A., & Montes-Rodríguez J.J. (2021). Effect of the Location of Tracer Addition in a Ladle on the Mixing Time through Physical and Numerical Modeling. *ISIJ International*, 61, 8, 2185–2192
15. Alam, Z., & Mazumdar, B. (2022). Fluid Flow and Mixing Phenomena in Mechanically Agitated and Gas Stirred Ladle Systems and Their Comparisons. *ISIJ International*, 62, 1, 112-123
16. Villarreal-Medina, R., Trápaga-Martínez, G., Jardón-Pérez, L. E., Amaro-Villeda, A.M., & Ramírez-Argáez, M.A. (2024). Effect of the Injection Position on Mixing Time in a Centric Gasstirred Ladle Water Model Assisted by a Systematic CFD Study. *ISIJ International*, 64, 14, 2079-2083
17. Samokhvalov, S. E., Piptiuk, V. P., & Grekov, S. V. (2023). The influence of the amount of additive on the hydrodynamics of a metal bath in a ladle. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 37
18. Pipyuk, V. P., Samokhvalov, S. E., Logozinsky, I. N. & Grekov, S. V. (2025). The dependence of the state of the metal bath on the amount of ferromanganese used in LF. *Metal and Casting of Ukraine*. 33, 1, 19-25
19. Samokhvalov, S. E., Piptiuk, V. P., & Grekov, S. V. (2025). The influence of the amount of additive on the thermal state of the metal bath in the ladle. *Modern problems of metallurgy, Scientific news*, 28, 201- 212

20. Samokhvalov, S. E., Piptiuk, V. P., & Grekov, S. V. (2025). Mathematical modeling of heat and mass transfer processes in a ladle when introducing additives with a density different from that of liquid steel. *Collection of abstracts of the All-Ukrainian scientific and methodological conference "Problems of mathematical modeling"* (May 27 - 28, 2025, Kamianske), DSTU, 126

21. Pityuk, V. P., Prokopenko, P. G., Grekov, S. V., Kostyuk, Yu. B., et al. (2014). Preparation of equipment for physical modeling of melt processing processes in a steel ladle. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 28, 161-170.

22. Web-site: <https://bmcmetals.lv/ru/standarty/tablitza-plotnosti-matyerialov-i-koeffitsiyentov.html>

23. News about the scientific research work "Developments of scientific phenomena about the processes of ladle processing of steel with the regulation of batchwise input of additives and features of mixing and thermal mill during degassing of metal. St. reg. number 0118U000081 (2020)

S. V. Grekov^{1,*}, Researcher, ORCID 0000-0003-2849-0999

V. P. Pityuk¹, Ph. D. (Tech.), Senior Researcher, ORCID 0000-0002-2915-1756

P. H. Prokopenko¹, Chief Metrologist

S. Ye. Samokhvalov¹, D. Sc. (Tech.), Professor, ORCID 0000-0002-7362-213X

Ye. S. Kakushkin¹, Leading Engineer

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

* *Corresponding author: gsv4321@i.ua*

EXPERIMENTAL STUDIES OF OUT-OF-FURNACE ALLOYING PROCESSES OF MELTED METAL USING COLD PHYSICAL MODELING.

PART 1. MATERIAL SELECTION, PREPARATION, AND TESTING

Abstract. Among the factors influencing out-of-furnace metal melt treatment processes, important considerations include the mixing conditions of the liquid metal bath in a filled steel-pouring ladle by purging it with argon through bottom lances at varying intensities (from 50 to 1100 l/min, depending on production conditions), the grade and type of alloying material used to treat the melt, the temperature of the bath, and several other factors sensitive to the effect of additive material on its efficiency. Recent in-house research using FeMn78 ferromanganese lump metal using mathematical modeling demonstrated the influence of the alloying material quantity on the hydrodynamic and thermal state of the molten metal in 60- and 250-ton ladles during and for a short period after its introduction. It was found that changes in velocity and temperature parameters occur in the melt volumes adjacent to the additive, affecting the melting conditions and distribution of its products in the bath. Based on this, a hypothesis was made regarding the influence of quantitative factors on the efficiency of the alloying process. Given the current lack of reliable values for the velocity parameters of solid alloying additives during their introduction into a liquid metal bath in a ladle during argon purging, depending on gas flow rates and other conditions, and the impossibility of appropriately adapting the developed mathematical model describing the alloying process, it was decided to further study the bath hydrodynamics under relative conditions using cold

physical modeling. This article is devoted to clarifying the preparatory period for the planned physical studies.

Keywords: alloying model materials, tracers, similarity criteria, testing.

For citation: Grekov, S. V., Pityuk, V. P., Prokopenko, P. H., Samokhvalov, S. Ye., & Kakushkin, Ye. S. (2025). Experimental studies of out-of-furnace alloying processes of melted metal using cold physical modeling. Part 1. Material selection, preparation, and testing. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 39, 148-159. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2025-39-08>

Рукопис надійшов до редакції / Received 01.08.2025

Рекомендовано до друку / Accepted 21.10.2025

УДК 622.33: 621.311.22.002.84

Є. С. Лапшин¹, д.т.н., с.н.с., ORCID 0000-0002-5443-5566О. І. Шевченко^{1,*}, д.т.н., с.н.с., ORCID 0000-0003-2630-0186¹ Інститут геотехнічної механіки ім. М. С. Полякова НАН України* Автор для листування: igtm.aishevchenko@gmail.com

ОБГРУНТУВАННЯ МОЖЛИВОСТІ ОТРИМАННЯ З ТЕХНОГЕННИХ ВІДХОДІВ ВТОРИННОЇ СИРОВИНИ, ЩО МІСТИТЬ ЦІННІ КОМПОНЕНТИ

Анотація. Внаслідок діяльності гірничо-збагачувального, переробного та енергетичного комплексів на території України накопичилася величезна кількість відходів. Ці відходи за своєю ресурсною цінністю – перспективні, закладені та постійно поповнювані мінеральною сировиною техногенного походження. Вони розглядаються як складова частина мінерально-сировинної бази країни з чорних, кольорових, металевих, енергетичних та рідкісних цінних мінералів. Виконано аналіз можливостей та перспектив отримання з техногенних відходів вторинної сировини, що містить цінні компоненти, шляхом тонкої класифікації за крупністю на прикладі відходів збагачення титано-цирконієвих пісків, металургії (шлаки й шлами), енергетики (шлаки та летюча зола). Встановлено, за яким класом крупності необхідно розділити сировину, щоб отримати продукт, який користується попитом споживачів, і чим цей поділ забезпечити. Показано необхідність використання тонкої класифікації під час переробки. Відходи виробництва Вільногірського гірничо-металургійного комбінату (ВГМК) та його техногенне родовище представлені в основному мінералами ільменіту, дистен-сіліманіту, ставроліту та турмаліну. При вторинному відпрацюванні відходів ВГМК можна отримати колективний концентрат цих мінералів і кварцовий пісок з вмістом важкої фракції менше 0,1% і Fe_2O_3 не більше 0,025%, що дозволить ефективно його використовувати, як високоякісну кварцову сировину в скляній промисловості. Переробка відходів металургії дозволяє одержати такі товарні продукти, як залізо, цинк, скандій, тощо. Застосування відходів металургії виробниками сухих будівельних сумішей, цементу, дорожніх покриттів знижує собівартість цієї продукції та підвищуватиме її якість. Переробка золошлакових відходів (ЗШО) енергетичної галузі дозволяє отримати низькозольний вугільний концентрат для енергетики, силікатну частину, придатну для будівельної сфери, а також інші корисні мінерали, такі як залізо, германій, ванадій та глинозем для подальшого отримання алюмінію, в

© Є. С. Лапшин, О. І. Шевченко, 2025

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

кількостях, що представляють промисловий інтерес. Запропоновано та показано перспективність використання віброударного грохоту конструкції ІГТМ НАН України при переробці різних техногенних відходів. Його випробування показали досить високі показники грохоочення: для сухих матеріалів вилучення класу менше 0,02 мм у підрешітний продукт становило 75-80%; для мокрих з накопичувача – 65-70%, при цьому вологість надрешітного матеріалу була знижена з 30 до 7-8%. Комплексна переробка дозволить знизити кількість відходів, що спрямовуються до накопичувачів, зменшити території, які сьогодні відчужуються для них і стають непридатними для життя, забезпечити зростання рентабельності підприємств, значно зберегти природні ресурси та скоротити дефіцит різних матеріалів.

Ключові слова: техногенні відходи, переробка, тонка класифікація, зневоднення, віброударний грохот.

Посилання для цитування: Лапшин Є. С., Шевченко О. І. Обґрунтування можливості отримання з техногенних відходів вторинної сировини, що містить цінні компоненти. *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії*. 2025. Вип. 39. С. 160-174. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2025-39-09>

Вступ

Внаслідок діяльності гірничо-збагачувального, переробного та енергетичного комплексів на території України накопичилася величезна кількість відходів. Їхня поява пов'язана з недосконалістю технологій і в ряді випадків з недотриманням та систематичним порушенням законів, що регламентують їх збагачення та утилізацію. Ці відходи, з одного боку, призводять до виключення з господарського обороту великих площ земель, зайнятих під відвали та накопичувачі, що негативно впливає на природні ландшафти та екологію. З іншого боку, за своєю ресурсною цінністю відходи є перспективними, закладеними та постійно поповнюваними мінеральною сировиною техногенного походження. Вони розглядаються як складова частина мінерально-сировинної бази країни з чорних, кольорових, металевих, енергетичних та рідкісних цінних мінералів [1-3].

Необхідний перехід до принципово нових технологічних систем, що дасть максимальний ресурсо-енергозберігаючий та природоохоронний ефект. У сучасних умовах це може бути досягнуто тільки на основі комплексності використання первинної та вторинної сировини, впровадження маловідходних технологій, підвищення рівня міжгалузевої кооперації та координації робіт у питаннях утилізації відходів та захисту довкілля. Стратегічним напрямом щодо покращення екологічної обстановки на території України є розробка технологій, які зменшують або виключають утворення відходів, а також технологій утилізації вже накопичених. Тому одним із

актуальних завдань сучасності є зниження техногенного навантаження на середовище за рахунок розробки та впровадження сучасних екологічно безпечних ресурсозберігаючих технологій [2, 4].

Питанням комплексного використання мінеральної сировини, необхідності освоєння ресурсів техногенного походження у вигляді відходів, як обов'язкового елемента раціонального природо- і надрокористування приділяється багато уваги, як у нашій країні, так і за кордоном. Роботи вчених та фахівців, що працюють у цій сфері, присвячені розробкам принципово нових технологій для їх збагачення з глибоким селективним та комплексним вилученням цінних компонентів та іншим аспектам цієї складної проблеми [1-13].

Методи

У цьому дослідженні було використано такі методи: аналітичний огляд літературних джерел, порівняльний аналіз; експериментальні дослідження; а також аналіз можливості та перспективи використання вторинних продуктів, що одержуються з відходів. Під час аналізу стану питання використані інформаційні ресурси Інтернет-мережі.

Мета роботи – вивчити можливості отримання з техногенних відходів вторинної сировини, що містить цінні компоненти.

Найбільші обсяги промислових відходів утворюються на підприємствах гірничої промисловості, чорної та кольорової металургії й енергетичної галузі.

Продемонструємо можливості та перспективи збагачення шляхом тонкої класифікації за крупністю на прикладі відходів збагачення титано-цирконієвих пісків, металургії (шлаки та шлами), енергетики (шлаки та летюча зола). Встановимо, за яким класом крупності необхідно розділити сировину, щоб отримати продукт, який користується споживчим попитом, і чим цей поділ забезпечити.

Результати досліджень

Аналіз кількості відходів, можливості їх переробки та перспективи використання отриманої продукції.

Щорічний обсяг утворення *гірничопромислових відходів* в Україні становить близько 800 млн т, а обсяги накопичення відходів видобутку корисних копалин та їх первинної переробки вже перевищують 35 млрд т [5]. Відходи видобутку використовуються нині приблизно 40%, а відходи збагачення – лише з 10% [6].

ВГМК видобуває та переробляє титано-цирконієві піски Східної ділянки Малишевського родовища. На даний момент перед підприємством постало питання переходу на збагачення техногенного родовища, а саме відходів підприємства, що накопичилися за 60 років

його існування. У процесі відпрацювання Східної ділянки утворилося понад 200 млн тон відходів виробництва, які за мінеральним складом вміщують до 20% глинистих домішок, 70...75% кварцового піску, а також містять близько 0,8...2,0% мінералів важкої фракції (циркон, рутил, ільменіт, дистен-сіліманіт, ставроліт). Вміст до 1,5% мінералів важкої фракції у відходах підприємства обумовлено прийнятою технологією переробки рудних пісків на збагачувальному виробництві та є нормованими втратами для задіяної технологічної схеми з особливостями її побудови та встановленим апаратним наповненням технологічного ланцюжка: як основні збагачувальні апарати є конусні сепаратори (на ділянці гравітаційного збагачення), пластинчасті електростатичні та валкові електромагнітні сепаратори (на ділянці довідкових операцій) [7].

Одна з особливостей пісків Малишевського родовища – їхня природна класифікація за коефіцієнтом рівнопадання, що в принципі визначає можливість їх збагачення шляхом грохочення. Мінерали важкої фракції суттєво відрізняються за крупністю від кварцу, завдяки чому їх можна розділити на ситі відповідного розміру. Сенс цієї операції полягає в тому, щоб у нижній продукт грохоту виділити основну масу мінералів важкої фракції і отримати верхній продукт, збагачений цінними компонентами настільки, щоб його можна було піддати гравітаційному збагаченню з отриманням відвальних хвостів в один прийом [8-10]. Фахівцями ВГМК також проводились дослідницькі роботи з тонкої класифікації титано-цирконієвих пісків. В даному випадку класифікації піддавалися відмиті від глини піски [8].

Дослідженнями [7] встановлено, у процесі відпрацювання Малишевського родовища практично повністю вилучено такі мінерали, як циркон, рутил та лейкоксен. Відходи виробництва ВГМК та його техногенне родовище представлені в основному мінералами ільменіту, дистен-сіліманіту, ставроліту та турмаліну. Тому при вторинному відпрацюванні відходів ВГМК необхідно не тільки отримати моноконцентрати мінералів важкої фракції, а й отримати кварцовий пісок з вмістом важкої фракції менше 0,1% і Fe_2O_3 не більше 0,025%, що дозволить ефективно його використовувати, як високоякісну кварцову сировину в скляній промисловості [7].

Для забезпечення надійної роботи сепараторів необхідно видалити з відходів глинисті вклучення, які, як відомо, забивають робочі зони збагачувального обладнання і знижують ефективність його роботи. Для цього можливе використання тонкої класифікації з промиванням та подальшого зневоднення.

Одним з основних етапів збагачення є отримання колективного

концентрату (дистен-сіліманіту, ставроліту, турмаліну, ільменіту та рутила). На цьому етапі формуються основні відходи, а саме кварцова сировина. Повнота вилучення мінералів важкої фракції з одного боку підвищує вихід колективного концентрату, з другого робить більш чистими відходи виробництва [7].

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. Обсяг накопичених на металургійних підприємствах України металургійних шлаків – понад 160 млн т, понад 70 млн т шламів, з яких 21 млн т придатний для повторного використання. На частку металургії припадає 38% загальних викидів промисловості України, з них на частку чорної металургії – 16% [11-13].

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. Шлаки виготовляли всі українські металургійні підприємства. Найбільшими серед них вважаються «Метінвест Холдинг», «АрселорМіттал Кривий Ріг», "Дніпровський меткомбінат", компанія «Інтерпайп». Найбільш значущими постачальниками шлаків для переробки можна назвати «АрселорМіттал Кривий Ріг» та компанію Recycling Solutions, яка була заснована SCM у 2012 році для управління відходами та побічними продуктами [14].

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 отримання залізовуглецевих сплавів; шлак виводять із металургійного циклу та використовують у господарській діяльності [13].

Найбільш поширеним є другий шлях, при якому твердий шлак поетапно дробиться, і з нього «сухою» магнітною сепарацією видаляється металевий скрап. 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, що утворюються в процесі виробництва, а також металобрухт, який використовується для переплавлення), так і у формі оксидів заліза, які не вилучаються [13]. Для отримання з доменного шлаку концентрату з вмістом загального заліза на рівні 62,0% [13] запропоновано використовувати його поетапне дроблення та подрібнення з подальшою мокрою магнітною сепарацією.

Шлаки металургійного виробництва поділяють на кілька видів: доменні, сталеплавильні та феросплавні. Найбільшою популярністю в Україні користувався доменний шлак – побічний продукт виплавки чавуну у доменній печі. Це цінний сировинний продукт, який активно використовується у цементній промисловості. Конвертерні шлаки утворюються в результаті окислення сірчастого заліза киснем повітря та ошлакування закису заліза кремнекислою кварцового флюсу. Головна перевага останнього – високий вміст кремнію [14].

Системної роботи із продажу шлаків в Україні майже не ведеться – кожне підприємство вирішує питання по-своєму. Деякі самостійно займаються його помолом і потім продають кінцевим споживачам, інші просто складають його як звичайні відходи або продають стороннім компаніям. Приблизно 42% металургійних шлаків, що переробляються, припадає на цементну галузь. Обсяги утилізації металургійних шлаків в Україні останніми роками зростали. Інтерес переробників очевидний – шлаки дозволяють виробникам сухих будівельних сумішей, цементу, дорожніх покриттів знижувати собівартість своєї продукції та підвищувати її якість. Крім того, із шлаків можливе виготовлення шлаковати, шлакового лиття (бруківка, тюбинги, плитки, бордюрний камінь, тощо), литого шлакового щебеню, склокерамічних виробів, в'язучих добавок у цемент, мінеральних добавок для поліпшення ґрунтів, добрив для сільського господарства та ін. [14].

Для використання шлаків при виготовленні сумішей, цементів, при вилученні чорних або кольорових металів їх необхідно подрібнити та шляхом тонкої класифікації відокремити перспективні класи крупності (що містять максимальну кількість корисних компонентів) для подальшого їх збагачення за допомогою магнітної та електричної сепарації, флотації, тощо.

Основні споживачі металургійних шлаків в Україні – виробники цементу: компанії CRH (до складу входять «Подільський цемент» у Кам'янці-Подільському, «Цемент» в Одесі, «Миколаївцемент» у Миколаєві Львівської обл.), Dyckerhoff Cement Ukraine («Волинь-Цемент» у Здолбунові Рівненської обл. та «ЮГцемент» у смт Ольшанське Миколаївської обл.), «ХайдельбергЦемент Україна» (заводи у Кривому Розі та Кам'янському Дніпропетровській обл.),

«Івано-Франківськцемент» та ін. Підприємства групи компаній Fomalgaut, наприклад, самостійно розмелюють шлаки та додають до сухих будівельних сумішей. Приблизно 20% шлаків, що переробляються, застосовуються в дорожньому будівництві. Наприклад, такі об'єкти, як траси Запоріжжя – Дніпро, Дніпро – Кривий Ріг та автомобільна дорога Н-31 (Р-52) Дніпро – Царичанка – Кобеляки – Решетилівка побудовані з використанням доменних шлаків [14].

Сталеплавильний шлак у нашій країні практично не знаходить застосування. Тоді як у країнах ЄС, за даними Euroslag, 46% від загального обсягу його утилізації припадає на дорожнє будівництво, застосовують як мінеральні добрива (2,7%) і для гідравлічного інжинірингу (2,2%). На даний момент у нашій країні слабо розвинене законодавство, що стосується переробки техногенних відходів як будівельних матеріалів [14].

Металургійні, зокрема відвальні шлаки (як вторинний щебінь), також застосовують у дорожньому будівництві та для виробництва мінеральних добрив, гідравлічного інжинірингу, тощо. З металургійних шлаків можна витягувати цинк, а в тонні червоного шламу міститься понад 100 г рідкісного металу скандію (ціна за тону – 4,5 млн дол.). Все це «золото» могло б збагачувати Україну на мільярди доларів – за умови створення нормативних документів та комплексної системи переробки відходів [14].

Наявність великої кількості відходів у вигляді металургійних шлаків та пилу потребує розробки технології їх утилізації, що дозволить не лише залучити до виробництва матеріали, які містять цінні компоненти, а й покращити екологічну обстановку на металургійному підприємстві. Залізовмісні пил та шлами є цінною сировиною в процесі виробництва металу через високий вміст заліза 33-74%. В даний час на металургійних підприємствах накопичено близько 30 млн. т пилу і шлаків, окалини, що містять Fe. Ці ресурсно-цінні відходи складають до 75% всіх промислових відходів даного переділу, не повністю утилізуються та складаються у накопичувачі [2].

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 +0,02-0,6 мм. Якщо виділити ці класи, можна отримати товарні продукти. Близько 70% шламу представлено частинками розміром понад 0,02 мм.

В енергетичній галузі під час спалювання вугілля на теплових електростанціях (ТЕС) в Україні щорічно утворюються ЗШВ. У

відвалах вже накопичено близько 360 млн. т на площі близько 3170 га. Найбільш об'ємні із ЗШВ – шлак та летюча зола (ЛЗ). Під час спалювання вугілля понад 80% його мінерального складу переходить у ЛЗ, до 20% – у шлак. В Україні золи вугільних ТЕС містять незгорілий вуглець у кількості від 5 до 30% [15-20].

Дослідженнями [20] встановлено, у пробах шлаку кількість вуглецю становить від 0,04 до 0,3%. Якість цього продукту відповідає нормативним вимогам (менше 3%) і може використовуватися для виробництва будівельних конструкцій та матеріалів, під час прокладання доріг, залізничних колій, тощо.

ЛЗ є дрібнодисперсним матеріалом, що утворюється з мінеральної частини вугілля, і найбільш широко використовується за кордоном. В Україні застосування золи обмежене через високий вміст в ній вуглецю. Тому необхідно дозбагачення якості золи до показників, що регламентуються стандартами, для широкого застосування у будівельній сфері.

Дослідженнями [19-20] встановлено, що найвищий вміст вуглецю в золі знаходиться в класах крупності від -0315 до +002 мм включно. Найбільш зольна частина міститься в класі +0-0,02 мм (глинисті та пилоподібні частинки). Якщо витягти із летючої золи класи -0,315 +0,02 мм, можна отримати низькозольний вугільний концентрат для енергетики (із зольністю менше 25-25% – відповідає нормативним вимогам) та силікатної частини, придатної для будівельної сфери. Крім того, відомо, що у породах, які вміщують вугілля, є алюміній, германій, ванадій, залізо в кількостях, що представляють промисловий інтерес. Для їх вилучення необхідні магнітна та електрична сепарація, флотація тощо. [15]. У цьому випадку при переробці золи необхідно попереднє відділення найбільш тонких класів крупністю +0-0,05 мм, оскільки ці класи характеризуються високою зольністю і значною кількістю пилоподібних і глинистих частинок, які за наявності води розмокають, злипаються у вигляді грудок, забивають робочі зони обладнання, виконані у вигляді вузьких зазорів, (наприклад, магнітна сепарація) та знижують ефективність його роботи. Наявність глинистих частинок погіршує і показники флотації. Для вдосконалення та розвитку переробки ЗШО, розробки технологій збагачення, техніко-економічного обґрунтування безпосередньо з кожного техногенного накопичувача необхідні додаткові дослідження [15, 19, 20].

Як очевидно з вищеописаного, тонка класифікація необхідна за різних видів техногенних відходів. Для її реалізації потрібне відповідне обладнання.

У інституті геотехнічної механіки ім. М.С. Полякова НАН України (ІГТМ НАН України) розроблено віброударний грохот [21, 22], який

дозволяє ефективно класифікувати та зневоднювати тонкозернисті матеріали. Гранична крупність поділу сухих матеріалів 0,02 мм, а пульп – 0,05 мм.

Лабораторні випробування віброударного грохоту при переробці різної мінеральної сировини (вугільних шлаків, летючої золи ТЕС, руди, що містить гранат, гранітного та базальтового відсівів) показали досить високі показники грохочення: для сухих матеріалів вилучення класу менше 0,02 мм у підрешітний продукт становило 75-80%; для мокрих з накопичувача – 65-70%, при цьому вологість надрешітного матеріалу була знижена з 30 до 7-8%.

Таким чином, виконані дослідження підтвердили ефективність застосування віброударних грохотів для тонкої класифікації при переробці різної техногенної сировини.

Висновки

Внаслідок діяльності гірничо-збагачувального, переробного та енергетичного комплексів на території України накопичилася величезна кількість відходів. Ці відходи за своєю ресурсною цінністю – перспективні, закладені та постійно поповнювані мінеральною сировиною техногенного походження розглядаються як складова частина мінерально-сировинної бази країни з чорних, кольорових, металевих, енергетичних та рідкісних цінних мінералів. Стратегічним напрямом щодо покращення екологічної обстановки на території України є розробка технологій, що зменшують або виключають утворення відходів, а також технологій утилізації вже накопичених.

Виконано аналіз можливостей та перспектив збагачення шляхом тонкої класифікації по крупності на прикладі відходів збагачення титано-цирконієвих пісків, металургії (шлаки та шлами), енергетики (шлаки та летюча зола). Встановлено, за яким класом крупності необхідно розділити сировину, щоб отримати продукт, який користується попитом споживачів, і чим цей поділ забезпечити.

Показано необхідність використання тонкої класифікації при переробці відходів виробництва ВГМК для забезпечення надійної роботи сепараторів. В результаті збагачення відходів отримують колективний концентрат (дистен-силіманіту, ставроліту, турмаліну, ільменіту та рутила) і кварцовий пісок з вмістом важкої фракції менше 0,1% і вмістом Fe_2O_3 не більше 0,025%, що дозволить ефективно його використовувати, як високоякісну кварцову сировину в скляній промисловості.

Для використання металургійних шлаків при виготовленні сумішей, цементів, при вилученні чорних або кольорових металів їх необхідно подрібнити та шляхом тонкої класифікації відокремити

перспективні класи крупності (що містять максимальну кількість корисних компонентів) для подальшого їх збагачення за допомогою магнітної та електричної сепарації, флотації, тощо. В результаті одержують можливість доотримання заліза, цинку, а з червоного шламу – скандію.

При дослідженнях можливості переробки золошлакових відходів ТЕС встановлено таке. У пробах шлаку кількість вуглецю становить від 0,04 до 0,3%. Якість цього продукту відповідає нормативним вимогам (менше 3%) і може використовуватися для виробництва будівельних конструкцій та матеріалів, під час прокладання доріг, залізничних колій, тощо. У летучій золі найвищий вміст вуглецю знаходиться в класах від -0,315 до +0,02 мм включно. Найбільш зольна частина міститься в класі +0-0,02 мм (глинисті та пілоподібні частинки). Якщо відокремити з летучої золи класи +0,02 мм, можна отримати низьковуглецевий вугільний концентрат для енергетики і силікатної частини, придатна для будівельної сфери. Встановлено можливість подальшого збагачення золи шляхом магнітної та електричної сепарації, флотації, тощо, з метою отримання інших корисних мінералів таких як залізо, германій, ванадій, глинозем для подальшого отримання алюмінію, в кількостях, що представляють промисловий інтерес.

Запропоновано та показано перспективність використання віброударного грохоту конструкції ІГТМ НАН України при переробці різних техногенних відходів. Його випробування показали досить високі показники грохочення: для сухих матеріалів вилучення класу менше 0,02 мм у підрешітний продукт становило 75 – 80%; для мокрих з накопичувача – 65-70%, при цьому вологість надрешітного матеріалу була знижена з 30 до 7 – 8%.

Комплексна переробка дозволить знизити кількість відходів, що спрямовуються до накопичувачів, зменшити території, які сьогодні відчужуються для них і стають непридатними для життя, забезпечити зростання рентабельності підприємств, значно зберегти природні ресурси та скоротити дефіцит різних матеріалів.

Перелік посилань

1. Касимов А. М., Леонова О. Е., Кононов Ю. А., Коваленко А. М. Современное состояние проблемы образования и накопления промышленных отходов в Украине. *Экология и промышленность*. 2007. №2. С. 46–51.
2. 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.
3. Шевченко А. И., Бубнова Е. А. Перспективы и проблемы перевода шламонакопителей Украины в категорию техногенных месторождений. *Збагачення корисних копалин*. 2015. №60(101). С. 162-169.

4. Chetveryk M., Bubnova O., Babii K., Shevchenko O., Moldabaev S. Review of geomechanical problems of accumulation and reduction of mining industry wastes, and ways of their solution. *Mining of Mineral Deposits Journal*. 2018. Vol. 12, Issue 4. P. 63-72.
5. Гладій О. В. Сутність проблеми накопичення техногенних відходів, техногенних родовищ в Україні. *Науковий вісник Міжнародного гуманітарного університету. Серія : Юриспруденція*. 2017. №25, С. 61-64.
6. Федоренко Е. Ю., Рыщенко М. И., Богданова Е. Б., Присяжная Л. В. Использование отходов добычи и переработки минерального сырья в качестве интенсификатора спекания в технологии плотноспеченной строительной керамики. *Экология и промышленность*. 2019. №1. С. 98-106.
7. Пилов П. И., Левченко К. А., Шутов В. Ю., Самофал И. В., Чумак О. М., Корчагин Е. П. Разработка технологии обогащения техногенного месторождения Вольногорского ГМКа. *Збагачення корисних копалин* 2019. № 74(115). С. 3-12.
8. Краснопер В. П. Грохочение титано-циркониевых россыпей с последующим гравитационным обогащением. *Геотехническая механика*. 1998. № 4. С. 62-67.
9. Надутый В. П., Краснопер В. П. Анализ конструкций грохотов для тонкой классификации и выбор перспективных разработок для промышленного использования. *Геотехническая механика*. 1998. № 4. С. 94-98.
10. Надутый В. П., Краснопер В. П. Экспериментальное исследование технологических показателей и работоспособности виброгрохотов 2СТГ для тонкой классификации пульпы. *Геотехническая механика*. 1997. № 2. С. 137-141.
11. Носков В. А. Развитие научных разработок в области рециклирования промышленных отходов в черной металлургии. *Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии*, 2008. №16, 345-351.
12. Назюта Л. Ю., Косолап Н. В., Губанова А. В. Анализ сырьевой базы металлургического производства. Железородные материалы. *Металл и литье Украины*. 2005. № 9-10. С. 3-7.
13. Ніколаєнко П. К., Ніколаєнко К. В., Татаринів Ф. Г., Яковенко Н. А. Технологія довилення заліза з переробленого доменного шлаку. *Збагачення корисних копалин*. 2019. № 74(115) С. 13-18.
14. Бердинських О. Дохід з відходів: Україна може подвоїти переробку та експорт шлаків. *GMK Center*. 2019. URL: <https://gmk.center/ua/posts/dohid-z-vidhodiv-ukraina-mozhe-podvoiti-pererobku-ta-eksport-shlakiv/>
15. Сердюк В. Р., Рудченко Д. Г., Гудзь Д. В. Використання золи виносу Бурштинської ТЕС в технології виробництва автоклавного газобетону. *Вісник Вінницького політехнічного інституту*. 2021. № 2. С. 24-31. <https://doi.org/10.31649/1997-9266-2021-155-2-24-31>
16. Shevchenko G. O., Cholyshkina V. V., Sukharyev V. V., Kurilov V. S. Processing of fly ash from thermal power plants by means of mechanical classification by size. *Geo-Technical Mechanics*. 2022. № 160. P. 133-140. <https://doi.org/10.15407/geotm2022.160.133> (Accessed January 7, 2025).

17. Борук С. Д., Макаров А. С., Єгурнов О. І. Створення та властивості альтернативних палив на основі некондиційних і вторинних енергоресурсів (відходи енергогенеруючих, хімічних, харчових підприємств). Монографія. 2021. 281 с.

18. Lapshyn Ye., Shevchenko O., Khayitov O. Foreign experience of processing ash slag waste from thermal power plants. *Geotekhnicheskaya mekhanika*. 2024. Issue 168. PP. 105-120. <https://doi.org/10.15407/geotm2024.168.105>

19. Lapshyn Ye., Shevchenko O. Processing of ash waste from thermal power plants: foreign experience and Ukrainian realities. *Geotekhnicheskaya mekhanika*. 2024. Issue 169. PP. 45-65. <https://doi.org/10.15407/geotm2024.169.045>

20. Lapshin Ye., Shevchenko O. Determining the possibilities of using fly ash on the example of THE DTEK Prydniprovsk TPP. *Geotekhnicheskaya mekhanika*. 2024. Issue 170. PP. 17-27. <https://doi.org/10.15407/geotm2024.170.017>

21. Lapshyn Ye., Shevchenko O. Determining the possibilities of using fly ash of DTEK Prydniprovsk TPP as additional raw material. *Geo-Technical Mechanics*. 2024. Issue 171. PP. 31-46. <https://doi.org/10.15407/geotm2024.171.031>

22. Lapshin E. S., Shevchenko A. I. Ways of improvement of vibrational segregation and dehydration of mineral raw materials. *Naukovyi Visnyk Natsionalnoho Hirnychoho Universytetu*. 2013. No 3. PP. 45-51.

23. Lapshyn Y., Shevchenko O. Prospects for using screens with double vibration-impact excitation for size separation and dewatering of wet mineral raw materials that are difficult to classify, 2024 *IOP Conf. Ser.: Earth Environ. Sci.* 1348 012074, <https://doi.org/10.1088/1755-1315/1348/1/012074>

References

1. Kasimov, A. M., Leonova, O. E., Kononov, Yu. A., & Kovalenko, A. M. (2007). Current state of the problem of formation and accumulation of industrial waste in Ukraine. *Ecology and Industry*, 2, 46–51

2. 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

3. Shevchenko, A. I., Bubnova, E. A. (2015). Prospects and problems of transferring sludge ponds of Ukraine into the category of man-made deposits. *Mineral enrichment*, 60(101), 162-169

4. Chetveryk, M., Bubnova, O., Babii, K., Shevchenko, O., & Moldabaev, S. (2018). Review of geomechanical problems of accumulation and reduction of mining industry wastes, and ways of their solution. *Mining of Mineral Deposits Journal*. 12, 4, 63-72

5. Gladiy, O. V. (2017). The essence of the problem of accumulation of technogenic waste, technogenic deposits in Ukraine. *Scientific Bulletin of the International Humanitarian University. Series: Jurisprudence*, 25, 61-64

6. Fedorenko, E. Yu., Ryshchenko, M. I., Bogdanova, E. B., & Prisyazhnaya, L. V. (2019). Use of waste from the extraction and processing of mineral raw materials as a sintering intensifier in the technology of densely sintered building ceramics. *Ecology and Industry*, 1, 98-106

7. Pilov, P. I., Levchenko, K. A., Shutov, V. Yu., Samofal, I. V., Chumak, O. M., & Korchagin, E. P. (2019). Development of enrichment technology for the

Volnogorsk mining and metallurgical complex technogenic deposit. *Mineral enrichment*, 74(115), 3-12

8. Krasnoper, V. P. (1998). Screening of titanium-zirconium placers with subsequent gravity concentration. *Geotechnical mechanics*, 4, 62-67

9. Naduty, V. P., & Krasnoper, V. P. (1998). Analysis of fine screen designs and selection of promising developments for industrial use. *Geotechnical Mechanics*, 4, 94-98

10. Naduty, V. P., & Krasnoper, V. P. (1997). Experimental study of technological indicators and performance of 2STG vibrating screens for fine classification of pulps. *Geotechnical mechanics*, 2, 137-141

11. 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

12. 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

13. 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.

14. Berdyskyh 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-ta-eksport-shlakiv/>

15. Serdyuk, V. R., Rudchenko, D. G., & Gudz, D. V. (2021). Use of fly ash from Burshtynska TPP in the production technology of autoclaved aerated concrete. *Bulletin of Vinnytsia Polytechnic Institute*, 2, 24-31. <https://doi.org/10.31649/1997-9266-2021-155-2-24-31>

16. Shevchenko, G. O., Cholyshkina, V. V., Sukharyev, V. V., & Kurilov, V. S. (2022). Processing of fly ash from thermal power plants by means of mechanical classification by size. *Geo-Technical Mechanics*, 160, 133-140. <https://doi.org/10.15407/geotm2022.160.133>

17. Boruk, S. D., Makarov, A. S., & Yegunov, O. I. (2021) *Creation and properties of alternative fuels based on substandard and secondary energy resources (wastes of energy-generating, chemical, and food enterprises)*. Monograph. 281 pp.

18. Lapshyn, Ye., Shevchenko, O., & Khayitov, O. (2024). Foreign experience of processing ash slag waste from thermal power plants. *Geotekhnicheskaya mekhanika*, 168, 105-120. <https://doi.org/10.15407/geotm2024.168.105>

19. Lapshyn, Ye., & Shevchenko, O. (2024). Processing of ash waste from thermal power plants: foreign experience and Ukrainian realities. *Geotekhnicheskaya mekhanika*, 169, 45-65. <https://doi.org/10.15407/geotm2024.169.045>

20. Lapshyn, Ye., & Shevchenko, O. (2024). Determining the possibilities of using fly ash on the example of THE DTEK Prydniprovskaya TPP. *Geotekhnicheskaya mekhanika*, 170, 17-27. <https://doi.org/10.15407/geotm2024.170.017>

21. Lapshyn, Ye., & Shevchenko, O. (2024). Determining the possibilities of

using fly ash of DTEK Prydniprovskaya TPP as additional raw material. *Geo-Technical Mechanics*, 171, 31-46, <https://doi.org/10.15407/geotm2024.171.031>

22. Lapshyn, E. S., & Shevchenko, A. I. (2013). Ways of improvement of vibrational segregation and dehydration of mineral raw materials. *Naukovyi Visnyk Natsionalnoho Hirnychoho Universytetu*. 2013. No 3. PP. 45-51.

23. Lapshyn, Y., & Shevchenko, O. (2024). Prospects for using screens with double vibration-impact excitation for size separation and dewatering of wet mineral raw materials that are difficult to classify, *2024 IOP Conf. Ser.: Earth Environ. Sci.* 1348 012074, <https://doi.org/10.1088/1755-1315/1348/1/012074>

Ye. S. Lapshyn¹, 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 OF THE POSSIBILITY OF OBTAINING SECONDARY RAW MATERIALS CONTAINING VALUABLE COMPONENTS FROM TECHNOLOGICAL WASTE

Abstract. As a result of the activities of mining, processing and energy complexes, a huge amount of waste has accumulated on the territory of Ukraine. These wastes are promising in terms of their resource value, are embedded and constantly replenished with mineral raw materials of technogenic origin. They are considered as an integral part of the country's mineral raw material base of ferrous, non-ferrous, metallic, energy and rare valuable minerals. An analysis of the possibilities and prospects for obtaining secondary raw materials containing valuable components from technogenic waste was performed by fine classification by size using the example of waste from the enrichment of titanium-zirconium sands, metallurgy (slags and sludges), and energy (slags and fly ash). It is established by which size class it is necessary to divide the raw materials in order to obtain a product that is in demand by consumers, and how this division can be ensured. The need to use fine classification during processing is shown. The production waste of the Vilnohirs'k Mining and Metallurgical Plant (VMMK) and its technogenic deposit are mainly represented by the mineral's ilmenite, disten-sillimanite, staurolite, and tourmaline. During secondary processing of VMMK waste, it is possible to obtain a collective concentrate of these minerals and quartz sand with a heavy fraction content of less than 0.1% and Fe₂O₃ of no more than 0.025%, which will allow it to be effectively used as a high-quality quartz raw material in the glass industry. Processing of metallurgical waste allows obtaining such marketable products as iron, zinc, scandium, etc. The use of metallurgical waste by manufacturers of dry building mixes, cement, and road surfaces reduces the cost of these products and increases their quality. Processing of ash and slag waste (ASW) from the energy industry allows obtaining low-ash coal concentrate for the energy industry, a silicate fraction

suitable for the construction sector, as well as other useful minerals such as iron, germanium, vanadium, and alumina for further production of aluminum, in quantities of industrial interest. The prospects of using a vibrating impact screen designed by the Institute of Mechanical Engineering and Materials Technology of the National Academy of Sciences of Ukraine in the processing of various technogenic wastes are proposed and shown. His tests showed quite high screening rates: for dry materials, the extraction of the class less than 0.02 mm into the sub-screen product was 75-80%; for wet materials from the accumulator – 65-70%, while the humidity of the super-screen material was reduced from 30 to 7-8%. Comprehensive recycling will reduce the amount of waste sent to storage facilities, reduce the areas that are currently being alienated for them and become uninhabitable, ensure increased profitability of enterprises, significantly preserve natural resources, and reduce the shortage of various materials.

Keywords: technogenic waste, processing, fine classification, dehydration, vibro-impact screening.

For citation: 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>

Рукопис надійшов до редакції / Received 04.08.2025

Рекомендовано до друку / Accepted 21.10.2025

УДК 662.997:669.162.263

Л. П. Грес¹, д.т.н., проф., ORCID 0000-0002-5343-3438**О. В. Гупало**^{1,*}, к.т.н., доцент, ORCID 0000-0003-3145-9220**Є. О. Каракаш**¹, к.т.н., доцент, ORCID 0000-0003-3833-2396**О. О. Єрьомін**¹, д.т.н., проф., ORCID 0000-0001-8306-578X**Є. В. Перетятко**¹, магістр, ORCID 0009-0009-2026-2239¹ *Український державний університет науки і технологій** Автор для листування: o.v.gupalo@ust.edu.ua

ОСОБЛИВОСТІ УТИЛІЗАЦІЇ ТЕПЛОТИ НИЗЬКОТЕМПЕРАТУРНИХ ВІДХІДНИХ ДИМОВИХ ГАЗІВ ДОМЕННИХ ПОВІТРОНАГРІВАЧІВ

Анотація. З метою досягнення температури дуття вище 1080 °С для опалення повітрянагрівачів зазвичай використовується доменний газ, збагачений природним. Це призводить до значних витрат природного газу. Альтернативою використання природного газу є підігрів компонентів горіння (доменного газу та атмосферного повітря) перед спаленням за рахунок утилізації теплоти відхідних димових газів доменних повітрянагрівачів. Впровадження такої системи утилізації димових газів на ПАТ «Запоріжсталь» у 2004 році дозволило економити близько 30 млн. м³/рік природного газу та досягти температури дуття 1180-1230 °С. Проте, незважаючи на низьку температуру димових газів на вході в теплообмінники 260-280°С, їх термін експлуатації виявився малим (2,3-3,5 років для повітряного та 8,2-8,5 років для газового теплообмінників). Основною причиною низької стійкості теплообмінників виявилася низькотемпературна сірчаноокислотна корозія сталі, з якої виконано трубчатку. Метою даної роботи є визначення впливу зміни початкових параметрів доменного газу і температури підігріву компонентів горіння на показники роботи доменних повітрянагрівачів та удосконалення існуючої системи утилізації теплоти відхідних димових газів ПАТ «Запоріжсталь». Досліджено вплив зміни початкової температури доменного газу на його вологість, теплоту згоряння та калориметричну температуру. Визначено, що підвищення температури газу з 30 до 60 °С призводить до значного зростання його вологості (з 32 до 176 г/м³ та з 34 до 189 г/м³ при повному тиску газу, відповідно, 111,132 та 102,973 кПа), що, у свою чергу, спричиняє зменшення теплоти згоряння доменного газу на 13 % та калориметричної температури на 9 %. Для досягнення температури під куполом повітрянагрівачів 1350°С при підігріві доменного газу до 180 °С необхідна температура повітря горіння взимку складає 120-190 °С, а влітку 150-310 °С. При спаленні доменного газу

Л. П. Грес, О. В. Гупало, Є. О. Каракаш, О. О. Єрьомін, Є. В. Перетятко, 2025

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

утворюються оксиди сірки, які реагуючі з водяною парою, утворюють пари сірчаної кислоти, що містяться в продуктах згоряння. Визначено, що для умов доменних повітрянагрівачів температура точки роси сірчаної кислоти знаходиться в межах 118-130°C. Виявлено, що низький термін експлуатації теплообмінників існуючої системи утилізації теплоти димових газів повітрянагрівачів обумовлено вмістом сірки в сталі труб та кислим середовищем конденсату. Визначено, що існуюча система утилізації теплоти має низку недоліків, серед яких найвагомішим є відсутність заходів з попередження виникнення корозії металевої трубчатки теплообмінників. Запропоновано удосконалену систему утилізації теплоти, що передбачає використання трьох секцій у кожному теплообміннику, вертикальне розміщення труб та потрібну систему забезпечення мінімальної температури димових газів вище температури точки роси парів сірчаної кислоти. Розроблено конструктивні рішення, які забезпечують можливість очищення трубчатки теплообмінників та заміну їх секцій, найбільш вразливих до корозії. Запропонована система дозволяє збільшити міжремонтний термін експлуатації теплообмінників у 2-3 рази, підвищити середню температуру гарячого дуття на 50-60°C та забезпечити зниження собівартості виробництва чавуну.

Ключові слова: утилізація теплоти, теплообмінники, доменні повітрянагрівачі, сірчанокислотна корозія металу.

Посилання для цитування: Особливості утилізації теплоти низькотемпературних відхідних димових газів доменних повітрянагрівачів / Л. П. Грес, О. В. Гупало, Є. О. Каракаш, О. О. Єрьомін, Є. В. Перетяцько // Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії. 2025. Вип. 39. С. 175-194. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2025-39-10>

Вступ. Енергоефективність та собівартість виробництва чавуну в основному визначаються питомими витратами коксу, які залежать від кількості використаних в доменній печі його заміників (наприклад, пиловугільного палива), якості шихтових матеріалів, технології доменної плавки та температури гарячого дуття. Остання визначається ефективністю роботи повітрянагрівачів, терміном їх експлуатації, та режимом спалення палива.

Нагрівання доменного дуття потребує особливого підходу при вирішенні проблем проектування та експлуатації блоку повітрянагрівачів. При цьому необхідно вирішувати питання щодо економії палива, збільшення терміну експлуатації повітрянагрівачів, та зменшення шкідливих викидів у довкілля.

Повітрянагрівачі опалюються доменним газом, теплота згоряння якого мала (3100-3400 кДж/м³) і забезпечує температуру гарячого дуття 1050-1080 °С. Для збільшення температури дуття до 1200-1250 °С зазвичай доменний газ збагачують природним. При цьому для одного блоку повітрянагрівачів необхідно витрачати 27-37 млн. м³/рік природного газу, що негативно впливає на собівартість виробництва

чавуну.

Закордоном, ще у 70 роки минулого століття, почали замінювати збагачення доменного газу природним підігрівом доменного газу і повітря горіння перед спалюванням шляхом утилізації теплоти відхідних газів повітронагрівачів. Для цього використовують теплообмінники різних конструкцій: рекуперативні; регенеративні; з проміжним теплоносієм; ротаційні; з використанням теплових труб [1-4].

На ПАТ «Запоріжсталь» у 2004 році на одній із доменних печей вперше в Україні було введено в експлуатацію новий блок повітронагрівачів з системою теплообмінників із гладких труб для нагрівання доменного газу та повітря горіння. Це дозволило забезпечити температуру гарячого дуття 1180-1230 °C і економію біля 30 млн. м³/рік природного газу [5]. Але, незважаючи на низьку температуру димових газів на вході в теплообмінники 260-280 °C, їх термін експлуатації виявився малим (2,3-3,5 років для повітряного теплообмінника та 8,2-8,5 років – для газового), що в довгостроковій перспективі призвело до зменшення середньої температури гарячого дуття.

Дослідження [6] показали, що основною причиною виходу із ладу теплообмінників є наявність низькотемпературної сірчаноокислотної корозії металу трубчатки теплообмінників. При цьому міжремонтний період експлуатації газового теплообмінника значно більше повітряного, так як початкова температура доменного газу більше (40-50 °C) і вона практично не змінюється. Температура атмосферного повітря змінюється від -5 °C узимку до +40 °C улітку, що значно впливає на температуру диму на виході з теплообмінників.

Середня температура відхідних димових газів повітронагрівачів з якою вони надходять до теплообмінників, а також температура відпрацьованих димових газів на виході з теплообмінників малі і відповідно складають 240-280 °C та 110-130 °C. Недоліками утилізації низькопотенційної теплоти відхідних димових газів є необхідність суттєвого збільшення поверхні нагрівання та габаритів теплообмінників, а також низька температура диму на виході з них, що при наявності в димових газах оксидів сірки визиває утворення низькотемпературної сірчаноокислотної корозії металу.

Метою роботи є визначення впливу зміни початкових параметрів доменного газу і температури підігріву компонентів спалення на показники роботи доменних повітронагрівачів та удосконалення їх системи утилізації теплоти відхідних димових газів.

Методика досліджень. Для виконання розрахунків спалення доменного газу, визначення калориметричної температури горіння палива, температур підігріву компонентів горіння, які забезпечують

досягнення заданої температури нагріву дуття без збагачення доменного газу природним при опаленні повітронагрівачів використовувалися методики розрахунків, наведені в роботах [7, 8]. В якості вихідних даних приймали реальні значення параметрів експлуатації доменної печі та її повітронагрівачів ПАТ «Запоріжсталь».

Результати дослідження. Досліджено вплив зміни початкових параметрів доменного газу на його вологість. Прийнято, що діапазон зміни: температур доменного газу 30-60 °С, тиску доменного газу – 4,903-9,807 кПа. При цьому максимальний і мінімальний атмосферний тиск прийнято, відповідно, 101,325 та 98,070 кПа. Таким чином, розглянуто два варіанти:

- 1) атмосферний тиск 101,325 кПа, а надлишковий тиск доменного газу 9,807 кПа;
- 2) атмосферний тиск 98,070 кПа, а надлишковий тиск доменного газу 4,903 кПа.

Результати розрахунку наведено на рис. 1, з якого видно, що для варіанта 1 збільшення початкової температури доменного газу з 30 до 60 °С призводить до підвищення його вологості з 32 до 176 г/м³, а для варіанта 2 – з 34 до 189 г/м³. При зменшенні повного тиску доменного газу з 111,132 до 102,973 кПа, його вологість збільшується з 32 до 34 г/м³ при початковій температурі доменного газу 30 °С та з 176 до 189 г/м³ при температурі 60 °С. При цьому, якщо не враховувати зміну повного тиску доменного газу, то відносна похибка розрахунків відповідно складе 6,3 та 7,4 %.

Наявність вологи в доменному газі знижує його теплоту згоряння за рахунок зменшення вмісту горючих компонентів палива. Виконано аналіз впливу початкової температури доменного газу на теплоту згоряння вологого доменного газу та калориметричну температуру. Приймали наступний об'ємний склад сухого доменного газу: CO₂ – 17,7 %; CO – 22,4 %; H₂ – 6,3 %, N₂ – 53,6 %.

Залежність теплоти згоряння вологого доменного газу від його вологості наведено на рис. 2. З рисунку видно, що зміна вологості газу з 33 до 183 г/м³ призводить до зменшення теплоти згоряння на 13,4 % (з 3406 до 2949 кДж/м³).

Виконано чисельні дослідження впливу вологості доменного газу на калориметричну температуру для теплоти згоряння 2878 та 4545 кДж/м³ без нагрівання і з нагріванням компонентів згоряння до 170 °С (рис. 3). Визначено, що для доменного газу з теплою згоряння 2878 кДж/м³ зміна вологості газу з 33 до 183 г/м³ призводить до зменшення калориметричної температури горіння з 1166 до 1064 °С (на 8,7 %) коли компоненти згоряння не підігріваються, та з 1286 до 1167 °С (на 9,3 %), коли компоненти згоряння нагріваються до 170 °С. При теплоті

згоряння доменного газу 4545 кДж/м^3 аналогічна зміна вологості доменного газу призводить до зміни калориметричної температури: з 1479 до 1364°C (на $7,8\%$), коли підігрів компонентів спалення відсутній, та з 1598 до 1468°C ($8,1\%$).

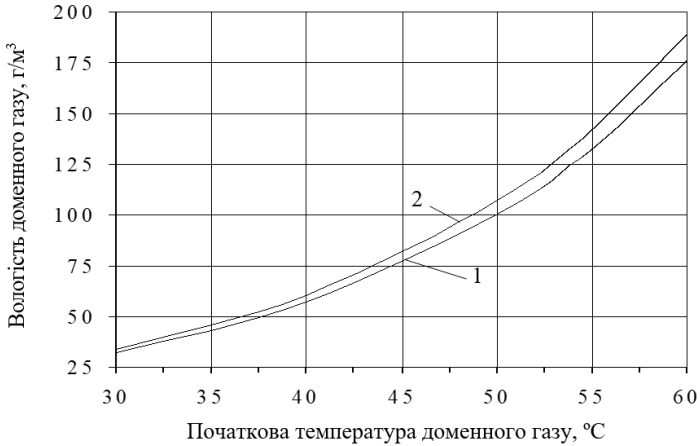


Рисунок 1 – Залежність вологості доменного газу від його початкової температури. Варіанти: 1 – атмосферний тиск $101,325 \text{ кПа}$, надлишковий тиск доменного газу $9,807 \text{ кПа}$; 2 – атмосферний тиск $98,070 \text{ Па}$, надлишковий тиск доменного газу $4,903 \text{ кПа}$.

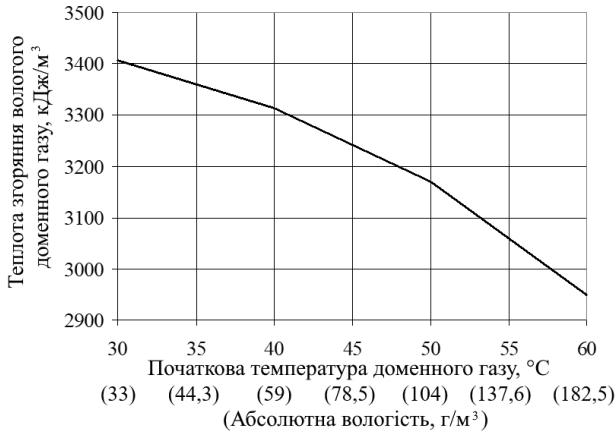


Рисунок 2 – Залежність теплоти згоряння вологого доменного газу від його початкової температури.

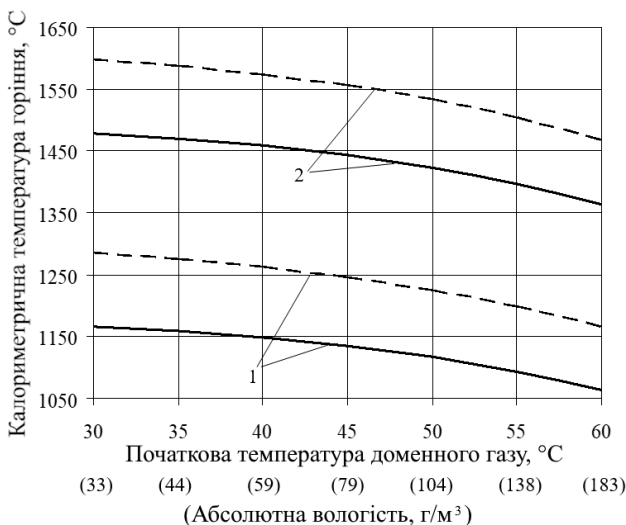


Рисунок 3— Залежність калориметричної температури горіння від вологості доменного газу. Цифрами біля кривих позначено теплоту згоряння сухого доменного газу: 1- 2878 кДж/м³; 2- 4545 кДж/м³. Суцільні лінії- підігрів компонентів горіння відсутній, пунктирні- підігрів газу і повітря до 170 °С.

Проаналізовано вплив температур нагрівання компонентів спалення на їх початкові параметри для зимового та літнього періодів. Визначено, що при нагріванні доменного газу до 180 °С для досягнення температури під куполом повітрянагрівачів 1350 °С і спаленні доменного газу з теплотою згоряння 3541 кДж/м³ необхідна температура повітря спалення залежить від початкових параметрів компонентів спалення і складає: взимку 120-190 °С при температурі доменного газу 36-45 °С; улітку 150-310 °С при температурі газу 38-53 °С.

Розглянуто механізми утворення сірковмісних сполук у процесі доменної плавки та оксидів сірки при спалюванні доменного газу в повітрянагрівачах. Концентрація оксидів сірки, що утворюються при спаленні палива, в основному, залежить від вмісту в ньому сірковмісних сполук. Основними джерелами сірки, яка потрапляє в доменну піч з шихтовими матеріалами, є кокс і агломерат [9]. В агломераті сірка знаходиться в твердому стані у вигляді CaS, а в коксі – у вільному стані, в сполуках з вуглецевою масою, а в золі – у вигляді сульфідів та сульфатів [10].

В балансі сірки доменної плавки приймають питому масу сірки у

колошниковому газі 0,04 кг/т чавуну [5]. Вміст сірки в колошниковому пилю 0,501 % (мас.), вихід сірки з колошниковим пилом 0,21 кг/т чавуну. В цьому балансі приймаються коефіцієнт переходу сірки в колошниковий газ 9,9 % (мас.) [11]. Доля сірки, що виноситься із доменної печі з колошниковим газом, відношення маси сірки, яка перейшла в газ, до маси сірки, що вноситься в доменну піч з шихтовими матеріалами, складає 7,765 – 15,135 % (мас.).

При спаленні доменного газу утворюються оксиди сірки, концентрація яких практично не залежить від параметрів згоряння, а визначається вмістом сполук сірки. При високих температурах продукти згоряння, в основному, містять SO_2 , так як при збільшенні температури згоряння зменшується константа рівноваги. В реальних умовах для бідного факелу концентрація SO_3 складає 1,5-2,5 % від концентрації SO_2 [12].

Для розрахунку концентрації SO_2 зазвичай приймають, що коли вся сірка, яка міститься в паливі, перетвориться в SO_2 , то її вміст складає 20 г на 1 % сірки в паливі. Температура точки роси сірчаної кислоти залежить не лише від парціального тиску SO_3 , а і від парціального тиску водяної пари. Присутність в димових газах навіть незначної кількості пари H_2SO_4 різко підвищує температуру точки роси димових газів. Наприклад вміст пари сірчаної кислоти 0,01 % при парціальному тиску 10000-15000 Па призводить до збільшення температури точки роси з 45 до 185 °C [13].

Температура точки роси водяної пари в димових газах ($t_p^{\text{H}_2\text{O}}$) розраховували за рівнянням Антуана [14], в якому тиск насиченої водяної пари (P_s) приймають рівним її парціальному тиску у відхідних димових газах:

$$\begin{aligned} t_p^{\text{H}_2\text{O}} &= T_p - 273,15 = B / (A - \ln P_s) - C - 273,15 = \\ &= B / (A - \ln P_{\pi}) - C - 273,15, \end{aligned} \quad (1)$$

де P_{π} – парціальний тиск водяної пари в димових газах (Па), який визначається за формулою:

$$P_{\pi} = 0,01 \cdot P_{\text{абс}} \cdot \% \text{H}_2\text{O} , \quad (1.9)$$

де $P_{\text{абс}} = P_{\text{атм}} + P_{\text{дим}}$ – абсолютний тиск димових газів, Па; $P_{\text{атм}}$ та $P_{\text{дим}}$ – атмосферний та надлишковий тиск димових газів, Па; $\% \text{H}_2\text{O}$ – вміст водяної пари в димових газах, % (об.).

Під час розрахунків вмісту водяної пари в димових газах визначено з використанням результатів розрахунку згоряння газу, а концентрацію оксиду сірки – експериментально. Значення парціального тиску SO_2

визначено враховуючи теоретично можливі умови переходу в SO_3 всієї сірки палива – 1-5 % [15-17].

Результати розрахунків наведено в табл. 1.

Таблиця 1 – Температури точки роси сірчаної кислоти в димових газах.

Параметри	Значення параметрів				
Тиск димових газів, кПа	99,692				
Концентрація SO_2 , мг/м ³ (ppm)	1475 (720)				
Об'ємний відсоток SO_2 , %	0,072				
Відсоток перетворення (переходу) сірки палива в SO_3 , %	1	2	3	4	5
Концентрація SO_3 , мг/м ³	14,9	30,1	45,6	61,5	77,6
Об'ємний відсоток SO_3 , %	0,00073	0,00146	0,00223	0,003	0,0038
Парціальний тиск SO_3 , Па	0,73	1,45	2,22	2,99	3,78
Температура точки роси сірчаної кислоти при парціальному тиску водяної пари в димових газах					
10,0 кПа	118,3	122,2	124,4	125,7	126,7
20,0 кПа	122,3	125,6	127,4	129,1	130,2

Показано, що температура точки роси димових газів складає 118 – 127 та 122 – 130 °С відповідно до парціального тиску водяної пари 10,0 та 20,0 кПа.

Температуру точки роси також визначено з графічної залежності, наведеної в [18]: температура точки роси для парціального тиску водяної пари 10,0 кПа складає 118-129 °С, а для парціального тиску водяної пари 20,0 кПа – 122-133 °С. Отримані значення мало відрізняються від розрахункових даних, наведених в табл. 1.

Дослідження причин швидкого виходу із ладу теплообмінників доменної печі ПАТ «Запоріжсталь» підтвердили, що причиною руйнування металевої трубчатки теплообмінника є низькотемпературна сірчаноокислотна корозія, що підтверджується наступними фактами:

1) вміст сірки в сталі 10кп (з якої виконано трубчатку теплообмінників) наприкінці служби складає 1,39 %;

2) відкладення на поверхні труб, що омиваються димовими газами, містить 13,48 % сірки;

3) конденсат димових газів має кисле середовище ($\text{pH} = 2,28$) і містить значну кількість розчиненого сульфату (2111,3 мг/дм³).

Використовуючи довгостроковий досвід експлуатації комплексу «повітрянагрівачі – теплообмінники», з'ясовано основні недоліки в конструкції і експлуатації існуючої системи утилізації теплоти відхідних димових газів на ПАТ «Запоріжсталь» (рис. 4).

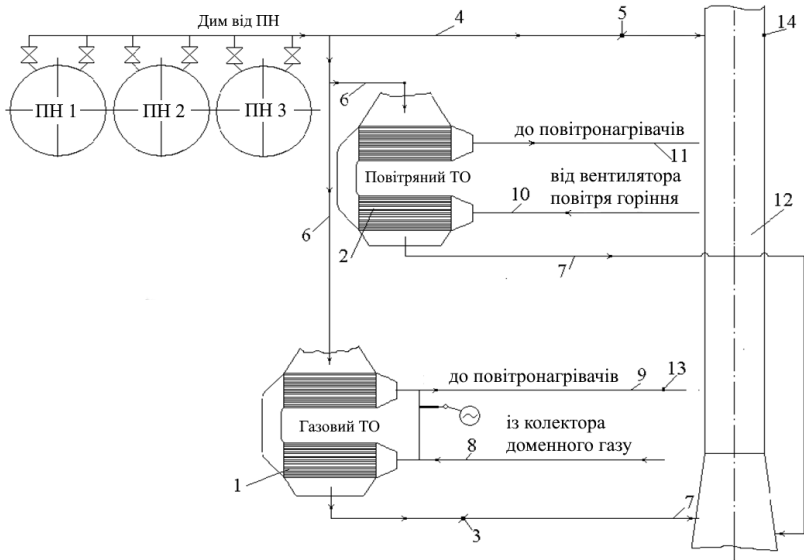


Рисунок 4 – Система утилізації тепла димових газів блоку повітрянагрівачів доменної печі: 1- теплообмінник підігріву доменного газу; 2- теплообмінник підігріву повітря горіння; 3- пристрій регулювання витрати димових газів через газовий теплообмінник; 4- байпасний трубопровід димових газів; 5- пристрій регулювання витрати димових газів через байпасний трубопровід; 6- трубопровід підведення гарячих димових газів на повітряний і газовий теплообмінники; 7- трубопроводи відведення відпрацьованих димових газів після повітряного і газового теплообмінників; 8- трубопровід підведення холодного доменного газу на газовий теплообмінник; 9- трубопровід відведення нагрітого доменного газу після газового теплообмінника; 10- трубопровід підведення холодного повітря горіння на повітряний теплообмінник; 11- трубопровід відведення нагрітого повітря горіння після повітряного теплообмінника; 12- димова труба; 13- датчик температури димових газів після теплообмінника підігріву доменного газу; 14- датчик температури димових газів у димовій трубі.

Система утилізації складається із двох теплообмінників: газового (1) та повітряного (2), які однакові за конструкцією, але мають різні габарити, так як в них нагріваються різні витрати доменного газу і повітря спалення. Ці теплообмінники одноходові по димовим газам, та двухходові – по повітрю. Кожній теплообмінник являє собою гладкотрубний рекуператор зі зовнішнім діаметром труб 40 мм із Ст 10кп та перехресно-протитечійною схемою руху. Також до системи утилізації теплоти входять: трубопроводи для подачі та відведення гарячих та відпрацьованих димових газів, холодного повітря і

доменного газу та нагрітого повітря і газу; байпасний трубопровід (4) з дросельним клапаном (5) для регулювання витрат димових газів в системі; димар (12); системи регулювання витрат димових газів через газовий теплообмінник (3), температур диму на виході із теплообмінника (13) та у димовій труби (14).

Доменний газ і повітря рухаються в середині труб теплообмінників, а димові гази – омивають ці труби ззовні. Теплопередача від димових газів до холодних теплоносіїв здійснюється: від димових газів до стінки труби – випромінюванням та конвекцією, через стінку труби – теплопровідністю; від внутрішньої поверхні стінки труби до доменного газу – випромінюванням та конвекцією, а від внутрішньої поверхні стінки труби до повітря – конвекцією.

Існуюча система утилізації теплоти має наступні конструктивні та технологічні недоліки, які тісно пов'язані між собою.

1) при проектуванні теплообмінників не передбачено ніяких заходів щодо блокування процесу низькотемпературної сірчаноокислотної корозії металевої частини теплообмінників через те, що вважалося, що кількість оксидів сірки в димових газах незначна і їх наявність не вплине на стійкість трубчатки. Дійсно, питома концентрація цих оксидів відносно мала і складає 160-230 мг/м³, але треба враховувати, що в системі повітрянагрівачі – теплообмінники циркулює 180-220 тис. м³/г димових газів, які протягом року вносять в цю систему 10-14 т оксидів сірки. Така кількість оксидів сірки негативно впливає не лише на стійкість теплообмінників, а і на екологічний стан промислової зони;

2) не вжито заходів щодо забезпечення мінімально допустимих значень температури відпрацьованих димових газів теплообмінників. Ця температура повинна підтримуватися на 10-15 °С більше, ніж температура точки роси сірчаної кислоти;

3) кожен теплообмінник складається з двох зон, і гарячі димові гази входять у верхню зону, омивають зовнішню поверхню труб двох зон, нагріваючи повітря (доменний газ). Димові гази, потрапляючи в теплообмінник, швидко втрачають свій температурний потенціал, так як різниця температур між димом на вході і виході з теплообмінника незначна (120-150°C). При цьому температура відпрацьованих димових газів може зменшуватися до значень менших 100 °С, що за даними експлуатації системи мало місце узимку.

4) відсутня система підтримки і регулювання мінімально допустимої температури відпрацьованих димових газів теплообмінників;

5) теплообмінники не ремонтпридатні. При виході із ладу верхньої частини секції необхідно замінювати весь теплообмінник;

6) тепловий режим системи повітрянагрівачів та теплообмінників

пов'язані між собою, але ці закономірності не враховуються, і на доменній печі відсутня загальна для повітронагрівачів і теплообмінників режимна карта. Її розроблено лише для блоку повітронагрівачів.

Співробітниками кафедри екології, теплотехніки та охорони праці Українського державного університету науки і технологій, сумісно з співробітниками фірми ТОВ-НВФ «КОШ» та Інституту чорної металургії НАН України розроблено удосконалену систему утилізації теплоти відхідних димових газів повітронагрівачів з нагріванням доменного газу і повітря спалення [19]. Ця система (рис. 5) складається з наступних вузлів:

- двох теплообмінників однакової конструкції для нагрівання доменного газу та повітря спалення, кожен з яких обладнано двома основними секціями А та Б та додатковою секцією В. Так як ці теплообмінники однакові за конструкцією, то, в якості прикладу, далі розглянемо теплообмінник для нагрівання одного з двох компонентів спалення (доменного газу або повітря);
- системи трубопроводів для підведення та відведення гарячих та відпрацьованих димових газів, холодних та нагрітих доменного газу і повітря спалення;
- димової змішувальної камери, розташованої між секціями теплообмінників А та Б;
- спеціального люку для прибирання відкладень з поверхні труб;
- системи автоматичного регулювання мінімально допустимих температур теплообмінників, початкових температур компонентів спалення та температур під куполом повітронагрівачів.

Конструкція та тепловий режим запропонованої системи теплообмінників (рис. 5) відрізняється від існуючої системи (рис. 4) наступним:

1) в кожному теплообміннику використовується не дві, а три секції (А, Б та В). Секції А та Б розміщено паралельно на деякій відстані одна від одної, утворюючи змішувальну камеру. Додаткова секція В розташована над секцією А.

2) В кожній секції використано не горизонтальне, а вертикальне розміщення труб, яке має наступні переваги: довжина труб газового та повітряного теплообмінників відповідно складає 4,2 та 3,5 м, тому при горизонтальному їх розміщенні для ліквідації перегину труб необхідно додатково використовувати трубні дошки. При вертикальному розміщенні труб зменшується можливість утримання на їх поверхні пилу та продуктів корозії металу та виникає можливість часткової чистки поверхні труб;

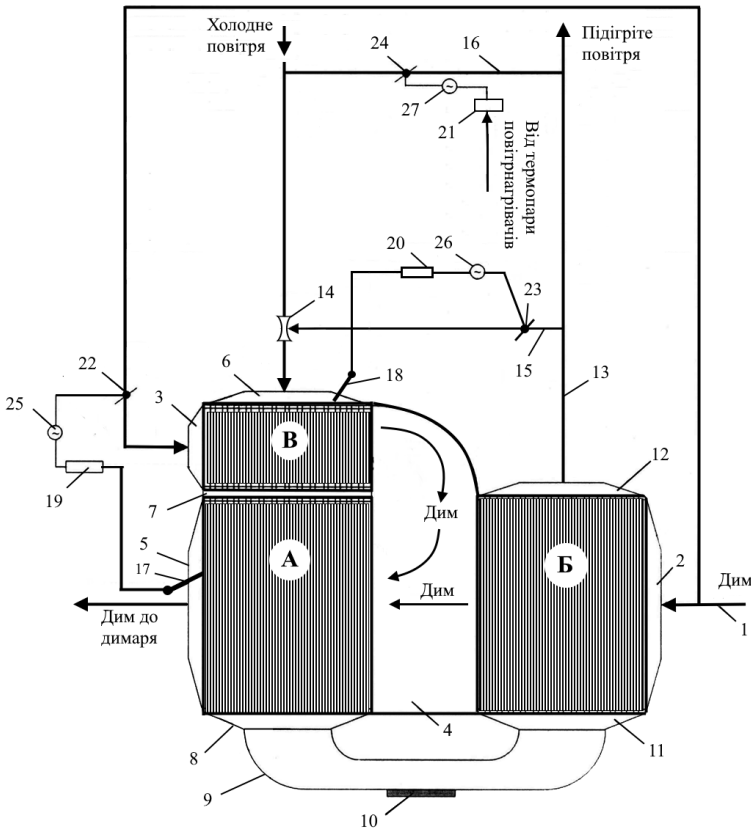


Рисунок 5 – Удосконалена система утилізації теплоти відхідних димових газів повітрянагрівачів з нагріванням компонентів спалення: 1- димовий лежак блоку повітрянагрівачів; 2- вхід диму до секції Б; 3- вхід диму до секції В; 4- димова змішувальна камера; 5- вихід диму із секції А; 6- вхід компонента спалення секції В; 7- камера, яка з'єднує секції В і А; 8- вихід компонента спалення із секції А; 9- трубопровід, який з'єднує секції А та Б; 10- спеціальний люк; 11- вхід компонента спалення до секції Б; 12- вихід компонента спалення із секції Б; 13- трубопровід підведення нагрітого компонента до пальника повітрянагрівача; 14- додатковий змішувач; 15- додатковий трубопровід, який з'єднує трубопровід нагрітого компонента спалення 13 з додатковим змішувачем 14; 16- трубопровід, який з'єднує вхід холодного компонента спалення з трубопроводом 13; 17-18- термопары для контролю температур; 19-21- процесори; 22-24 – дросельні клапани; 25-27- виконуючі механізми.

3) Підведення гарячих димових газів здійснюється не через одну, а через дві секції (Б та В), що збільшує не лише середні температури димових газів цих секцій, а й температуру відпрацьованих димових газів теплообмінників;

4) Використовується потрібна система забезпечення та регулювання мінімально допустимої температури відпрацьованих димових газів теплообмінників:

Перша- підвід гарячого диму до двох секцій (Б і В) та використання суміші цих газів з підвищеною температурою секції А, що дозволяє збільшити температуру димових газів в кожній секції та на виході з теплообмінників;

Друга- можливість збільшення температури відпрацьованих димових газів теплообмінників за рахунок підвищення витрат гарячих димових газів секції В;

Третя- при екстрених випадках, наприклад, в зимовий період, коли температура атмосферного повітря знижується нижче 0 °С, використовується автоматична система підвищення початкової температури повітря до 30-40 °С на вході в секцію В за рахунок незначного збільшення витрати нагрітого повітря.

Таким чином ця потрібна система гарантує забезпечення необхідних мінімальних допустимих температур відпрацьованих димових газів теплообмінників та їх довгострокову експлуатацію;

5) Задана температура під куполом повітрянагрівачів стабілізується не за рахунок зміни витрат компонентів спалення, а зміною їх температур, що дозволяє підтримувати більш сталий тепловий режим теплообмінників;

6) Для забезпечення ремонтпридатності системи теплообмінників додаткову секцію В виконують знімною, що забезпечує швидкий її демонтаж та монтаж в період капітального ремонту теплообмінників. При цьому існує можливість заміни однієї секції, а не всього теплообмінника;

7) В системі теплообмінників передбачена можливість часткової чистки поверхні труб, уловлення пилу та прибирання бруду через спеціальний люк.

Використовуючи технологічні дані експлуатації комплексу доменна піч – повітрянагрівачі – теплообмінники існує можливість розробки режимної карти експлуатації системи повітрянагрівачі-теплообмінники, яка забезпечить необхідну стабільну температуру дуття та довгостроковий термін експлуатації теплообмінників.

Принцип експлуатації запропонованої системи утилізації теплоти відхідних димових газів повітрянагрівачів з нагріванням компонентів згоряння наступний. Відхідні димові гази з температурою 230-280 °С із

димового лежачка 1 блока повітрянагрівачів надходять на вхід диму 2 основної секції Б та вхід диму 3 додаткової секції В, проходять через секції Б і В між труб, розташованих в цих секціях, та виходять у димову змішувальну камеру 4, де змішуються. Із змішувальної камери 4 димові гази надходять в основну секцію А, проходять між труб, розташованих в цій секції, та через вихід диму 5 із секції А направляються в димар. До додаткового змішувача 14 подається холодний компонент спалення та частка нагрітого компонента спалення, що надходить до змішувача по додатковому трубопроводу 15, який з'єднує основний трубопровід 13 нагрітого компонента спалення з додатковим змішувачем 14. Далі суміш холодного та нагрітого компонентів спалення, що утворюється в змішувачі 14, надходить до входу компонента спалення 6 у додаткову секцію В. Задане значення температури компонента спалення на вході 6 додаткової секції В контролюється за допомогою термопари 18, процесора 20, виконуючого механізму 26 та дросельного клапана 23. Компонент спалення, що надходить на вхід 6 додаткової секції В, де розподіляється по трубах секції В, рухається всередині труб в напрямку камери 7, яка з'єднує додаткову секцію В з основною секцією А. Камера 7 є герметично ізолюваною від потрапляння в неї димових газів. Компонент спалення з камери 7 надходить до труб основної секції А, і за допомогою трубопроводу 9, що з'єднує вихід компонента спалення 8 основної секції А та вхід компонента спалення 11 основної секції Б, надходить до труб основної секції Б. Далі компонент спалення рухається всередині труб основної секції Б і через вихід 12 основної секції Б надходить до основного трубопроводу нагрітого компонента спалення 13, з'єднаного з пальниками повітрянагрівачів доменної печі (які на рис. 5 не наведено). Температура стінки труб в небезпечній зоні додаткової секції В контролюється термопарою 17, пов'язаною з процесором 19. Останній за допомогою виконуючого механізму 25 та дросельного клапана 22 підтримує температуру стінки труб додаткової секції В вище температури точки роси сірчаної кислоти (110-140 °С), змінюючи кількість диму на вході у додаткову секцію В. Температуру димових газів, що утворюються після спалення в повітрянагрівачах доменної печі, стабілізують за допомогою змішування холодних компонентів спалення з нагрітими компонентами спалення. При зміні температури димових газів, що утворюються при опаленні доменних повітрянагрівачів, в межах 20 °С за допомогою термопар повітрянагрівачів (на рис. 5 не показано), процесора 21 та виконуючого механізму 27 змінюється ступінь відкриття дросельного клапана 24, встановленого на трубопроводі 16, що з'єднує вхід холодного компонента спалення з основним трубопроводом нагрітого компонента спалення 13. Дросельний клапан 24 змінює кількість холодного

компонента спалення, який додається до нагрітого компонента спалення, що йде по основному трубопроводу нагрітого компонента спалення 13.

Розроблена та запатентована система утилізації теплоти відхідних димових газів дозволяє в 2-3 рази збільшити міжремонтний термін експлуатації теплообмінників, що забезпечить подовження часу роботи повітрянагрівачів з використанням нагрітих компонентів горіння (палива і повітря), що, в свою чергу, спричинить підвищення середніх за термін експлуатації повітрянагрівачів температури димових газів, які утворюються при спалюванні палива в пальниках повітрянагрівачів, та температури нагріву доменного дуття на 50-60 °С, збільшення якої забезпечить зменшення собівартості виробництва чавуну.

Висновки

1. Однією із особливостей використання теплоти відхідних димових газів повітрянагрівачів в системі нагрівання компонентів спалення є незначні початкові та кінцеві температури цих газів: відповідно 240-280 °С та 110-130 °С. При цьому витрати димових газів на один блок повітрянагрівачів складають 180-220 тис. м³/год і їх теплоту зазвичай не використовують, що призводить до викиду у довкілля 17-24 МВт теплової енергії.

2. Недоліком утилізації теплоти низькотемпературних відхідних димових газів є необхідність збільшення поверхні нагрівання та габаритів теплообмінників. Можливість зниження температури диму, що відходить, до 100 °С (а інколи і нижче) при наявності в їх складі оксидів сірки призводить до утворення низькотемпературної сірчаноокислотної корозії металу теплообмінників.

3. Досліджено вплив зміни початкових параметрів доменного газу (температура та тиск) на його вологість, теплоту згоряння та калориметричну температуру. Визначено, що збільшення початкової температури доменного газу з 30 до 60 °С при його загальному тиску 111,132 кПа призводить до зростання вологості доменного газу з 32 до 176 г/м³, а при тиску 102,973 кПа – з 34 до 189 г/м³. Під час виконання розрахунків нехтування зміною повного тиску газу призводить до утворення відносної похибки визначення вологості газу 6,3-7,4 %.

Зміна вологості заданого складу доменного газу з 33 до 183 г/м³ призводить до зменшення його теплоти згоряння на 13,4 % (з 3406 до 2949 кДж/м³ та калориметричної температури на 8,8 % (з 1166 до 1064 °С) коли компоненти згоряння не підігріваються, або на 9,3% (з 1286 до 1167 °С) – коли вони нагріваються до 170 °С.

Розрахунок необхідних температур нагрівання компонентів спалювання (доменного газу та атмосферного повітря) для літнього та

зимового періодів показав, що при нагрівання доменного газу до 180 °С для досягнення температури під куполом повітрянагрівачів 1350 °С і спаленні доменного газу з теплотою згоряння 3541 кДж/м³ необхідна температура повітря згоряння складає: узимку 120-190 °С при температурі доменного газу 36-45 °С, а влітку – 150-310 °С при температурі газу 38-53 °С.

4. Концентрація оксидів сірки, що утворюються при спалюванні доменного газу здебільшого залежить від вмісту в ньому сірковмісних сполук. Основним джерелом сірки, яка потрапляє в доменну піч з шихтовими матеріалами, є кокс і агломерат. Вміст сірки в колошниковому пилу складає 0,501 %(мас.), а питомий його вихід – 0,21 кг/т чавуну. Частка сірки, що виноситься з доменної печі колошниковим газом, складає 7,765-15,135 %(мас.).

5. При спаленні доменного газу утворюються оксиди сірки, концентрація яких практично не залежить від параметрів згоряння, а визначається вмістом сполук сірки. Димові гази, в основному, містять SO₂, концентрація SO₃ складає 1,5-2,5 % від концентрації SO₂.

6. Для умов доменних повітрянагрівачів розраховано температуру точки роси сірчаної кислоти в залежності від парціального тиску водяної пари. Визначено, що ця температура складає 118-127 °С (для тиску водяної пари 10 кПа) та 122-130 °С (для тиску 20 кПа).

7. Визначено причини низького терміну експлуатації теплообмінників ПАТ «Запоріжсталь», основною з яких є наявність низькотемпературної сірчано-кислотної корозії металевої трубчатки, що підтверджується наступними факторами: вміст сірки в трубах теплообмінника із Ст 10кп наприкінці їх служби складає 1,39 %; відкладення на поверхні труб (продукти корозії) містять 13,48 % сірки; конденсат димових газів має кисле середовище (pH = 2,28).

8. Існуюча система утилізації теплоти відхідних димових газів повітрянагрівачів ПАТ «Запоріжсталь» має наступні недоліки: відсутні будь-які заходи щодо блокування процесу низькотемпературної сірчано-кислотної корозії та забезпечення мінімально допустимої температури відпрацьованих димових газів теплообмінників; відсутня ремонтпридатність системи теплообмінників.

Запропоновано удосконалену систему утилізації теплоти відхідних димових газів повітрянагрівачів вільну від зазначених недоліків, яка дозволяє збільшити в 2-3 рази міжремонтний період експлуатації теплообмінників, що забезпечить подовження часу роботи повітрянагрівачів з використанням нагрітих компонентів спалення, спричинить підвищення середніх за термін експлуатації повітрянагрівачів температури гарячого дуття на 50-60 °С та зниження собівартості виробництва чавуну.

Перелік посилань

1. Мазур В.Л. Металургія України: стан, конкурентоспроможність, перспективи. *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2010. № 2. С. 12-16.
2. Ямада А. Использование тепла отходящих газов воздухонагревателей доменной печи в Хорохате. *Тэцу то хаганэ*. 1970. Т. 65. № 4. С. 35.
3. Кадзикова С., Ониси Д. Утилизация тепла отходящих газов доменных воздухонагревателей с использованием тепловых труб. *Се энергиш*. 1982. Т. 10. № 4. С. 69-73.
4. Ямасита Я., Ямакаго К. Теплообменники с тепловыми трубами. *Мицубиси дэнки гихо*. 1982. Т. 2. № 11. С. 27-29.
5. Система утилизации теплоты отходящих дымовых газов воздухонагревателей доменных печей в проектах ГП Укргипромез / С. А. Карпенко, С. Л. Стасевский, А. Н. Степаненко и др. // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2012. № 1. С. 103-104.
6. Повышение срока службы системы утилизации теплоты отходящих дымовых газов блока доменных воздухонагревателей / Л. П. Грес, А. Е. Миленина, С. А. Карпенко // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2011. № 2. С. 14-16.
7. Патент 98741, Україна, С28В 9/00. Пристрій для утилізації тепла відхідних димових газів блоку доменних повітрянагрівачів / Л. П. Грес, С. А. Карпенко, О. О. Науменко, О. О. Єрьомін та інші. Заяв. 16.05.2011, опубл. 11.06.2012, Бюл. № 11.
8. Устранение низкотемпературной кислотной коррозии в системе утилизации теплоты блока доменных воздухонагревателей / Л. П. Грес, С. А. Карпенко, А. А. Науменко, А. О. Еремін // *Материалы XVI Международной конференции «Теплотехника и теплоэнергетика в металлургии»*, Днепропетровск, Украина, 04-06.10.2011. Днепропетровск : НМетАУ, с. 59-60.
9. Шатоха В. И. *Охрана окружающей среды в доменном производстве: конспект лекций*. Днепропетровск : Пороги, 1996. 86 с.
10. Готлиб А. Д. Доменный процесс. М. : Металлургия, 1966. 505 с.
11. Остроухов М. Я., Шпарбер Л. Я. Справочник мастера-доменщика. М. : Металлургия, 1977. 304 с.
12. Кондирал А. С., Котов В. И., Кацман В. Х., Бондаренко П. К. Удаление серы с колошниковыми газами при современной технологии доменной плавки. *Бюл. ин-та Черметинформация*. 1979. № 20. С. 38-40.
13. Бенедиктов А. В., Петерс Н. Н., Сердаков Г. С. Измерение температуры точки росы дымовых газов. *Промышленная энергетика*. 1991. № 9. С. 19-20
14. Рид Р., Праусниц Дж., Шервуд Т. Свойства газов и жидкостей: Справочное пособие. Л. : Химия, 1982. 592 с.
15. Резников М. И., Липов Ю. М. *Паровые котлы тепловых электростанций*. М. : Энергоиздат, 1981. 240 с.
16. Клячко Б. И. Коррозия и загрязнение поверхностей нагрева паровых котлов при сжигании сернистых мазутов. Низкотемпературная коррозия.

Энергетика за рубежом, БТИ ОРГРЭС, 1962. № 7. С. 5-7.

17. Щукин А. А. *Экономия топлива в черной металлургии*. М.: Металлургия, 1973. 272 с.

18. Магадеев В. III. *Коррозия газового тракта котельных установок*. М.: Энергоатомиздат, 1986. 272 с.

19. Патент на корисну модель № 158030 Україна. *Пристрій для утилізації теплоти відхідних димових газів доменних повітрянагрівачів* / Верещак В. І., Верещак Д. В., Грес Л. П., Гупало О. В., Каракаш Є. О., Чайка О. Л. // Заявл. 21.12.2023; Опубл. 25.12.2024, Бюл. № 52.

References

1. Mazur, V. L. (2010). *Metallurhiia Ukrainy: stan, konkurentospromozhnist, perspektyvy. Metallurhiia i hirnychorudna promyslovist*, (2), 12-16.

2. Iamada, A. (1970). *Ispolzovanie tepla otkhodiashchikh gazov vozdukhonagrevatelei domЕННОй pechi v Khorokhate. Tetsu to khagane*, 65(4), 35.

3. Kadzikova, S., & Onisi, D. (1982). *Utilizatsiia tepla otkhodiashchikh gazov domennykh vozdukhonagrevatelei s ispolzovaniem teplovykh trub. Se energii*, 10(4), 69-73

4. Iamasita, Ia., & Iamakago, K. (1982). *Teploobmenniki s teplovymi trubami. Mitcubisi denki gikho*, 2(11), 27-29

5. Karpenko, S. A., Stasevskii, S. L., Stepanenko, A. N., et al. (2012). *Sistema utilizatsii teploty otkhodiashchikh dymovykh gazov vozdukhonagrevatelei domennykh pechei v proektakh GP Ukrqiprommez. Metallurgicheskaiia i gornorudnaiia promyshlennost*, (1), 103-104

6. Gres, L. P., Milenina, A. E., & Karpenko, S. A. (2011). *Povyshenie sroka sluzhby sistemy utilizatsii teploty otkhodiashchikh dymovykh gazov bloka domennykh vozdukhonagrevatelei. Metallurgicheskaiia i gornorudnaiia promyshlennost*, (2), 14-16

7. Patent 98741, Україна. (2012). *Pristrii dlia utilizatsii tepla vidkhidnykh dimovykh gaziv bloku domennykh povitronagrivachiv*. Biul. (11)

8. Gres, L. P., Karpenko, S. A., Naumenko, A. A., & Eremin, A. O. (2011). *Ustranenie nizkotemperaturnoi kislotnoi korrozii v sisteme utilizatsii teploty bloka domennykh vozdukhonagrevatelei. Materialy XVI Mezhdunarodnoi konferentsii «Teplotekhnika i teploenergetika v metallurgii»*, Dnepropetrovsk, Ukraina, 04-06.10.2011. p. 59-60

9. Shatokha, V. I. (1996). *Okhrana okruzhaiushchei sredy v domennom proizvodstve*. Porogi

10. Gotlib, A. D. (1966). *Domennyi protsess*. Metallurgiiia

11. Ostroukhov, M. Ia., & Shparber, L. Ia. (1977) *Spravochnik mastera-domenshchika*. Metallurgiiia

12. Kondiral, A. S., Kotov, V. I., Katsman, V. Kh., & Bondarenko, P. K. (1979). *Udalenie sery s kolosnikovymi gazami pri sovremennoi tekhnologii domЕННОй plavki. Biul. in-ta Chermetinformatsiia*, (20), 38-40

13. Benediktov, A. V., Peters, N. N., & Serdakov, G. S. (1991). *Izmerenie temperatury toчки rosy dymovykh gazov. Promyshlennaiia energetika*, (9), 19-20

14. Rid, R., Prausnitc, Dzh., & Shervud, T. (1982). *Svoistva gazov i zhidkosti*. Khimiia

15. Reznikov, M. I., & Lipov, Iu. M. (1981). *Parovye kotly teplovykh elektrostancii*. Energoizdat
16. Kliachko, B. I. (1962). Korroziia i zagriaznenie poverkhnosti nagreva parovykh kotlov pri szhigani sernistykh mazutov. *Nizkotemperaturnaia korroziia. Energetika za rubezhom*, BTI ORGRES, (7), 5-7
17. Shchukin, A. A. (1973). *Ekonomiia topliva v chernoi metallurgii*. Metallurgii
18. Magadeev, V. Sh. (1986). *Korroziia gazovogo trakta kotelnykh ustanovok*. Energoatomizdat
19. Patent na korysnu model 158030 Ukraina. (2024). *Prystarii dlia utylizatsii teploty vidkhidnykh dymovykh haziv domennykh povitronahrivachiv*, Biul. (52)

L. P. Gres¹, D. Sc. (Tech.), Professor, ORCID 0000-0002-5343-3438

O. V. Gupalo^{1,*}, Ph. D. (Tech.), Associate Professor, ORCID 0000-0003-3145-9220

Ye. O. Karakash¹, Ph. D. (Tech.), Associate Professor, ORCID 0000-0003-3833-2396

O. O. Yeromin¹, D. Sc. (Tech.), Professor, ORCID 0000-0001-8306-578X

Ye. V. Peretiatio¹, Master's degree, ORCID 0009-0009-2026-2239

¹ *Ukrainian State University of Science and Technologies*

* *Corresponding author: o.v.gupalo@ust.edu.ua*

FEATURES OF HEAT RECOVERY OF LOW-TEMPERATURE FLUE GAS FROM BLAST FURNACE STOVES

Abstract. The aim of achieving the air-blast temperature exceeding 1080 °C for heating hot-blast stoves typically involves the use of blast furnace gas (BFG) enriched with natural gas. This practice leads to significant natural gas consumption. An effective alternative to using natural gas is to preheat the combustion components (BFG and atmospheric air) by utilising the heat of the waste flue gases of the hot-blast stoves. The implementation of such a flue gas heat recovery system at PJSC "Zaporizhstal" in 2004 enabled savings of approximately 30 million m³/year of natural gas and allowed the air-blast temperature to reach 1180-1230°. However, despite the low temperature of the flue gases at the heat exchanger inlet (260-280°C), their service life proved to be short (2.3-3.5 years for the air heat exchanger and 8.2-8.5 years for the gas heat exchanger). The primary cause of the low durability of the heat exchangers was determined to be low-temperature sulphuric acid corrosion of the steel tubes. The aim of this research is to determine the impact of changes in the initial parameters of the BFG and the preheating temperature of the combustion components on the performance indicators of the hot-blast stoves, and to improve the existing waste heat recovery system of PJSC "Zaporizhstal". The study investigated the effect of changes in the initial BFG temperature on its humidity, calorific value, and calorimetric temperature. It was determined that raising the gas temperature from 30 °C to 60°C leads to a significant increase in its humidity (from 32 to 176 g/m³ and from 34 to 189 g/m³ at total gas pressures of 111.132 and 102.973 kPa, respectively). This, in turn, causes a reduction in the BFG's calorific value by 13% and the

calorimetric temperature by 9 %. To achieve a temperature under the hot-blast stove dome of 1350°C with the BFG preheated to 180°C, the required combustion air temperature is 120-190°C in winter and 150-310°C in summer. Upon combustion of the BFG, sulphur oxides are formed, which react with water vapour to create sulphuric acid vapours contained within the combustion products. It was established that, under the conditions of hot-blast stoves, the sulphuric acid dew point temperature ranges between 118-130°C. It was found that the short service life of the heat exchangers in the existing waste heat recovery system is due to the sulphur content in the steel of the tubes and the acidic nature of the condensate. Furthermore, the existing heat recovery system was identified as having a number of drawbacks, the most critical of which is the lack of measures to prevent corrosion of the metal tubes. An improved heat recovery system is proposed, which involves the use of three sections in each heat exchanger, vertical tube placement, and a triple regulation system to ensure the minimum allowable flue gas temperature remains above the sulphuric acid vapour dew point. Structural solutions have been developed to enable the cleaning of the heat exchanger tubes and the replacement of the sections most susceptible to corrosion. The proposed system is projected to increase the heat exchangers' inter-repair service life by 2-3 times, raise the average air-blast temperature by 50-60°C, and ultimately ensure a reduction in the cost of iron production.

Key words: heat recovery, heat exchangers, blast furnace stoves, sulfuric acid corrosion of metal.

For citation: Gres, L. P., Gupalo, O. V., Karakash, Ye. O., Yeromin, O. O., & Peretiatko, Ye. V. (2025). Features of heat recovery of low-temperature flue gas from blast furnace stoves. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 39, 175-194. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2025-39-10>.

Рукопис надійшов до редакції / Received 11.07.2025

Рекомендовано до друку / Accepted 21.10.2025

О. І. Бабаченко¹, чл.-кор. НАН України, д.т.н., ORCID 0000-0003-4710-0343**Р. В. Подольський**^{1,2}, докт. філ., ORCID 0000-0002-0288-0641**Г. А. Кононенко**^{1,3,*}, д.т.н., ст. дослідник, ORCID 0000-0001-7446-4105**О. А. Сафронова**¹, н.с., аспірант, ORCID 0000-0002-4032-4275**О. Л. Сафронов**¹, м.н.с., ORCID 0009-0007-1308-5380**Ж. А. Дементьєва**¹, н.с., ORCID 0009-0002-3194-9975¹ Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України² Інститут прикладних систем управління НАН України³ НТУ «Дніпровська політехніка»* Автор для листування: perlit@ua.fm

ПОРІВНЯЛЬНИЙ АНАЛІЗ ЗМІНИ МІКРОТВЕРДОСТІ ЛИТИХ І КАТАНИХ ЗАЛІЗНИЧНИХ КОЛІС РІЗНИХ КЛАСІВ ПІСЛЯ ЕКСТРЕНОГО ГАЛЬМУВАННЯ

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 М14-2025/КС.0227.25 від 30.04.2024.

Анотація. Актуальність. Розвиток залізничного транспорту в Україні набуває особливого стратегічного значення в умовах воєнного стану та у період післявоєнного відновлення. Одним із ключових чинників надійності та безпеки рухомого складу є стан поверхні кочення залізничних коліс, яка під час експлуатації зазнає дії складних термомеханічних навантажень. Виникнення дефектів теплового походження, таких як білий шар травлення (WEL), повзуни, термотріщини та інших істотно знижує ресурс колеса та спричиняє додаткові витрати на обслуговування і ремонт. **Мета.** Дослідження в лабораторних умовах впливу хімічного складу сталі та способу виробництва залізничного колеса на формування WEL і BEL в умовах екстремального гальмування. **Методика.** Як матеріали для дослідження обрано зразки з ободів залізничних коліс різного способу виготовлення (суцільнокатані та литі), класів С і В та марки 2 з різним вмістом вуглецю (0,61–0,76 %) і твердістю (293–333 НВ). Експерименти виконувалися на спеціальному випробувальному стенді, що моделював умови екстреного гальмування юзом при швидкості руху 100 км/год. Визначення механічних властивостей здійснювали на випробувальних машинах Instron та ПСВ-30; твердість оцінювали за Брінеллем і за мікротвердістю.

© О. І. Бабаченко, Р. В. Подольський, Г. А. Кононенко, О. А. Сафронова, О. Л. Сафронов, Ж. А. Дементьєва, 2025



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

Металографічні дослідження проводили з використанням оптичних мікроскопів «Carl Zeiss» після травлення зразків ніталем. **Результати.** Встановлено, що у всіх зразках після випробувань формується зона WEL з мартенситною структурою та підвищеною твердістю (до 8000 Н/мм²). Для литих коліс характерна більша товщина WEL (4–4,3 мм), ніж для суцільнокатаних (2–3 мм), що зумовлено більш вираженою хімічною неоднорідністю та дендритною ліквідацією. Виявлено наявність перехідної зони BEL з твердістю 3000–7200 Н/мм², яка являє собою високодисперсний перліт з підвищеною витравлюваністю. Зі збільшенням вмісту вуглецю товщина WEL зростає: для сталі з 0,76 % С – близько 3 мм, тоді як для сталі з 0,61 % С – близько 2 мм. **Висновки.** Підтверджено, що хімічний склад і спосіб виготовлення колеса є визначальними факторами чутливості сталі до утворення WEL та BEL. Литі колеса демонструють більшу схильність до розвитку термічних дефектів, тоді як суцільнокатані є більш стійкими завдяки одноріднішій структурі. Отримані результати можуть бути використані для оптимізації хімічного складу та технології виготовлення залізничних коліс з підвищеною стійкістю до деформаційно-теплових навантажень.

Ключові слова: хімічний склад, експлуатаційні дефекти, мікротвердість, залізничний транспорт, мікроструктура, теплове навантаження.

Посилання для цитування: Порівняльний аналіз зміни мікротвердості литих і катаних залізничних коліс різних класів після екстреного гальмування / О. І. Бабаченко, Р. В. Подольський, Г. А. Кононенко, О. А. Сафронова, О. Л. Сафронов, Ж. А. Дементьєва // *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії*. 2025. Вип. 39. С. 195-209. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2025-39-11>

Актуальність. Актуальність роботи зумовлена стратегічним значенням розвитку залізничного транспорту в умовах воєнного стану та майбутнього повоєнного відновлення України. Залізничний транспорт сьогодні виконує ключові логістичні функції для забезпечення обороноздатності держави та міжнародних зобов'язань. Його переваги – висока ефективність, екологічність та безпека перевезень, однак ці характеристики значною мірою визначаються надійністю роботи системи «колесо-рейка». Одним із найбільш поширених і небезпечних дефектів є утворення повзунів та «білого шару» (WEL), які виникають під дією екстремальних теплових і механічних навантажень при гальмуванні. Ці дефекти призводять до утворення тріщин, нерівномірного зношування, додаткових ударних навантажень на колію та рухомий склад, зниження ресурсу коліс та потреби у частих переточуваннях. Дослідження механізмів їх утворення та впливу структури і властивостей сталі на стійкість до теплових дефектів є необхідною умовою підвищення надійності та довговічності залізничних коліс.

Мета дослідження. Дослідити вплив хімічного складу сталей та способу виробництва залізничних коліс (литі чи суцільнокатані) на формування зон теплового впливу (WEL, BEL та перехідних шарів) під час екстреного гальмування, визначити їхню товщину, мікроструктуру та мікротвердість, та оцінити чутливість різних класів колісних сталей до утворення дефектів теплового походження.

Стан питання. Вважається, що фазові зміни металу ободу залізничного колеса внаслідок термічного навантаження під час екстреного гальмування відіграють важливу роль у формуванні так званого білого шару травлення (WEL- англ. white etching layers), який часто пов'язаний з виникненням тріщин RCF (англ. Rolling Contact Fatigue) [1-3]. WEL являє собою твердий і крихкий матеріал, який утворюється на поверхні кочення в процесі експлуатації колеса [1].

Механізм утворення білого шару WEL на поверхні кочення залізничних коліс як експлуатаційного дефекту теплового походження залишається предметом дискусій у літературі [4, 5]. Запропоновано два можливі механізми утворення: (1) утворення мартенситу внаслідок швидкого циклу нагрівання та охолодження, спричиненого тертям від контакту колеса та рейки, (2) розчинення цементиту та подрібнення зерна, що призводить до формування перенасиченого вуглецем нанокристалічного фериту, спричиненого сильною пластичною деформацією [4, 5]. Нещодавні дослідження, проведені [4, 5], дозволили зробити висновок, що саме перший механізм відповідає за WEL через наявність мартенситу та більшої частки залишкового аустеніту, ніж у об'ємному матеріалі.

Ще один шар зі зміненою мікроструктурою, який утворюється в зоні контакту колеса з рейкою через дію високих температур від тертя, називають коричневим шаром травлення BEL (англ. brown etching layers) [5-7]. Подібно до WEL, BEL також завдячує своєю назвою кольору, який спостерігається під час металографічних досліджень після травлення ніталем [6]. Зазвичай BEL розташований під білим шаром (WEL), але може утворюватися і самостійно на поверхні BEL [7]. BEL також демонструє підвищену твердість відносно основного металу ободу колеса, яка може становити від 700 до 800 HV [5, 7]. У дослідженні [6] виміряли розподіл твердості на BEL при товщині близько 100 мкм і виявили зниження твердості до 540 HV на межі розділу між WEL та BEL, після чого твердість збільшувалася за глибиною до максимуму 740 HV. Автори роботи дійшли висновку, що BEL утворюється внаслідок перекристалізації після швидкого нагрівання та охолодження, викликаних нагріванням фрикційного контакту пари «колесо-рейка». Зниження твердості на межі WEL/BEL

пояснюється результатом пов'язане з відпуском утвореного мартенситу під дією повторних циклів нагріву. Автори роботи [5] представляють дві теорії утворення BEL: (1) утворення відбувається, коли максимальна температура нагріву залишається нижче критичної температури A_1 ; (2) утворення відбувається через сильну пластичну деформацію, яка призводить до часткового розчинення цементитних рейок.

Наступні цикли нагрівання трохи вище температури A_1 створюють умови для формування аустеніту, який при охолодженні перетворюється на мартенсит або зберігається у вигляді аустеніту. Це призводить до формування мікроструктури, що містить пересичений ферит, частково розчинений цементит та острівці мартенситу/залишкового аустеніту. Інший механізм утворення реалізується, коли максимальна температура перевищує температуру A_1 з самого початку. Це призводить до утворення більшої кількості аустеніту. При охолодженні аустеніт також перетворюється на мартенсит. В результаті дії наступних циклів нагрівання проходить відпуск мартенситу, що призводить до виділення карбідів.

Виділяють три види дефектів коліс типу вищербин, виникнення яких пов'язано умовами експлуатації: повзуни, навари – викришування твердих ділянок поверхні кочення, що утворилися в результаті високотемпературного нагріву при короткочасному ковзанні колісних пар, що заклинили, по рейках; втомні тріщини – втомне руйнування поверхневих шарів під дією контактних напружень, що багаторазово повторюються; по сітці термотріщин – викришування ділянок поверхні кочення, на яких є поперечні термотріщини, що виникли внаслідок її циклічного нагрівання гальмівними колодками. З перерахованих типів вищербин найбільш поширеними, як свідчать літературні дані [8, 9], є дефекти, які утворилися в результаті теплового впливу на поверхню кочення колеса.

В даній роботі проведено порівняльні дослідження металу коліс марки 2 (суцільнокатане), класу В (лите) та класу С різного способу виробництва (суцільнокатане та лите) на чутливість до утворення дефектів теплового впливу після гальмування в складних умовах, які можуть виникати в процесі експлуатації.

Відомо, що на утворення вищербин впливає цілий ряд факторів експлуатаційного і матеріалознавчого характеру. До перших відносяться інтенсивність гальмування, швидкість руху вагона, стан гальмівної системи та ін. Матеріалознавчими факторами в першу чергу є хімічний склад колісної сталі і структурний стан колеса, який визначається технологією його виготовлення. Багатьма авторами було показано, що умови експлуатації чинять визначальний вплив на процес утворення вищербин [8-10]. Однак перераховані вище матеріалознавчі

чинники також можуть чинити певний вплив на чутливість сталей до утворення дефектів теплового походження.

Матеріал та методика досліджень.

Для проведення досліджень як матеріал було обрано зразки з ободів залізничних коліс різного способу виготовлення (суцільнокатані та литі) з різним вмістом вуглецю (0,61-0,76 %, мас.) та рівнем твердості (293-333 HB). Хімічний склад та механічні властивості досліджуваних коліс наведено в табл. 1 та 2. Механічні властивості оцінювали на циліндричних зразках з робочим діаметром 5 мм. Токарний верстат HAAS ST10 використовувався для обробки зразків до необхідних розмірів для випробувань. Випробування на розтяг проводили за допомогою машини Instron. Для визначення ударної в'язкості використовували маятниковий копер ПСВ-30.

Таблиця 1 - Хімічний склад сталі досліджуваних залізничних коліс, мас. %*100.

Марка, клас	Спосіб виробництва	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Al
C	Лите	72	46	76	1,3	2,1	11	4,0	8,0	0,7
C	Катане	76	28	76	0,8	1,3	-	10	14	-
B	Лите	63	45	69	1,3	1,4	-	9,6	10	3,1
2	Катане	61	35	74	0,5	0,7	8	4,0	9,0	0,5

Таблиця 2 - Механічні властивості сталі досліджуваних залізничних коліс.

Марка, клас	Спосіб виробництва	σ_{UTS} , МПа	σ_{YS} , МПа	δ , %	ψ , %	Сер. твердість на гл. 30мм, HB	Сер. KCU, Дж/см ²
C	Лите	1206,3	806,5	9,2	14,4	328	8,5
C	Катане	1167,0	790,0	12,0	31,0	332,5	23,7
B	Лите	1026,3	604,5	10,0	16,6	293	25,5
2	Катане	975	614,6	14,4	45,0	296,3	42,0

Твердість дослідних сталей вимірювали за ДСТУ ISO 6506-1:2007 «Матеріали металеві. Визначення твердості за Брінеллем. Частина 1. Метод випробування» кулькою діаметром 10 мм при зусиллі 29430 Н (3000 кгс). Мікротвердість структурної складової визначали на мікротвердомірі LHVZ-1000 з навантаженням 50 г.

Металографічні дослідження виконувались на світловому мікроскопі виробництва компанії «Carl Zeiss» моделей «Neophot 32» і «Axiovert 200 M MAT». Металографічні шліфи виготовляли

механічним способом на обладнанні компанії Struers моделі LaboPol-5. Аналіз мікроструктури проводили у світлому полі. Для виявлення мікроструктури застосовувались реактив ніталь.

Для проведення порівняльних досліджень впливу вмісту вуглецю та способу виготовлення колеса на чутливість сталі до утворення дефектів теплового впливу необхідно, щоб вплив інших факторів (в тому числі і експлуатаційних) був незмінним. У реальних умовах експлуатації коліс це зробити неможливо. Тому такі дослідження проводилися в лабораторних умовах.

Для проведення досліджень використовували спеціальний випробувальний стенд і методику (рис. 1), розроблену Інститутом чорної металургії НАН України, що передбачає моделювання умов екстреного гальмування залізничних коліс в процесі експлуатації - руху колеса юзом.



Рисунок 1 – Загальний вигляд випробувального стенду «485 Рч» для моделювання екстреного гальмування в парі «колесо-рейка» та зразка.

Випробування на стенді (рис. 1) реалізовані в такий спосіб:

- тілом обертання є колесо діаметром 1 метр з поверхнею кочення, яка виготовлена за профілем головки рейки з рейкової сталі;
- лінійна швидкість на поверхні колеса - 27,8 м/сек (100 км/год.);
- в ході обертання до поверхні колеса за допомогою гідравліки притискається дослідний зразок розмірами $100 \times 60 \times 30$ мм, закріплений в масивне оправлення з обода колеса;
- час дії прикладеного зусилля, яке може змінюватися від 0 до 1000 кгс, вибирається в залежності від температури, яку необхідно досягти в зразку в ході гальмування, після цього контакт зразка з колесом миттєво переривається.

Результатом вищенаведеної взаємодії є моделювання умов гальмування колеса в ході експлуатації. У зоні контакту по глибині від поверхні кочення формується зона теплового впливу, складовою якої є «білий шар» (WEL) з мартенситною структурою і, як наслідок, з високою мікротвердістю.

Результати розрахунків теплових полів, що виникають при екстремому гальмуванні [11, 12], показали, що максимальні значення температури в зоні контакту при експлуатації колеса можуть досягати 1000 °С. При цьому, спостерігається виникнення істотних напружень розтягу, що перевищують в 1,3-1,5 рази границю плинності матеріалу [11].

Контрольованими параметрами досліджень, що визначають чутливість сталі до теплового впливу, є глибина «білого шару», його мікроструктура і мікротвердість по перетину.

Дослідним шляхом були встановлені оптимальні параметри навантаження, які забезпечують розігрів зразків з колісних сталей в місці контакту до температури 800-850°С. Подальше прискорене охолодження дослідного зразка за рахунок відведення тепла в його масив призводить до утворення в ньому структур гарту на глибини, близьку до глибини WEL, одержуваних в процесі експлуатації залізничного колеса. При цьому швидкість охолодження в критичному інтервалі температур, як показують розрахунки, складає 350...400 °С/с, що вище критичної швидкості гарту для колісних сталей.

Результати. На рис. 2 представлені графіки зміни мікротвердості по перетину зразків, вирізаних з обода литого колеса класу С та В і суцільнокатаних коліс зі сталі марок 2 і класу С. Результати вимірювань мікротвердості, а також металографічні дослідження, свідчать про те, що в поверхневих шарах досліджуваних зразків утворилася слабо витравлювана область з підвищеною мікротвердістю і структурою високовуглецевого мартенситу (WEL), аналогічна тій, яка спостерігається в поверхневих шарах залізничних коліс з дефектами типу «вищербини». Як впливає із залежності, представленій на рис. 2, збільшення вмісту вуглецю в сталі для залізничних коліс (табл. 1) призводить до підвищення її чутливості до термічного впливу. Це пов'язано зі зниженням температури критичної точки АС₃ і підвищенням стійкості аустеніту при зміні хімічного складу досліджуваної сталі. Так на зразках з обода суцільнокатаного колеса класу С (0,76 % С) глибина білого шару склала близько 3 мм, в той час як для сталі марки 2 (0,61 %С) вона становить 2 мм відповідно (рис. 2). Для литих коліс класу С (0,72%С) та В (0,63 %С) значення даної характеристики склало 4,3 мм та 4 мм відповідно. Не зважаючи на близький хімічний склад литого і суцільнокатаного коліс одного класу С (0,72 і 0,76% С відповідно) та близькими за хімічним складом В та 2 значно більша товщина WEL для зразків зі сталі від литого колеса ймовірно пов'язана з вираженою хімічною неоднорідністю металу (скупченнями хімічних елементів), яка сприяє зсуву критичних

температур перетворення.

Що стосується мікротвердості поверхневих шарів, то її величина для досліджуваних сталей з різним вмістом вуглецю приблизно однакова і становить 8000 Н/мм².

Встановлено, що з підвищенням вмісту вуглецю в сталі, товщина WEL збільшується, отже, при нагріванні колеса в експлуатації в умовах гальмування юзом, за інших рівних умов сталі з більшим вмістом вуглецю матимуть WEL зі структурою мартенситу більшої товщини.

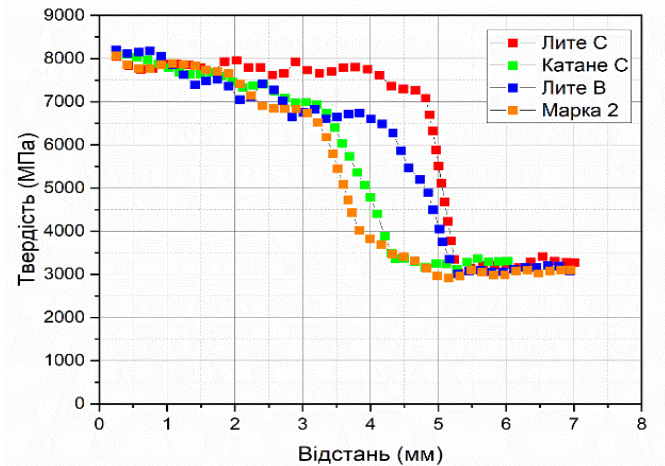


Рисунок 2 – Зміна мікротвердості по перерізу зразків з досліджуваних залізничних коліс (литого класу С, катаного класу С, литого класу В, та катаного марки 2) після екстреного гальмування.

Було виконано аналіз мікроструктури по перетину зразків з досліджуваних колісних сталей (рис. 3-6). Утворений WEL являє собою високовуглецевий дрібногочастий мартенсит (рис. 3-5, а, б; рис. 6, а). У тонкому поверхневому шарі спостерігається значна пластична деформація. При переході від основного металу до WEL спостерігається підвищення витравлюваності перлітних колоній - BEL (рис. 3-5, в-д; рис. 6, б-в).

З віддаленням від контактної поверхні кількість мартенситу зменшується, а кількість надлишкового фериту збільшується. Структура основного металу являє собою перліт зі структурно вільним феритом (рис. 3-5, ж; рис. 6, г).

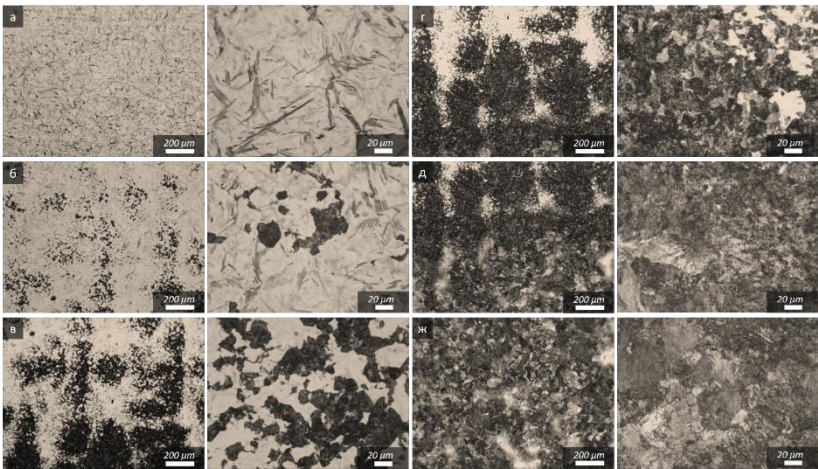


Рисунок 3 – Мікроструктура «білого шару» на зразках зі сталі литих коліс класу С: а-б - «білий шар»; в-д - перехідна зона; ж - основний метал.

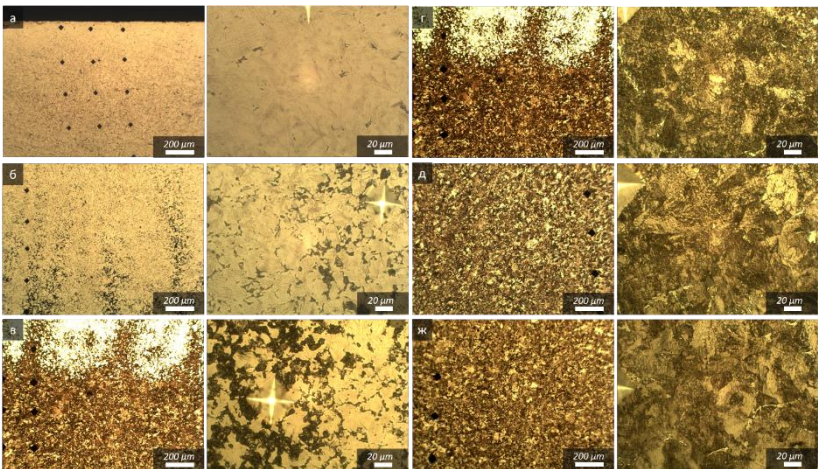


Рисунок 4 – Мікроструктура «білого шару» на зразках з литого колеса класу В: а-б - «білий шар»; в-д - перехідна зона; ж - основний метал.

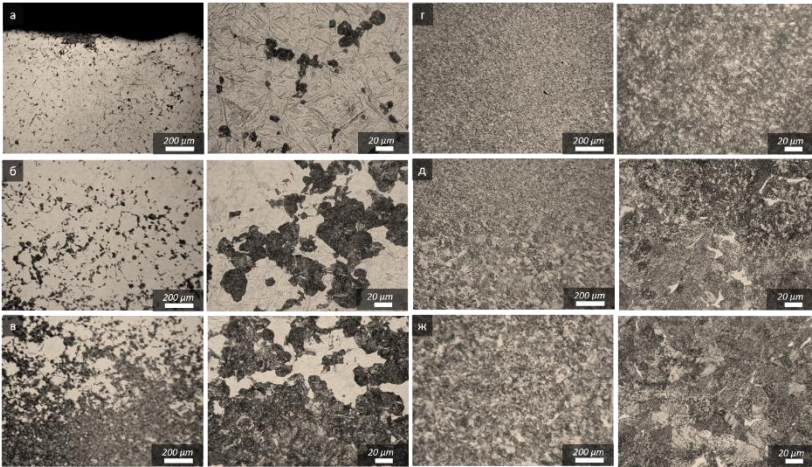


Рисунок 5 – Мікроструктура зразків, вирізаних з ободів коліс марки «2»: а-б - «білий шар»; в-д - перехідна зона; е - основний метал.

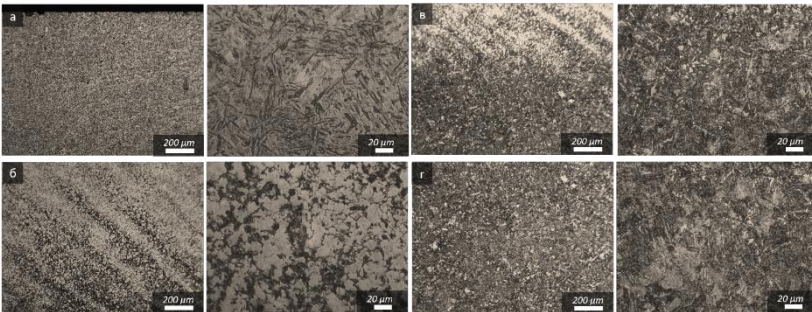


Рисунок 6 – Мікроструктура зразків, вирізаних з суцільнокатаних коліс класу С: а - «білий шар»; б-в - перехідна зона; г - основний метал.

В результаті проведених досліджень мікроструктури було встановлено, що при екстремальному гальмуванні залізничного колеса відбувається формування WEL, BEL та перехідна зона між ними. В залежності від хімічного складу сталей та способу виробництва залізничних коліс з них змінюється товщина цих зон та співвідношення між ними. Було виконано співставний аналіз визначених металографічно значень товщин цих зон та розподілу мікротвердості залежно від відстані до поверхні контакту при випробуваннях. На рис. 7 показано залежність зміни мікротвердості по перерізу з вказаними областями формування WEL, BEL, перехідної зони PD.

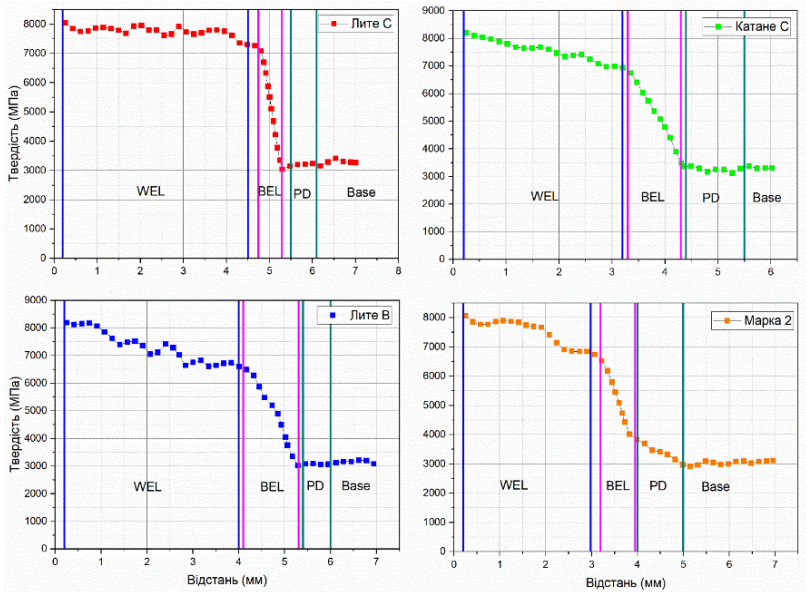


Рисунок 7 – Залежність зміни мікротвердості по перерізу з визначеними областями формування «білого» шару (WEL), «коричневого» шару (BEL), перехідної зони (PD), основної матриці (Base).

В результаті проведеного випробування, що являє собою по суті термомеханічне навантаження з наближеними умовами до екстреного гальмування залізничних коліс юзом по залізничній рейці, встановлено відмінність між колесами різних способів виробництва. Показано, що в сталі коліс, виготовлених ливарним способом виробництва, область «білого» шару (WEL) значно більша порівняно зі сталями суцільнокатаних коліс. Це вказує на вплив структури, що зберігається після ливарного процесу, а саме хімічну неоднорідність, чітко сформовану дендритну ліквідацію, наявність витіснених неметалевих включень по фронту стовпчастого зерна дендритів. Формування проміжної області «коричневого» шару (BEL) має зміщений фронт в зразках з литих коліс, що пояснюється більшою товщиною «білого» шару (WEL). Для литих коліс BEL формується в області 4,75...5,5 мм від поверхні, в той час як для суцільнокатаних - 3,2...4,3 мм.

Слід зазначити, що область перехідної зони по товщині зразків із залізничних коліс, виготовлених ливарним способом виробництва (С та В), має меншу протяжність порівняно зі зразками з суцільнокатаних залізничних коліс (С та 2), а саме ~0,7 мм для литих та ~1,1 мм для суцільнокатаних. Це вказує на значний спротив основної структури до

зміни будови під дією термомеханічного впливу з високим ступенем локального перегріву та точкового навантаження.

Дослідження, результати яких викладено в статті, фінансувалося Міністерством освіти і науки України в рамках програми «Спільний українсько-німецький науково-дослідний проект, що виконується в рамках Українсько-німецького науково-технічного співробітництва» роботи «Вплив структурної та хімічної неоднорідності на зносостійкість та поширення втомних тріщин в місці контакту колеса - рейка» (номер держреєстрації 0124U003037) за договором № М/14 -2024 від 30.04.2024 р.

Висновки

1. Встановлено, що товщина білого шару (WEL) суттєво залежить від вмісту вуглецю та способу виробництва коліс: для суцільнокатаних сталей марки 2 (0,61 % C) вона становить близько 2 мм, тоді як для литих коліс класу C (0,72 % C) сягає 4,3 мм. Показано, що литі залізничні колеса мають значно більшу глибину WEL, що зумовлено структурною та хімічною неоднорідністю металу.

2. Мікротвердість поверхневих шарів у всіх досліджуваних коліс становить близько 8000 Н/мм², що підтверджує утворення мартенситної структури у WEL та підвищену чутливість сталі до термічного впливу при екстремому гальмуванні.

3. Виявлено, що поряд із WEL формується перехідна зона та коричневий шар (BEL), товщина та характеристики яких відрізняються залежно від складу і технології виготовлення сталі, що визначає стійкість коліс до термічних дефектів та їх експлуатаційний ресурс.

Перелік посилань

1. Vo K.D., Tieu A.K., Zhu H.T., Kosasih P. B. A tool to estimate the wheel/rail contact and temperature rising under dry, wet, oil conditions. *Conference: The 14th International Conference on Railway Engineering Design and Optimisation*. 2014. Vol. 135. P. 191 – 201. <https://doi.org/10.2495/CR140151>

2. Ertz M., Knothe K. A comparison of analytical and numerical methods for the calculation of temperatures in wheel/rail contact. *Wear*. 2002. Vol. 253. P.498–508. [https://doi.org/10.1016/S0043-1648\(02\)00120-5](https://doi.org/10.1016/S0043-1648(02)00120-5).

3. Naeimi M., Li S., Li Z., Wu J., Petrov R.H., Sietsma J., Dollevoet R. Thermomechanical analysis of the wheel-rail contact using a coupled modelling procedure. *Tribology International*. 2018. Vol. 117. P. 250–260. <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2017.09.010>.

4. Wu J. Microstructure evolution in pearlitic rail steel due to rail/wheel interaction. Dissertation (TUDelft), *Delft University of Technology*. 2018. 143 p. <https://doi.org/10.4233/uuid:c536ca47-8981-4a9e-916f396bcba4bc5>

5. Kumar A., Saxena A.K., Kirchlechner C., Herbig M., Brinkmann S., Petrov R.H., Sietsma J. In situ study on fracture behaviour of white etching layers formed on rails. *Acta Materialia*. 2019. Vol.180. P. 60–72. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2019.08.060>.

6. Li S., Petrov R., Wu J., Li Z., Dollevoet R., Sietsma J. "Brown etching layer": A possible new insight into the crack initiation of rolling contact fatigue in rail steels? *Engineering Failure Analysis*. 2016. Vol.66. P. 8–18. <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2016.03.019>.
7. Messaadi M., Steenbergen M. Stratified surface layers on rails. *Wear*. 2018. Vol. 414-415. P. 151–162. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.wear.2018.07.019>.
8. Ларин Т.В., Девяткин В.П. О механизме износа железнодорожных колес. *Трение и износ в машинах*. 1956. №11. С. 33-35.
9. Контактно-усталостное повреждение колес грузовых вагонов. *Труды ВНИИЖТ*. Под ред. д.т.н., проф. С.М. Захарова. М.: Интекст. 2004. 160с.
10. Дружинін М.О., Сухомлін В.І., Нестеренко А.М., Книш А.В. Особливості структури білих шарів на поверхні катання залізничних коліс. *Металознавство та обробка металів*. 2008. №2. С.3-7.
11. Чичин А.В. Тенденции развития колес нового поколения. *Вагоны и вагонное хозяйство*. 2007. № 3. С. 22-24.
12. Асташкевич Б.М., Иванов С.Г., Воронин И.Н. и др. Исследование эксплуатационных дефектов фрикционного сопряжения тормозной колодки с колесом вагона. *Вестник ВНИИЖТ*. 2004. № 4. С. 31-38.

References

1. Vo, K. D., Tieu, A. K., Zhu, H. T. & Kosasih, P. B. (2014) A tool to estimate the wheel/rail contact and temperature rising under dry, wet, oil conditions. Conference: *The 14th International Conference on Railway Engineering Design and Optimisation*, 135, 191 – 201. <https://doi.org/10.2495/CR140151>
2. Ertz, M. & Knothe, K. (2022) A comparison of analytical and numerical methods for the calculation of temperatures in wheel/rail contact. *Wear*, 253, 498–508. [https://doi.org/10.1016/S0043-1648\(02\)00120-5](https://doi.org/10.1016/S0043-1648(02)00120-5).
3. Naeimi, M., Li, S., Li, Z., Wu, J., Petrov, R.H., Sietsma, J. & Dollevoet, R. (2018) Thermomechanical analysis of the wheel-rail contact using a coupled modelling procedure. *Tribology International*, 117, 250–260. <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2017.09.010>.
4. Wu, J. (2018) Microstructure evolution in pearlitic rail steel due to rail/wheel interaction. Dissertation (TUDelft), Delft University of Technology, 143 p. <https://doi.org/10.4233/uuid:c536ca47-8981-4a9e-916f396bcbca4bc5>
5. Kumar, A., Saxena, A.K., Kirchlechner, C., Herbig, M., Brinkmann, S., Petrov, R. H. & Sietsma, J. (2019) In situ study on fracture behaviour of white etching layers formed on rails. *Acta Materialia*, 180, 60–72. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2019.08.060>.
6. Li, S., Petrov, R., Wu, J., Li, Z., Dollevoet, R. & Sietsma, J. (2016) "Brown etching layer": A possible new insight into the crack initiation of rolling contact fatigue in rail steels? *Engineering Failure Analysis*, 66, 8–18. <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2016.03.019>.
7. Messaadi, M. & Steenbergen, M. (2018) Stratified surface layers on rails. *Wear*, 414-415, 151–162. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2018.07.019>.
8. Larin, T. V. & Devyatki, V. P. (1956) О механизме износа железнодорожных колес. *Трение и износ в машинах* [On the mechanism of wear of railway wheels] *Friction and wear in machines*, 11, 33-35.

9. Kontaktno-ustalostnoye povrezhdenie koles gruzovyih vagonov (2004) [Contact fatigue damage to freight car wheels]. *Proceedings of VNIIZHT*. Intekst.
10. Druzhynin, M. O., Sukhomlyn, V. I., Nesterenko, A. M. & Knysh, A. V. (2008) Osoblyvosti struktury bilykh shariv na poverkhni katannia zaliznychnykh kolis [Features of the structure of white balls on the surface of the rolling wheels] *Metal science and processing of metals*, 2, 3-7.
11. Chichin, A. V. (2007) Tendentsii razvitiya koles novogo pokoleniya. Vagoni i vagonnoe hozyaystvo [Trends in the Development of Next-Generation Wheels] *Carriages and Carriage Facilities*, 3, 22-24.
12. Astashkevich, B. M., Ivanov, S. G. & Voronin, I. N., et al (2004) Issledovanie ekspluatatsionnykh defektov friktsionnogo sopryazheniya tormoznoy kolodki s kolesom vagona [Study of operational defects of the frictional coupling of a brake shoe with a wagon wheel]. *Proceedings of VNIIZHT*, 4, 31-38.

O. I. Babachenko¹, D. Sc. (Tech.), Cor.-Mem. NAS of Ukraine, ORCID 0000-0003-4710-0343

R. V. Podolskyi^{1,2}, Ph. D. (Tech.), Senior Researcher, ORCID 0000-0002-0288-0641

G. A. Kononenko^{1,3,*}, D. Sc. (Tech.), Senior Researcher, ORCID 0000-0001-7446-4105

O. A. Safronova¹, PhD -student, Researcher, ORCID 0000-0002-4032-4275

O. L. Safronov¹, Junior Researcher, ORCID 0009-0007-1308-5380

Zh. A. Dementeva¹, Researcher, ORCID 0009-0002-3194-9975

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

² *Institute of Applied Control Systems National Academy of Sciences of Ukraine*

³ *Dnipro University of Technology*

*Corresponding author: perlit@ua.fm

COMPARATIVE ANALYSIS OF CHANGES IN MICROHARDNESS OF CAST AND ROLLED RAILWAY WHEELS OF DIFFERENT CLASSES AFTER EMERGENCY BRAKING

Abstract. Actuality. The development of railway transport in Ukraine acquires special strategic importance in conditions of martial law and in the period of post-war reconstruction. One of the key factors of reliability and safety of rolling stock is the condition of the rolling surface of railway wheels, which during operation is subjected to complex thermomechanical loads. The occurrence of defects of thermal origin, such as white etching layer (WEL), sliders, thermal cracks and others, significantly reduces the resource of the wheel and causes additional costs for maintenance and repair.

Purpose. Laboratory study of the influence of the chemical composition of steel and the method of production of railway wheels on the formation of WEL and BEL under conditions of extreme braking. **Methodology.** As materials for the study, samples from the rims of railway wheels of different manufacturing methods (solid-rolled and cast), classes C and B and grade 2 with different carbon content (0.61-0.76%) and hardness (293-333 HB) were selected. The experiments were performed on a special test stand that simulated the conditions of emergency braking by a wheel at a speed of 100 km/h.

The determination of mechanical properties was carried out on Instron and PSV-30 testing machines; hardness was estimated by Brinell and microhardness. Metallographic studies were carried out using Carl Zeiss optical microscopes after etching the samples with nital. **Results.** It was established that in all samples after the tests a WEL zone with a martensitic structure and increased hardness (up to 8000 N/mm²) is formed. Cast wheels are characterized by a greater thickness of WEL (4–4.3 mm) than solid-rolled wheels (2–3 mm), which is due to more pronounced chemical heterogeneity and dendritic liquation. The presence of a BEL transition zone with a hardness of 3000–7200 N/mm² was revealed, which is a highly dispersed pearlite with increased etching ability. With increasing carbon content, the WEL thickness increases: for steel with 0.76% C - about 3 mm, while for steel with 0.61% C - about 2 mm. **Conclusions.** It was confirmed that the chemical composition and the method of manufacturing the wheel are determining factors of the sensitivity of steel to the formation of WEL and BEL. Cast wheels demonstrate a greater tendency to the development of thermal defects, while solid-rolled wheels are more stable due to a more homogeneous structure. The results obtained can be used to optimize the chemical composition and manufacturing technology of railway wheels with increased resistance to deformation and thermal loading.

Key words: chemical composition, operational defects, microhardness, railway transport, microstructure, thermal load.

For citation: Babachenko, O. I., Podolsky, R. V., Kononenko, G. A., Safronova, O. A., Safronov, O. L., & Dementieva, Zh. A. (2025). Comparative analysis of changes in microhardness of cast and rolled railway wheels of different classes after emergency braking. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 39, 195-209. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2025-39-11>

Руконис надійшов до редакції / Received 04.08.2025

Рекомендовано до друку / Accepted 21.10.2025

<https://doi.org/10.52150/2522-9117-2025-39-12>

УДК 620.18:669.15"26"28"292"782-194:621.79.001.5

Е. В. Олійник¹, ORCID 0000-0002-3366-3746**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**Т. М. Голубенко**¹, к.т.н., ORCID 0000-0002-3583-211X¹ Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України* Автор для листування: ferroslav@ukr.net

ДОСЛІДЖЕННЯ ЗАКОНОМІРНОСТЕЙ ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ПРОКАТУ ЗІ СТАЛІ CrMoV1Si ПІД ЧАС МОДЕЛЮВАННЯ ПРОМИСЛОВИХ РЕЖИМІВ ПОВІТРЯНОГО ОХОЛОДЖЕННЯ

Анотація. Вивчено закономірності та особливості формування структури в низьковуглецевій легованій сталі CrMoV1Si зварювального призначення у процесі лабораторного відтворення промислових режимів безперервного регульованого повітряного охолодження. Під час визначення температурно-часових параметрів термічних циклів було враховано необхідність проведення квазіізотермічного витримування прокату в інтервалі дифузійного перетворення переохолодженого аустеніту, а також технологічні особливості діючих ліній охолодження типу Стелмор в потоці прокатних станів трьох заводів-виробників. Принциповою відмінністю змодельованих режимів є різна швидкість охолодження в інтервалі температур дифузійного $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення, яка обумовлена фактичною довжиною ділянок повітряного охолодження прокату на лінії Стелмор, які обладнані теплоізоляційними кришками, та мінімально дозволеною швидкістю рольгангів для транспортування металу. Запропоновано новий науково обґрунтований температурно-швидкісний регламент диференційованого безперервного повітряного охолодження досліджуваної сталі, який сприяє мінімізації кількості твердих фаз (мартенситу та бейніту), що утворюються в структурі металу: температура початку повітряного охолодження – 950 °C; прискорене охолодження в діапазоні температур 950-850 °C зі швидкістю ~ 10 °C/c; уповільнене охолодження в інтервалі температур 850-570 °C зі швидкістю $\sim 0,4$ °C/c; охолодження від 570 °C до кімнатної температури на спокійному повітрі. При цьому структура досліджуваної сталі складається з 60 % об. поліедричного фериту, 29 % об. перліту, 8 % об. бейніту і 3 % об. мартенситу у вигляді відносно рівномірно розподілених у площині шліфа окремих зерен з

© Е. В. Олійник, Е. В. Парусов, І. М. Чуйко, О. В. Парусов, Т. М. Голубенко, 2025

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

високою твердістю. Більш прискорене або більш уповільнене охолодження сталі в інтервалі $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення, порівняно з розробленим режимом, провокує збільшення кількості утворюваних структур гартування. Встановлені особливості структуроутворення в сталі CrMoV1Si складають підґрунтя для створення і практичної реалізації технології знеміцнювального термомеханічного оброблення бунтового прокату з низьковуглецевих Cr-Mo-V сталей зварювального призначення в умовах металургійних підприємств.

Ключові слова: бунтовий прокат, мікроструктура, мартенсит, швидкість охолодження, моделювання.

Посилання для цитування: Дослідження закономірностей формування структури прокату зі сталі CrMoV1Si під час моделювання промислових режимів повітряного охолодження / Е. В. Олійник, Е. В. Парусов, І. М. Чуйко, О. В. Парусов, Т. М. Голубенко // *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії*. 2025. Вип. 39. С. 210-225. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2025-39-12>

Вступ. Світове виробництво бунтового прокату перевищує 50 млн. т на рік, що обумовлено можливістю виготовлення з нього широкого спектру металовиробів різноманітного призначення: кріплення, канати, пружини, металокард, арматура, зварювальний дріт і електроди, сталеві струни, голки, зварні сітки тощо [1, 2]. Для виробництва зазначених видів металопродукції бунтовий прокат направляється на металовиробні підприємства та переробляється шляхом холодного деформування на волочильних станах різних конструкцій. Споживачі бунтового прокату, який призначено для виготовлення сталевих дротів і виробів з нього, прагнуть отримати від виробника металопродукцію з максимальною технологічною пластичністю, а тому наполягають на встановленні певних норм щодо механічних характеристик, які забезпечуються тільки після пом'якшувального відпалу (для низько- і середньовуглецевих сталей) або патентування (для високовуглецевих сталей) [3]. Оскільки металургійні підприємства у більшості випадків не мають у складі основного устаткування печей для відпалу бунтового прокату або патентувальних агрегатів, то проблему зниження міцності та підвищення пластичності доцільно вирішувати під час термомеханічного оброблення (ТМО) металу у потоці прокатного стану, зокрема на заключній стадії безперервного повітряного охолодження.

Найбільше поширення у металургійній практиці отримав спосіб охолодження бунтового прокату, розроблений у 1962 р. компаніями Steel Company of Canada (Канада) і Morgan Construction Company (США) [4]. Такий спосіб охолодження носить назву «Стелмор-процес», а технологічна ділянка охолодження бунтового прокату – лінією двостадійного водо-повітряного охолодження Стелмор (рис. 1).

Технологія термічного оброблення на лінії Стелмор складається з форсуночного охолодження металу водою після виходу з чистового прокатного блоку та повітряного охолодження розкладених на роликівому транспортері у вигляді плоскої спіралі витків прокату за допомогою спеціальних вентиляторних систем (прискорено) або без їх застосування (уповільнено) [5-8]. Наявність теплоізоляційних кришок над секціями транспортеру дозволяє за необхідності проводити квазіізотермічне витримування прокату у визначеному інтервалі температур, що значно підвищує ефективність впливу ТМО на формування мікроструктури та кінцевих властивостей прокату.

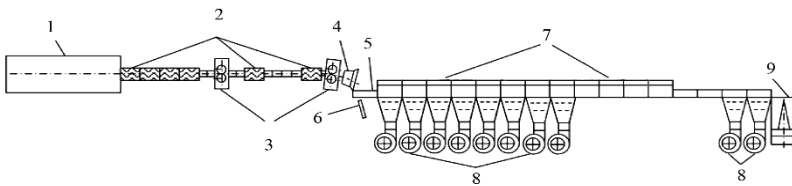


Рисунок 1 – Схематичне розташування технологічного обладнання лінії Стелмор [9]: 1 – чистовий прокатний блок; 2 – ділянка водяного охолодження; 3 – трайбапарати; 4 – виткоутворювач; 5 – приймальний стіл витків прокату; 6 – пірометр; 7 – ділянка регульованого повітряного охолодження з роликівим транспортером і теплоізоляційними кришками; 8 – дуттьові повітряні вентиляторні системи; 9 – шахта збирання витків.

Бунтовий прокат діаметром 5,5 мм зі сталі CrMoV1Si (аналог Св-08ХГСМФА) є металургійною заготовкою для виробництва зварювального та наплавного дроту, що використовується для з'єднання теплотривких перлітних Cr-Mo і Cr-Mo-V сталей у важкому машинобудуванні, виробництва й відновлення енергетичного, хімічного та транспортного обладнання, а також у технологіях 3D друку [9-13]. Складна система легування сталі CrMoV1Si (підвищений вміст Cr, Mn, Si, Mo, V) зумовлює формування мультіфазної структури прокату після охолодження на лінії Стелмор. Зазвичай у феритній матриці присутні перліт, бейніт і мартенсит у різних співвідношеннях [9].

З урахуванням постійної модернізації волоочильного обладнання та вдосконалення технологій виробництва зварювального дроту, дедалі більшої актуальності набуває завдання мінімізації кількості твердих гартівних структур (бейніту, мартенситу та їх суміші) у готовому прокаті. Це важливо з точки зору підвищення продуктивності та зниження витрат, пов'язаних із необхідністю проведення проміжного відпалу переробної д्रोотної заготовки. Наявність мартенситних ділянок у структурі металу спричиняє локалізацію навколо них

механічних напружень у феритній матриці в умовах складного напружено-деформованого стану в зоні деформації під час волочіння з високими сумарними ступенями обтиснення (більше 90 %), що, своєю чергою, провокує утворення магістральних тріщин і призводить до руйнування (обривів) дротяної заготовки [14-16].

У попередній роботі авторів цього дослідження [17] було розвинуто уявлення щодо фундаментальних положень знеміцнювальної ТМО бунтового прокату з низьковуглецевих легованих сталей у потоці сучасних технологічних ліній, що ґрунтується на створенні специфічного структурного стану гарячедеформованого аустеніту перед початком його розпаду, який характеризується дрібним розміром зерна за рахунок розвинення динамічної рекристалізації й мінімальною щільністю дислокацій та їх упорядкуванням завдяки наступному перебігу статичного повернення та метадинамічної рекристалізації з одночасним пригніченням розвитку статичної рекристалізації. Також було визначено оптимальний температурний діапазон закінчення гарячого деформування прокату зі сталі CrMoV1Si (1050-1100 °C) для максимального знеміцнювання металу за стаціонарного режиму його постдеформаційного охолодження [18]. Проте вплив температурно-швидкісних параметрів постдеформаційного повітряного охолодження на закономірності та особливості перебігу процесів структуроутворення досліджуваної сталі не розглядався.

Мета дослідження – вивчення закономірностей формування структури в низьковуглецевій легованій сталі CrMoV1Si зварювального призначення за допомогою лабораторного відтворення промислових режимів безперервного регульованого повітряного охолодження бунтового прокату з урахуванням особливостей діючих ліній типу Стелмор різних заводів-виробників.

Методика дослідження. В якості матеріалу для проведення досліджень використано сталь CrMoV1Si з хімічним складом (% ваг.): 0,08C-1,30Mn-0,54Si-1,06Cr-0,54Mo-0,24V-Fe_(основа). Зразки діаметром 2 мм і довжиною 76 мм піддавали термічному обробленню з використанням автоматизованої системи імітації термодформаційних процесів Gleeble 3800 (США). До центральної частини зразків приварювалися хромель-алюмелієві термопари діаметром 0,0245 мм, які виступали у якості органу зворотного зв'язку із системою автоматичного регулювання температури. Термічний цикл включав нагрівання зразків до температури переходу у повністю аустенітний стан 950 °C (критична температура A_{c3} досліджуваної сталі 910 °C) зі швидкістю 0,5 °C/с, витримання за цієї температури протягом 210 с та регламентоване безперервне охолодження до кімнатної температури за режимами, наведеними у табл. 1. Зазначені режими імітували

необхідні стадії повітряного охолодження бунтового прокату зі сталі CrMoV1Si для умов, які були максимально наближені до режимів промислової роботи діючих ліній Стелмор трьох різних металургійних підприємств (табл. 2).

Таблиця 1 – Температурно-швидкісні параметри експериментальних режимів диференційованого охолодження сталі CrMoV1Si.

№ режиму (прокатний стан)	І стадія		ІІ стадія		ІІІ стадія	
	ΔT , °C	V_{ox} , °C/c	ΔT , °C	V_{ox} , °C/c	ΔT , °C	V_{ox} , °C/c
1 (320/150)	950– 850	10	850– 570	0,25	570– 20	на спокійному повітрі
2 (400/200)				0,40		
3 (150-1)				1,75		
Прийняті позначення: ΔT – початкова і кінцева температури металу; V_{ox} – швидкість охолодження.						

Таблиця 2 – Технологічні характеристики ліній Стелмор, що використані для визначення параметрів експериментальних режимів охолодження сталі CrMoV1Si.

Прокатний стан	Загальна довжина лінії повітряного охолодження прокату, м	Довжина ділянки, обладнаної теплоізоляційними кришками, м	Мінімальна дозволена швидкість транспортування витків прокату, м/с
320/150	120	100	0,10
400/200	100	69	0,10
150-1	64	40	0,25

Структуру металу після експериментальних режимів термічного оброблення вивчали за допомогою оптичного мікроскопу Zeiss Axiovert 200 M MAT (Німеччина) після підготовки металографічних шліфів за стандартною процедурою з травленням у ніталі. З метою достовірної фіксації результатів фазово-структурних перетворень, що відповідають заданому термічному циклу, металографічні шліфи готували у поперечному перерізі зразків на відстані не більше 0,5 мм від місця приварювання термопар (рис. 2).

Мікротвердість окремих структурних складових визначали за допомогою твердоміра LEEB LHVS-1000Z (KHP) у відповідності до ДСТУ ISO 6507-1:2007 із навантаженням 0,196 Н ($HV_{0,02}$). Середній показник мікротвердості сталі відповідав середньому арифметичному значенню мікротвердості, визначеному за результатами 10 вимірювань із навантаженням 0,981 Н ($HV_{0,1}$), що були виконані на одній умовній лінії у площині шліфа з однаковою відстанню між місцями вдавлювання індентора.

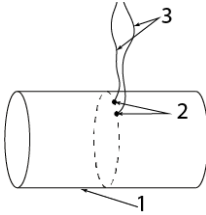


Рисунок 2 – Схематичне зображення вибору місця для підготовки металографічних шліфів на досліджуваних циліндричних зразках (позначене штриховими лініями): 1 – сталевий зразок; 2 – точки приварювання термопарних дрітків; 3 – термопари.

Результати дослідження та їх обговорення. З табл. 1 випливає, що кожен з експериментальних режимів охолодження складався з трьох умовних стадій:

I стадія – імітація початкового прискореного охолодження потоками повітря з метою пригнічення процесів статичної рекристалізації гарячедеформованого аустеніту та зменшення кількості окалини на поверхні прокату;

II стадія – імітація квазіізотермічного витримування під теплоізоляційними кришками за мінімальної дозволеної швидкості транспортування витків прокату на роликовому транспортері;

III стадія – імітація завершального етапу охолодження прокату на роликовому транспортері після його виходу з-під теплоізоляційних кришок на спокійне повітря з метою досягнення внутрішньоцехової температури.

Температурно-швидкісні параметри для різних стадій охолодження досліджуваної сталі обиралися виходячи з наступних міркувань.

Температурний інтервал I стадії охолодження прокату (950-850 °C) відповідає етапу активного розвитку статичної рекристалізації γ -фази з подальшим підвищенням стійкості переохолодженого гарячедеформованого аустеніту. Також у вказаному інтервалі температур відбувається інтенсивне утворення оксидів заліза на поверхні прокату. Прискорене охолодження сталі CrMoV1Si у цьому інтервалі температур зі швидкістю 10 °C/с, яке відтворює охолодження прокату потоками повітря, що нагнітаються вентилятором на першій секції транспортера, пригнічує вказані вище процеси та сприяє подальшому утворенню більшої кількості фериту в структурі металу й зменшенню кількості поверхневої окалини.

II стадія охолодження (850-570 °C) відповідає етапу активного протікання дифузійного $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення. Уповільнене охолодження низьковуглецевих Cr-Mo-V сталей на цій стадії сприяє формуванню більшої кількості фериту з низкою дефектністю тонкої будови та зменшенню кількості залишкового аустеніту, який у процесі подальшого охолодження до кімнатної температури може розпадатися з утворенням перліту, бейніту і мартенситу [19, 20]. Швидкість

оохолодження металу на цій стадії визначалась для кожного з експериментальних режимів у відповідності до даних табл. 2.

Температура завершення оохолодження металу на II стадії (570 °C) обрана з огляду на загальновідомі особливості процесів окалиноутворення на поверхні сталевого прокату за підвищених температур [21]. Оксидний шар на вуглецевих сталях, що утворюється за температур вище 570 °C, складається переважно з вюститу (FeO). Під час уповільненого оохолодження за температур нижче 570 °C вюстит розпадається на залізо і магнетит (Fe₃O₄), який утворюється внаслідок дифузії катіонів заліза та аніонів кисню [22]. Магнетит має високу адгезію до сталі та є хімічно інертною сполукою, а його наявність на поверхні прокату, що піддається подальшій холодній пластичній деформації волочінням, є вкрай небажаною. Через високі абразивні властивості залишки магнетиту спричиняють передчасне зношування твердосплавного волочильного інструменту під час виготовлення дроту. Вюстит, що утворюється за високих температур, хоча і має високу адгезію до металу, проте за кімнатної температури є досить крихким і задовільно видаляється з поверхні бунтового прокату як екологічно чистим механічним способом, так і хімічним травленням у розчині кислот. Тому прискорене оохолодження металу в температурному інтервалі 570-450 °C пригнічує процес розпаду вюститної складової окалини та сприяє більш якісній підготовці поверхні бунтового прокату до процесу волочіння [21].

III стадія оохолодження (570-20 °C), як було зазначено вище, відповідає завершальному етапу термічного оброблення прокату на роликовому транспортері після виходу з-під теплоізоляційних кришок на спокійне повітря цеху. Прискорене оохолодження на цій стадії дозволяє сформувати сприятливий для механічного видалення оксидний склад поверхневої окалини, а також запобігти додатковому дифузійному перерозподілу вуглецю та інших легувальних елементів між структурними складовими сталі, що може спровокувати формування підвищеної кількості мартенситних ділянок.

Результати металографічних досліджень засвідчили, що структура сталі CrMoV1Si після термічного оброблення за режимом № 1 (рис. 3а) складається з 60 % об. поліедричного фериту (166-176 HV_{0,02}), 26 % об. сорбітоподібного перліту (229-243 HV_{0,02}), 6 % об. бейніту (381-405 HV_{0,02}) і 8 % об. мартенситу у вигляді відносно рівномірно розподілених у площині шліфа окремих зерен з високою твердістю (836-875 HV_{0,02}), що розташовуються переважно на границях феритних зерен, а в деяких випадках і всередині них. Середній показник мікротвердості сталі – 276 HV_{0,1}. Середній умовний діаметр феритного зерна – 12,44 мкм (9 номер за ДСТУ 8972:2019).



Узагальнена графічна інтерпретація мікроструктурної еволюції сталі CrMoV1Si в залежності від температурно-швидкісних параметрів регламентованого безперервного охолодження наведена на рис. 4.

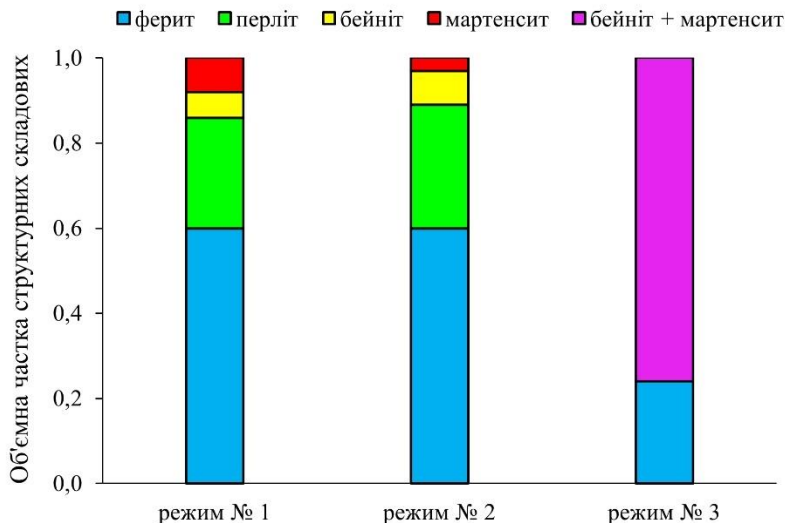


Рисунок 4 – Залежність об'ємної частки структурних складових в сталі CrMoV1Si від режиму експериментального термічного оброблення.

Аналіз результатів дослідження дозволяє стверджувати, що повністю запобігти утворенню структурних складових гартівного типу (бейніту, мартенситу та їх суміші) не вдається за будь-якого з експериментальних режимів охолодження, що добре узгоджується з роботами [19, 20], в яких авторами проведено дослідження для сталі близького хімічного складу.

Особливу увагу привертає той факт, що об'ємна частка мартенситних ділянок у структурі досліджуваної сталі після термічного оброблення за режимом № 1 є більшою у порівнянні з режимом № 2 (8 % об. проти 3 % об. відповідно), незважаючи на меншу швидкість охолодження металу в області дифузійного $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення. Схожий результат було отримано авторами роботи [23], які спостерігали збільшення кількості мартенсито-аустенітних ділянок в структурі низьковуглецевої трубної сталі X70 під час уповільнення охолодження після гарячого деформування. Встановлена особливість мікроструктурної еволюції представляє науковий і практичний інтерес у контексті створення нових можливостей керування перебігом фазово-структурних перетворень під час реалізації знеміцнювальних схем ТМО бунтового прокату з низьковуглецевих легованих сталей.

Утворення більшої кількості продуктів зсувного перетворення аустеніту під час більш уповільненого охолодження сталі може бути

пояснене з позицій динамічної зміни хімічного складу окремих фаз у процесі зниження температури, насамперед дифузійним перерозподілом вуглецю та інших легувальних елементів між α - та γ -фазами [23, 24]. Аустеніт у низьковуглецевих сталях при охолодженні нижче температури A_{f3} залишається метастабільною фазою, стабільність якої значною мірою визначається температурою, вмістом вуглецю та концентрацією легувальних елементів. Під час охолодження в сталях відбувається $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення, яке супроводжується дифузійним перерозподілом вуглецю з фериту в аустеніт, що сприяє утворенню легованої γ -фази. Стійкість такого аустеніту зростає із підвищенням концентрації легувальних елементів. Збільшення об'ємної частки фериту сприяє витісненню атомів вуглецю в залишковий аустеніт внаслідок відмінностей у хімічній активності вуглецю в α - і γ -модифікаціях заліза. Під час розвитку дифузійних перетворень у низьковуглецевих сталях за умов уповільненого охолодження, коли кількість фериту значно переважає кількість залишкового аустеніту, вміст вуглецю в останньому може перевищувати 1 % ваг. [25, 26], що зумовлює термодинамічну стабілізацію γ -фази. Залежно від локальної концентрації вуглецю та швидкості охолодження, такий аустеніт може у процесі подальшого зниження температури перетворюватися на перліт, бейніт або мартенсит, як це спостерігається у досліджуваній сталі.

Термічний цикл за режимом № 2 сприяв формуванню в структурі сталі CrMoV1Si мінімальної кількості твердих мартенситних ділянок зі співставною до режиму № 1 кількістю фериту і бейніту. Цей режим регламентованого безперервного повітряного охолодження у подальшому доцільно вважати базовим під час розроблення та впровадження промислової технології знеміцнювальної ТМО прокату з низьковуглецевих Cr-Mo-V сталей в потоці прокатних станів металургійних підприємств.

Водночас режим № 3 обумовлює утворення мінімальної кількості фериту через відносно високу швидкість охолодження металу в області дифузійного $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення з подальшим активним розвитком бейнітного перетворення. За температур нижче $\sim 300^\circ\text{C}$, коли дифузійна рухливість атомів вуглецю суттєво пригнічується, проміжне перетворення завершується, а залишковий аустеніт зазнає зсувної трансформації з формуванням у кінцевій мікроструктурі сталі бейніто-мартенситної суміші. Такий структурний стан бунтового прокату визначає його нетехнологічність під час подальшого холодного пластичного деформування методом волочіння із значними ступенями сумарного відносного обтиснення.

Висновки

За результатами проведеного дослідження встановлено закономірності та особливості процесів структуроутворення, які реалізуються у низьковуглецевій легованій сталі CrMoV1Si (аналог Св-08ХГСМФА) під час моделювання різних режимів безперервного повітряного охолодження за допомогою автоматизованої системи імітації термодформаційних процесів Gleeble 3800. Отримані результати дозволяють зробити наступні висновки:

1. Запропоновано науково обґрунтований режим диференційованого повітряного охолодження бунтового прокату зі сталі CrMoV1Si на завершальному етапі термомеханічного оброблення: температура початку повітряного охолодження – 950 °C; прискорене охолодження в діапазоні температур 950–850 °C зі швидкістю ~ 10 °C/c; уповільнене охолодження в інтервалі температур 850–570 °C зі швидкістю ~ 0,4 °C/c; охолодження від 570 °C до кімнатної температури на спокійному повітрі.

2. Розроблений режим безперервного повітряного охолодження прокату зі сталі CrMoV1Si сприяє мінімізації кількості утворюваних твердих мартенситних ділянок (не більше 3 % об.) у феритній матриці та формуванню незначної кількості бейніту (до 8 % об.). Такий структурний стан слід вважати сприятливим для забезпечення підвищеної технологічної пластичності бунтового прокату під час подальшого волочіння зварювального дроту із сумарним відносним обтисненням понад 90 %.

3. Більш уповільнене охолодження сталі CrMoV1Si в інтервалі $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення, порівняно з розробленим режимом, провокує збільшення кількості утворюваних структур гартування за рахунок реалізації дифузійного перерозподілу вуглецю та легувальних елементів між феритом і залишковим аустенітом з подальшою стабілізацією останнього.

4. Розроблений режим безперервного повітряного охолодження прокату зі сталі CrMoV1Si адекватно враховує особливості технологічних ліній Стелмор, які входять до складу прокатних станів діючих металургійних підприємств, і може вважатися найбільш пріоритетним для апробації у реальних промислових умовах, що буде напрямом подальших досліджень.

Перелік посилань

1. Kerkhoff H. J. Iron and steel industry is close to limit of its opportunities. *Chernye Metally*. 2014. No. 11. P. 87–92.
2. Flick A. Picture of the future of metals – strategic visioning. *Chernye Metally*. 2014. No. 6. P. 81–84.
3. Парусов В. В., Парусов О. В., Сычков А. Б. Прокат из борсодержащих

сталей для высокопрочных крепежных изделий. Днепропетровск : Арт-Пресс, 2010. 160 с.

4. Campbell P. C., Hawbolt E. B., Brimacombe J. K. Microstructural engineering applied to the controlled cooling of steel wire rod: Part I. Experimental design and heat transfer. *Metal Trans A*. 1991. Vol. 22. P. 2769–2778. <https://doi.org/10.1007/BF02851371>

5. Kazeminezhad M., Taheri A. K. The effect of controlled cooling after hot rolling on the mechanical properties of a commercial high carbon steel wire rod. *Mater Des*. 2003. Vol. 24. Iss. 6. P. 415–421. [https://doi.org/10.1016/S0261-3069\(03\)00095-5](https://doi.org/10.1016/S0261-3069(03)00095-5)

6. Hwang J.-K. Effect of air temperature on the thermal behavior and mechanical properties of wire rod steel during Stelmor cooling. *ISIJ Int*. 2022. Vol. 62(11). P. 2343–2354. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2022-047>

7. Lee Y. Rod and bar rolling: theory and applications (1st ed.). Boca Raton, FL, USA : CRC Press, 2004. 300 p. <https://doi.org/10.1201/9781482276695>

8. Morales R. D., López A. G., Olivares I. M. Mathematical simulation of Stelmor process. *Ironmak. Steelmak*. 1991. Vol. 18. P. 128–138.

9. Парусов Е. В., Чуйко І. М., Олійник Е. В., Парусов О. В. Аналіз тенденцій та проблем виробництва прокату і дроту з низьковуглецевих Cr-Mo-V сталей зварювального призначення. *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії*. 2024. Вип. 38. С. 431–454. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2024-38-431-454>

10. Anokhov A. E. On some features of repair welding without heat treatment of power-generating equipment made of pearlite steels. *Power Technol Eng*. 2021. Vol. 55. P. 613–619. <http://doi.org/10.1007/s10749-021-01406-z>

11. Hilkes J., Gross V. Welding CrMo steels for power generation and petrochemical applications – Past, present and future. *Biuletyn Instytutu Spawalnictwa*. 2013. No. 2. P. 11–22.

12. Venkata Rao R., Kalyankar V. D. Experimental investigation on submerged arc welding of Cr-Mo-V steel. *Int Jour Adv Manuf Tech*. 2013. Vol. 69(1–4). <http://doi.org/10.1007/s00170-013-5007-9>

13. Vlasov I. V., Gordienko A. I., Eremin A. V., Semenchuk V. M., Kuznetsova A. E. Structure and mechanical behavior of heat-resistant steel manufactured by multilayer arc deposition. *Metals*. 2023. Vol. 13(8). P. 1375. <http://doi.org/10.3390/met13081375>

14. 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>

15. 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>

16. Zhao H., Wang S., Gao J., Qi J., Su R., Zhang H., Chen H., Tian Z., Bai L. Cause analysis of V-shaped crack pairs on drawn welding wire surface of ER70S-6 steel. *Metall Res Technol*. 2022. Vol. 119(5). 510. <http://doi.org/10.1051/metal/2022070>

17. Олійник Е. В., Парусов Е. В., Чуйко І. М. Теоретичні та технологічні засади знеміцнюючого термомеханічного оброблення сталевго прокату

зварювального призначення. *Інформаційні технології в металургії та машинобудуванні – ІТММ'2024* : матер. міжнар. наук.-техн. конф., м. Дніпро, 10-11 квітня 2024 р. Дніпро : УДУНТ, 2024. С. 57–64. <http://doi.org/10.34185/1991-7848.itmm.2024.01.010>

18. Парусов Е. В., Чуйко І. М., Губенко С. І., Олійник Е. В., Парусов О. В. Вплив температурно-деформаційних параметрів термомеханічної обробки на структуру та механічні властивості низьковуглецевої легованої сталі. *Фізико-хімічна механіка матеріалів*. 2025. Том 61. № 1. С. 44–51. <https://doi.org/10.15407/pcmm2025.01.044>

19. Нестеренко А. М., Сычков А. Б., Сухомлин В. И., Жукова С. Ю., Мороз А. Н. Особенности структуры катанки из стали Св-08ХГ2СМФ. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2009. № 8(650). С. 10–12.

20. Нестеренко А. М., Сычков А. Б., Сухомлин В. И., Жукова С. Ю. Исследование микроструктуры катанки из стали Св-08ХГ2СМФ. *Сталь*. 2009. № 5. С. 64–66.

21. Парусов Э. В., Сычков А. Б., Губенко С. И., Чуйко И. Н. Перспективы использования экологически чистого способа подготовки поверхности бунтового проката к волочению. *Проблемы трибологии*. 2016. № 2 (80). С. 74–82.

22. Парусов Е. В., Луценко В. А., Парусов О. В., Чуйко І. М., Голубенко Т. М., Сівак Г. І. Розробка універсального способу визначення питомої маси або товщини шару окалини на поверхні бунтового прокату після безперервного охолодження. *Вісник Придніпровської державної академії будівництва та архітектури*. 2019. № 1 (249–250). С. 33–40. <https://doi.org/10.30838/J.BPSACEA.2312.260319.33.403>

23. Chunming W., Xingfang W., Jie L., Ningang X. Transmission electron microscopy of martensite/austenite islands in pipeline steel X70. *Mater Sci Eng A*. 2006. Vol. 438–440. P. 267–271. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.02.118>

24. Nakagaito T., Matsuda H., Nagataki Y., Seto K. Effects of partitioning of manganese and silicon during intercritical annealing on transformation behavior and mechanical properties of low alloyed TRIP-assisted steel sheets. *ISIJ Int*. 2017. Vol. 57(2). P. 380–387. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2016-288>

25. Matsuda F., Ikeuchi K., Fukada Y., Horii Y., Okada H., Shiwaku T., Shiga C., Suzuki S. Review of mechanical and metallurgical investigations of M-A constituent in welded joint in Japan. *Trans JWRI*. 1995. Vol. 24(1). P. 1–24.

26. Lan L., Qui C., Zhao D., Gao X., Du L. Analysis of martensite austenite constituent and its effect on toughness in submerged arc welded joint of low carbon bainitic steel. *Mater Sci*. 2012. Vol. 47. P. 4732–4742. <https://doi.org/10.1007/s10853-012-6346-x>

References

1. Kerkhoff, H. J. (2014). Iron and steel industry is close to limit of its opportunities. *Chernye Metally*, 11, 87-92.

2. Flick, A. (2014). Picture of the future of metals – strategic visioning. *Chernye Metally*, 6, 81-84.

3. Parusov, V. V., Parusov, O. V., & Sychkov, A. B. (2010). *Prokat iz borsoderzhashchikh stalei dlia vysokoprochnykh krepezhnykh izdelii* [Boron steels rolled products for high-strength fasteners]. ART-PRESS. [In Russian].

4. Campbell, P. C., Hawbolt, E. B., & Brimacombe, J. K. (1991). Microstructural engineering applied to the controlled cooling of steel wire rod: Part I. Experimental design and heat transfer. *Metal Trans A*, 22, 2769-2778. <https://doi.org/10.1007/BF02851371>
5. Kazeminezhad, M., & Taheri, A. K. (2003). The effect of controlled cooling after hot rolling on the mechanical properties of a commercial high carbon steel wire rod. *Mater Des*, 24(6), 415-421. [https://doi.org/10.1016/S0261-3069\(03\)00095-5](https://doi.org/10.1016/S0261-3069(03)00095-5)
6. Hwang, J.-K. (2022). Effect of air temperature on the thermal behavior and mechanical properties of wire rod steel during Stelmor cooling. *ISIJ Int*, 62(11), 2343-2354. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2022-047>
7. Lee, Y. (2004). *Rod and bar rolling: theory and applications* (1st ed.). CRC Press. <https://doi.org/10.1201/9781482276695>
8. Morales, R. D., Lopéz, A. G., & Olivares, I. M. (1991). Mathematical simulation of Stelmor process. *Ironmak. Steelmak*, 18, 128-138.
9. Parusov, E. V., Chuiko, I. M., Oliinyk, E. V., & Parusov, O. V. (2024). Analiz tendentsii ta problem vyrobnytstva prokatu i drotu z nyzkovuhletsevykh Cr-Mo-V stalei zvarivualnoho pryznachennia [Analysis of trends and problems of the production of low-carbon Cr-Mo-V steel wire rod and wire for welding purposes]. *Fundamental and Applied Problems of Ferrous Metallurgy*, 38, 431-454. [In Ukrainian]. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2024-38-431-454>
10. Anokhov, A. E. (2021). On some features of repair welding without heat treatment of power-generating equipment made of pearlite steels. *Power Technol Eng*, 55, 613-619. <http://doi.org/10.1007/s10749-021-01406-z>
11. Hilkes, J., & Gross, V. (2013). Welding CrMo steels for power generation and petrochemical applications - Past, present and future. *Biuletyn Instytutu Spawalnictwa*, (2), 11-22.
12. Venkata Rao, R., & Kalyankar, V. D. (2013). Experimental investigation on submerged arc welding of Cr-Mo-V steel. *Int Jour Adv Manuf Tech*, 69(1-4). <http://doi.org/10.1007/s00170-013-5007-9>
13. Vlasov, I. V., Gordienko, A. I., Eremin, A. V., Semenchuk, V. M., & Kuznetsova, A. E. (2023). Structure and mechanical behavior of heat-resistant steel manufactured by multilayer arc deposition. *Metals*, 13(8), 1375. <http://doi.org/10.3390/met13081375>
14. 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>
15. 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>
16. Zhao, H., Wang, S., Gao, J., Qi, J., Su, R., Zhang, H., Chen, H., Tian, Z., & Bai, L. (2022). Cause analysis of V-shaped crack pairs on drawn welding wire surface of ER70S-6 steel. *Metall Res Technol*, 119(5), 510. <http://doi.org/10.1051/metall/2022070>
17. Oliinyk, E. V., Parusov, E. V., & Chuiko, I. M. (2024, 10-11 April). Teoretychni ta tekhnolohichni zasady znemitsniuuchoho termomekhanichnoho obrobлення stalevoho prokatu zvarivualnoho pryznachennia [Theoretical and technological principles of softening thermomechanical processing of steel wire rod

for welding purposes]. *Technologies in Metallurgy and Machine building – ITMM* 2024, Dnipro, Ukraine, 57-64. UDUNT. [In Ukrainian]. <http://doi.org/10.34185/1991-7848.itmm.2024.01.010>

18. Parusov, E. V., Chuiko, I. M., Gubenko, S. I., Oliinyk, E. V., & Parusov, O. V. (2025). Vplyv temperaturno-deformatsiynykh parametriv termomekhanichnoi obrobky na strukturu ta mekhanichni vlastyvyosti nyzkovuhletsevoi lehovanoi stali [Influence of temperature-deformation parameters of thermomechanical treatment on the structure and mechanical properties of low-carbon alloyed steel]. *Physicochemical Mechanics of Materials*, 61(1), 44-51. [In Ukrainian]. <https://doi.org/10.15407/pcmm2025.01.044>

19. Nesterenko, A. M., Sychkov, A. B., Suhomlin, V. I., Zhukova, S. Yu., & Moroz, A. N. (2009). Osobennosti struktury katanki iz stali Sv-08KhG2SMF [Features of the structure of wire rod made of steel Sv-08KhG2SMF]. *Metal Science and Heat Treatment of Metals*, 8(650), 10-12. [In Russian].

20. Nesterenko, A. M., Sychkov, A. B., Suhomlin, V. I., & Zhukova, S. Yu. (2009). Issledovanie mikrostruktury katanki iz stali Sv-08KhG2SMF [Investigation of the microstructure of wire rod made of steel Sv-08KhG2SMF]. *Steel*, 5, 64-66. [In Russian].

21. Parusov, E. V., Sychkov, A. B., Gubenko, S. I., & Chuiko, I. M. (2016). Perspektivy ispolzovaniia ekologicheskii chistoho sposoba podgotovki poverkhnosti buntovoho prokata k volocheniiu [Prospects for using an environmentally method of preparing the surface of wire rod for drawing]. *Problems of Tribology*, 2(80), 74-82. [In Russian].

22. Parusov, E. V., Lutsenko, V. A., Parusov, O. V., Chuiko, I. M., Golubenko, T. M., Sivak, A. I. (2019). Rozrobka universalnogo sposobu vyznachennia pytomoi masy abo tovschyny sharu okalyny na poverkhni buntovoho prokatu pislia bezperervnogo okholodzhennia [Development of an universal method for determining the specific gravity or thickness of the scale layer on the surface of the wire rod after continuous cooling]. *Bulletin of the Prydniprovsky State Academy of Civil Engineering and Architecture*, 1(249-250), 33-40. [In Ukrainian]. <https://doi.org/10.30838/J.BPSACEA.2312.260319.33.403>

23. Chunming, W., Xingfang, W., Jie, L., & Ningang, X. (2006). Transmission electron microscopy of martensite/austenite islands in pipeline steel X70. *Mater Sci Eng A*, 438-440, 267-271. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.02.118>

24. Nakagaito, T., Matsuda, H., Nagataki, Y., & Seto, K. (2017). Effects of partitioning of manganese and silicon during intercritical annealing on transformation behavior and mechanical properties of low alloyed TRIP-assisted steel sheets. *ISIJ Int*, 57(2), 380-387. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2016-288>

25. Matsuda, F., Ikeuchi, K., Fukada, Y., Horii, Y., Okada, H., Shiwa, T., Shiga, C., & Suzuki, S. (1995). Review of mechanical and metallurgical investigations of M-A constituent in welded joint in Japan. *Trans JWRI*, 24(1), 1-24.

26. Lan, L., Qui, C., Zhao, D., Gao, X., & Du, L. (2012). Analysis of martensite austenite constituent and its effect on toughness in submerged arc welded joint of low carbon bainitic steel. *Mater Sci*, 47, 4732-4742. <https://doi.org/10.1007/s10853-012-6346-x>

E. V. Oliinyk¹, ORCID: 0000-0002-3366-3746**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**T. M. Golubenko**¹, Ph. D. (Tech.), ORCID: 0000-0002-3583-211X¹ *Iron and Steel Institute of Z. I. Nekrasov NAS of Ukraine** *Corresponding author: ferrosplav@ukr.net*

STUDY OF STRUCTURE FORMATION PATTERNS IN CrMoV1Si STEEL WIRE ROD DURING SIMULATION OF INDUSTRIAL AIR COOLING MODES

Abstract. The patterns and features of structure formation in low-carbon alloyed CrMoV1Si steel intended for welding applications were studied through laboratory simulation of industrial continuous controlled air cooling modes. In determining the temperature-time parameters of the thermal cycles, it was necessary to apply quasi-isothermal holding of the wire rod within the range of diffusion transformation of undercooled austenite, taking into account the technological specifics of operating Stelmor-type cooling lines in the production flow of rolling mills at three manufacturing plants. The fundamental distinction of the simulated modes lies in the varying cooling rates within the temperature range of the diffusion $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation, determined by the actual length of the air cooling sections on Stelmor lines, which are equipped with heat-insulating hoods, and by the minimum permissible conveyor speed for metal transport. A new scientifically grounded temperature-rate schedule of differentiated continuous air cooling for the studied steel was proposed, aimed at minimizing the amount of hard phases (martensite and bainite) formed in the metal structure: starting air cooling temperature – 950 °C; accelerated cooling within 950-850 °C at a rate of ~10 °C/s; slow cooling within 850-570 °C at a rate of ~0.4 °C/s; cooling from 570 °C to room temperature in still air. As a result, the structure of the studied steel comprises 60 vol.% polyhedral ferrite, 29 vol.% pearlite, 8 vol.% bainite, and 3 vol.% martensite in the form of relatively uniformly distributed individual grains with high hardness. Faster or slower cooling of the steel within the $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation range, compared to the developed mode, leads to an increase in the amount of quenching structures formed. The identified structural formation characteristics in CrMoV1Si steel provide the basis for the development and practical implementation of a softening thermomechanical treatment technology for wire rod made from low-carbon Cr-Mo-V welding steels under industrial conditions in metallurgical plants.

Key words: wire rod, microstructure, martensite, cooling rate, simulation.

For citation: Oliinyk, E. V., Parusov, E. V., Chuiko, I. M., Parusov, O. V., & Golubenko, T. M. (2025). Study of structure formation patterns in CrMoV1Si steel wire rod during simulation of industrial air cooling modes. *Fundamental and Applied Problems of Ferrous Metallurgy*, 39, 210-225. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2025-39-12>

Рукопис надійшов до редакції / Received 03.08.2025

Рекомендовано до друку / Accepted 21.10.2025

<https://doi.org/10.52150/2522-9117-2025-39-13>

УДК 669.017:621.73

В.О. Столбовий^{1,2,3}, д.т.н., с.н.с., ORCID 0000-0001-7734-0642**Л.М. Дейнеко**⁴, проф., д.т.н., ORCID 0000-0002-1177-3055**В.Л. Пінчук**^{5,*}, ORCID 0000-0001-8257-9252**Л.С. Кривчик**⁵, Ph D, ORCID 0000-0002-7769-3808;¹ Науково-організаційний відділ Президії НАН України² Національний науковий центр «Харківський фізико-технічний інститут»³ Харківський національний автомобільно-дорожній університет⁴ Український державний університет науки і технологій⁵ Нікопольський фаховий коледж, Український державний університет науки і технологій* Автор для листування: v.l.pinchuk@nmt.org.ua

ОСОБЛИВОСТІ ГЛИБОКОГО ІОННО-ПЛАЗМЕНОВОГО АЗОТУВАННЯ ІНСТРУМЕНТУ З ШТАМПОВИХ СТАЛЕЙ ДЛЯ ВИРОБНИЦТВА КОРОЗИЙНОСТІЙКИХ ТРУБ

Анотація. При виробництві корозійностійких труб використовують велику кількість різноманітного інструменту. Це матриці і матричні кільця, голки-оправки, прес-шайби, втулки, експандери, ролики, опорні планки, оправки, калібри. Умови їх роботи характеризуються значними навантаженнями, високими температурами, сильним тертям, значними питомими тисками. В більшості процесів трубний інструмент має низьку стійкість, що потребує зупинок станів і пресів, постійних переналадок обладнання, знижує ефективність процесів прокатки і пресування корозійностійких труб. При низькій стійкості інструменту знижається і якість внутрішньої поверхні труб і їх стійкість в експлуатації. Це особливо важливо в умовах складних умов експлуатації цих труб: в енергетиці, авіації, машинобудуванні, хімічній і харчовій промисловості. Тому пошук сучасних шляхів зміцнення, покращення корозійної стійкості трубного інструменту є важливим завданням сучасного матеріалознавства. Актуальність теми роботи впливає з необхідності створення високопродуктивних і стійких в експлуатації інструментів для виробництва корозійностійких труб, що зв'язане, у першу чергу, із проблемою одержання й обробки таких матеріалів, які могли б протистояти жорстким умовам роботи інструменту (високих температур, інтенсивних швидкостей ковзання і значного питомого тиску, знакозмінних навантажень, динамічних ударів). Таким чином, певний інтерес представляє удосконалення методів термічної обробки, використання сучасних видів хіміко-термічної обробки для підвищення зносостійкості і експлуатаційних характеристик інструменту.

© В.О. Столбовий, Л.М. Дейнеко, В.Л. Пінчук, Л.С. Кривчик, 2025



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

Метою роботи є пошук сучасних шляхів зміцнення основного трубного інструменту (трубопресового інструменту – матричних кілець, експандерів) для пресування корозійностійких труб на трубопресових установках і інструменту для холодної прокатки труб (роликів, опорних планок станів ХПТР), які використовуються при виробництві тонкостінних труб з корозійностійких сталей з використанням нових технологій іонно-плазменого азотування і сучасних методів дослідження структури сплавів, а також реальні випробування інструменту в виробничих умовах і впровадження результатів роботи на діючих трубних підприємствах України.

Ключові слова: Технологія, іонно-плазмене азотування, зміцнення, мікроструктура, мікротвердість, інструментальні сталі.

Посилання для цитування: Столбовий В. О., Дейнеко Л. М., Пінчук В. Л., Кривчик Л. С. Особливості глибокого іонно-плазменого азотування інструменту з штампових сталей для виробництва корозійностійких труб. *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії*. 2025. Вип. 39. С. 226-245. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2025-39-13>

Стан питання. Виробництво труб з легованих та високолегованих марок сталей охоплює майже всі галузі промисловості України. При виробництві труб з відповідальних високолегованих сталей (жаростійких, жароміцних, корозійностійких, інструментальних) методами гарячої прокатки, пресування, холодної і теплої прокатки має місце низька стійкість трубного інструменту, що пов'язане з складністю пластичної деформації цих сталей, особливою їх структурою і властивостями. Це приводить до постійних зупинок станів, пресів, зниження їх продуктивності, підвищення собівартості виготовлення труб і потребує постійної заміни інструменту [1]. Холодна і гаряча деформація труб супроводжується значним зносом, високими ударними навантаженнями, тисками, високими температурами. Пошук шляхів підвищення експлуатаційної стійкості інструменту сприяє збільшенню продуктивності обладнання, ефективності процесів обробки металів тиском і якості поверхні високолегованих труб [2].

Створення високопродуктивних і стійких в експлуатації інструментів зв'язане, у першу чергу, із проблемою одержання й обробки таких матеріалів, які могли б протистояти жорстким умовам роботи. Правильний вибір матеріалів, параметрів зміцнюючих технологій трубного інструменту визначає якість процесів прокатки і пресування труб з високолегованих марок сталей для відповідальних галузей промисловості України. Труби з високолегованих сталей, які важко деформуються, виготовляють пресуванням на трубопрофільних пресах і холодною прокаткою. А особливо тонкостінні труби прокочують на роликівих станах ХПТР. При пресуванні труб з високолегованих сталей трубопресовий інструмент (матричні кільця

складних матриць, голки-оправки, експандери) мають низьку стійкість внаслідок високого питомого тиску, концентрації напружень і температурних градієнтів. Так, стійкість матричних кілець при пресуванні корозійностійких труб складає всього 5-6 пресовок, голок-оправок – 50-70 пресовок, експандерів – до 80 пресовок. В результаті дії температурних і структурних напружень на робочих поверхнях матриць, експандерів, голок-оправок з'являються сітки розгарних тріщин, які поступово розширюються і заповнюються пресованим металом, що в подальшому призводить до руйнування матриць (рис. 1-3). В процесі холодної деформації на станах ХПТР на поверхні контакту цапф ролика з опорною планкою виникають значні питомі тиски, що приводить до викришування металу на робочій поверхні. Причина – недостатня контактна зносливість, що в свою чергу є наслідком зниженої твердості. (рис. 4).



Рисунок 1 – Тріщини матричних кілець, [1].



Рисунок 2 – Викришування цапф роликів станів ХПТР.

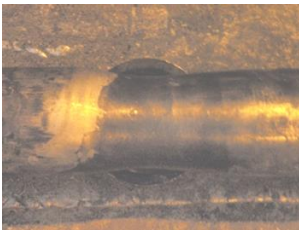


Рисунок 3 – Знос голок-оправок трубопрофільного пресу.



Рисунок 4 – Осповидний знос на робочій дорожці опорної планки.

Тому матеріал для виготовлення трубного інструменту для виробництва корозійностійких труб повинен мати високу теплостійкість; в'язкість; високу розгаростійкість; зносостійкість; жаростійкість; високу теплопровідність. Для виготовлення інструменту

для пресування і холодної прокатки найчастіше використовують інструментальні сталі мартенситного класу, леговані хромом, вольфрамом, молібденом [4]. Найчастіше використовують вториннотвердіючі сталі 4X5MФ1С, 5X3В3МФС (ДИ-23), 4X4ВМФС (ДСТУ 3953-2000), які піддають термічній обробці. Але ці методи не завжди дають бажаний результат. Тому певний інтерес представляє вдосконалення і коректування технологій термічної та комбінованих обробок для підвищення зносостійкості інструменту [3].

Хіміко-термічна обробка є одним з найбільш ефективних методів підвищення довговічності і надійності інструментів. Це, в першу чергу, визначається тим, що при хіміко-термічній обробці змінюється хімічний склад, структура і властивості поверхневих шарів металу, саме тих, в яких при експлуатації концентруються максимальні напруження, зароджуються і розвиваються тріщини, відбуваються процеси зношування і корозійного розтріскування [4]. В роботі запропоноване проведення глибокого іонного азотування в вакуумно-дуговому розряді в поєднанні з загартуванням і відпуском. Завдяки використанню запропонованої технології підвищуються міцність, зносостійкість, теплостійкість, а також твердість від 8 ГПа до 11...12 ГПа. Проведено широкий комплекс досліджень структури поверхні інструменту і промислових випробувань трубопресового і трубопрокатного інструменту.

Для трубного інструменту найчастіше проводять азотування (газове, іонне в плазмі ДВДР, в плазмі тліючого розряду) [5]. Азотування широко застосовується в різних галузях промисловості для підвищення довговічності та надійності деталей і інструментів. В даний час на підприємствах використовують в основному як газове азотування, так і нову прогресивну технологію – іонно-плазмене (вакуумно-дугове) азотування. При такому азотуванні дифузійне насичення поверхні виробів азотом відбувається з використанням низькотемпературної плазми [6].

Азотування застосовують для підвищення твердості, зносостійкості (твердість насиченого шару металу азотом вища, ніж у цементованої або загартованої, при цьому ще виникають додаткові напруження стиснення в металі 600-800 МПа). А тонкий шар ϵ -фази добре захищає вироби від корозії у вологому та інших середовищах [7].

Вакуумно-дуговий розряд використовується в промислових технологіях модифікування поверхні для отримання унікальних характеристик поверхні і нанесення покриттів. В потоках плазми також містяться краплі розплавленого матеріалу катода [8-9].

Катодні плями, в яких щільність струму складає 106 А/см² при температурі до 5000 °С, є джерелом плазми з матеріалу катода зі 100%

ступенем іонізації. Це дозволяє за допомогою магнітного поля керувати напрямком і щільністю вказаних струменів [10-12]. При напуску в вакуумну камеру газів (азоту, кисню, сірководню, газів, що містять вуглець та ін.) на підложці синтезуються плівки, що складаються із з'єднань цих газів з матеріалами, які випаровуються. Регулюючи енергію іонів зміною негативного потенціалу на підложці, можна контролювати властивості поверхневого шару і покриттів, забезпечуючи необхідні фізико-механічні, антикорозійні та інші характеристики [13-14].

Мета роботи: проведення досліджень і випробувань трубного інструменту для виробництва відповідальних труб з високолегованих сталей після проведення зміцнюючої хіміко-термічної обробки за запропонованою схемою - глибоке азотування в поєднанні з наступними загартуванням і відпусками для отримання високої експлуатаційної стійкості інструменту.

Матеріали та методики: металографічний аналіз кілець і зразків з використанням мікроскопів NEOPHOT-32, MIM-8, Axiovert 200 MAT; метод електронної мікроскопії з застосуванням електронного мікроскопа EM6G (прискорювальна напруга 100кВ) і растрового електронного мікроскопу РЕМ-106И; твердість вимірювали на приладах Віккерса (при навантаженні 10 Н) і ПМТ-3М (для вимірювання твердості мікрооб'ємів з різною структурою на металографічних шліфах). Було проведено рентгеноструктурний аналіз досліджуваних зразків сталі 4Х5МФ1С для визначення типу кристалічних ґраток включень та їх параметрів. Дифрактометричні дослідження проводилися на рентгенівському дифрактометрі ДРОН-2.0 в кобальтовому Со-Ка випромінюванні із застосуванням Fe-селективного поглинаючого фільтра [15].

Джерелом плазми при проведенні іонно-плазменого азотування є двоступінчастий вакуумно-дуговий розряд (ДВДР)[16]. Він є дуговим розрядом з холодним катодом, у якому позитивний стовп дуги розділений на дві частини, перша з яких являє собою газо-металева плазма, а друга плазму технологічного газу. Існують різні схеми формування цього розряду, завдання яких полягає в тому, щоб тим чи іншим чином не допустити влучення випарених частинок металу в робочий об'єм камери, пропускаючи при цьому іонізовану газову плазму.

Інакше, можна сказати, що газовий ступінь ДВДР є дуговим розрядом із плазмовим катодом, роль якого виконує газо-металева плазма вакуумно-дугового розряду з холодним катодом. Оскільки емісійна здатність газо-металевої плазми велика, величина струму в газовому ступені може досягати сотень ампер і, таким чином, забезпечувати плазмову обробку (нагрів, очищення, іонне або

електронне бомбардування, хіміко-термічну обробку тощо) виробів у великих промислових обсягах, у тому числі, виробів з діелектричних матеріалів. Істотною перевагою цього розряду є можливість його роботи в різних технологічних середовищах (кисні, азоті, водні та ін) в діапазоні тисків 0,01 - 10 Па [17].

Після проведення азотування азотований шар на поверхні складається з нітридної зони Fe_{2-3}N (ϵ -фаза) і Fe_4N (γ' -фаза) і підшарку азотистого фериту (α -фаза), в якому при охолодженні виділяються нітриди хрому, молібдену, алюмінія (рис. 5).

Процес азотування реалізується при температурах 450-600 °С і тому не може бути використаний як фінішна обробка для сталевих деталей, які пройшли попередню термічну обробку по режиму загартування+низький відпуск (через знеміцнення деталей при більш високій температурі азотування) [19]. Тому у практиці реалізацій технологій ХТО було запропоновано змінити послідовність операцій зміцнення матриці та азотування (в Україні це реалізовано вченими із ННЦ «ХФТ», Пат. України № 117008) – тобто, першою операцією йде азотування, а в якості фінішної обробки проводять загартування з відпуском (використовують необхідну для цієї деталі температуру відпуску). Для цього виріб зі сталі з припуском на розміри для подальшої чистової механічної обробки азотують вакуумно-дуговим способом [20] з отриманням насиченого шару, потім нагрівають в печі за звичайною технологією до температури загартування, загартовують (використовуючи різні охолоджувальні середовища) і піддають відпуску.

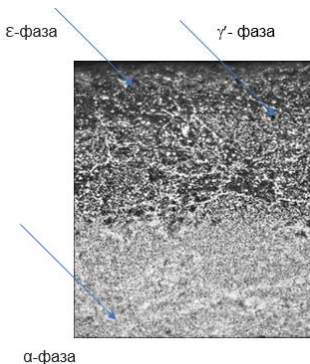


Рисунок 9 – Мікроструктура зміцненого шару сталі 4Х5МФ1С після іонного азотування, х 200 [18].

Після цього видаляють припуск на поверхні деталі разом з дефектним окисленим шаром (окалиною) і отримують чистові розміри виробу. На обробленій поверхні забезпечується присутність азотованого шару, що містить γ' -фазу і твердий розчин азоту в залізі з твердістю вище стандартної для даної марки сталі і товщиною в

кілька сот мікрометрів [21].

Слід зазначити, що у відомих способах хіміко-термічної обробки сталевих виробів, коли азотування проводять після загартування і відпускання, традиційно потрібний великий час для азотування. Крім того, механічна обробка виробів проводиться двічі. Перша – після загартування і відпускання, друга – після азотування.

Азотування в плазмі двоступеневого дугового розряду має ряд переваг. Одна з важливих переваг полягає в тому, що процес відбувається при тисках азоту 0,01–0,1 Па, тобто при значеннях азотного потенціалу значно нижче порогового. При цьому ймовірність утворення нітридних фаз значно знижується. Дослідження показали, що відмінною рисою мікроструктури азотованого шару після іонно-плазменого азотування є наявність дисперсної дуже міцної ϵ -фази. Завдяки наявності в шарі цієї фази поверхнева твердість азотуємих деталей вище майже на HV 160–180 у порівнянні з процесом газового азотування. До того ж після газового азотування деталі визнають великі деформації, а іонне азотування знижує деформації інструменту настільки, що фінішна шліфівка виключається. На обробленій таким чином поверхні забезпечується присутність азотованого шару з твердістю 9 ГПа, тобто вище звичайної для загартованої і відпущеної даної марки сталі 7 ГПа (традиційна технологія обробки). Товщина азотованого шару може становити від 1,5 до 2 мм [22].

В даній роботі інструмент з штампової сталі піддається за новим технічним рішенням глибокому азотуванню у вакуумно-дуговому газовому розряді, загартуванню та відпусканню. Інструмент з температури азотування нагрівається до температури 900–950°C, витримується і подальше нагрівається до температури загартування 1050–1070°C, підстужується на повітрі до температури 900°C і загартовується в маслі або полімерному середовищі, а перший відпуск проводять при температурі не вище 240–250°C з витримкою ≥ 1 години з подальшим нагрівом до температури другого відпуску не вище 350–380°C з витримкою ≥ 1 години, а фінішний відпуск проводять при температурі не вище 580°C.

Використання багаторазового відпуску після загартування дає наступні результати:

- перший відпуск проводять при температурах не вище 240–250 °C - при загартуванні легованих інструментальних сталей (для попередження розтріскування інтенсивне охолодження металу часто припиняють при температурах не нижче ~ 150 – 170°C) в металі остається до 28–30% аустеніту залишкового, який стійкий до перетворення при наступних відпусках. Тому доцільно перший відпуск робити в інтервалі температур виділення з мартенситу і аустеніту залишкового вуглецю

(дестабілізація аустеніту), який утворює велику кількість часток нестабільного карбіду (типу ε -карбид, $\text{Fe}_{2,4}\text{C}$), які рівномірно розміщені у металі (тобто як на границях, так і в тілі зерен). Відомо також, що якщо в металі одночасно з вуглецем є присутнім і азот, то процес старіння протікає набагато швидше, тому що коефіцієнт дифузії азоту при низьких температурах значно вище (ніж вуглецю) й частки Fe_{16}N_2 , що випадають, є зародками для утворення карбідів. Такий відпуск також зменшує і рівень напружень в металі;

- другий відпуск проводять при температурах не вище 350-380 °С. Відомо, що при розпаді мартенситу при температурах відпуску вище $\sim 250^\circ\text{C}$ (для вуглецевих сталей частки нестабільного карбіду розчиняються або при температурах $\geq 250^\circ\text{C}$ проходить перетворення і виділення часток цементиту). В легованих сталях при більш високих температурах відпуску утворюються частки цементиту або легованого цементиту), які рівномірно розміщені у металі (тобто як на границях, так і в тілі зерен). Відпуск також зменшує і рівень напружень в металі;

- третій відпуск проводять при температурі не вище 580°C – відомо, що в легованих сталях температура виділення спеціальних карбідів починається при температурах $\geq 480-490^\circ\text{C}$ (вторинне твердіння), тому доцільно створити умови для процесів структуроутворення при яких в металі виникне велика кількість часток спеціальних карбідів, рівномірно розташованих по об'єму металу і які не зможуть суттєво збільшитися при цьому відпуску у розмірах за рахунок використання раціональної температури відпуску для кожного хімічного складу інструментальної сталі, яка конкретно використана при виготовленні виробів.

Таким чином пропонується технологічна схема ХТО дозволяє після загартування проводити доцільну кількість відпусків в температурних інтервалах, які забезпечують необхідний комплекс властивостей виробам.

Інструмент встановлюють в камері з обладнанням для вакуумно-дугового газового розряду установки "Булат-6", відкачують до тиску 0,003 Па, напускають азот до тиску 0,3 Па, включають дуговий газовий розряд при струмі 100 А і, регулюючи позитивний потенціал на виробі в межах від 100 до 150 В, підтримують температуру 650 °С протягом однієї години. (рис. 10, 11). Потім розряд відключають, камеру розгерметизовують. Після цього азотований інструмент поміщають в шахтну піч, поступово нагрівають за технологією попереднього нагріву до $\approx 900-9500^\circ\text{C}$, витримують, а подальший нагрів здійснюють в розплавлених солях до температури загартування $\approx 1050-1070^\circ\text{C}$, витримують, здійснюють охолодження в полімерному середовищі і піддають відпусканню, при цьому перший відпуск здійснюють при

темпера-турі не вище 240-2500°C, другий відпуск при температурі не вище 350-380°C, а фінішний відпуск здійснюють при температурі не вище 5800°C. Після цього проводять механічну обробку виробів, тобто видаляють припуск разом з дефектним окисленим шаром (окалиною) і отримують чистові розміри інструменту. При цьому усуваються також відхилення від геометричних розмірів (повідки або жолоблення), які зазвичай мають місце при термічній обробці виробів складної форми.

Було проведено рентгеноструктурний аналіз досліджуваних зразків сталі 4X5MФ1С для визначення типу кристалічних ґраток включень та їх параметрів. Дифрактометричні дослідження проводилися на рентгенівському дифрактометрі ДРОН-2.0 в кобальтовому Co-K α випромінюванні із застосуванням Fe - селективно поглинаючого фільтра. Дифраговане випромінювання реєструвалося сцинтиляційним детектором.

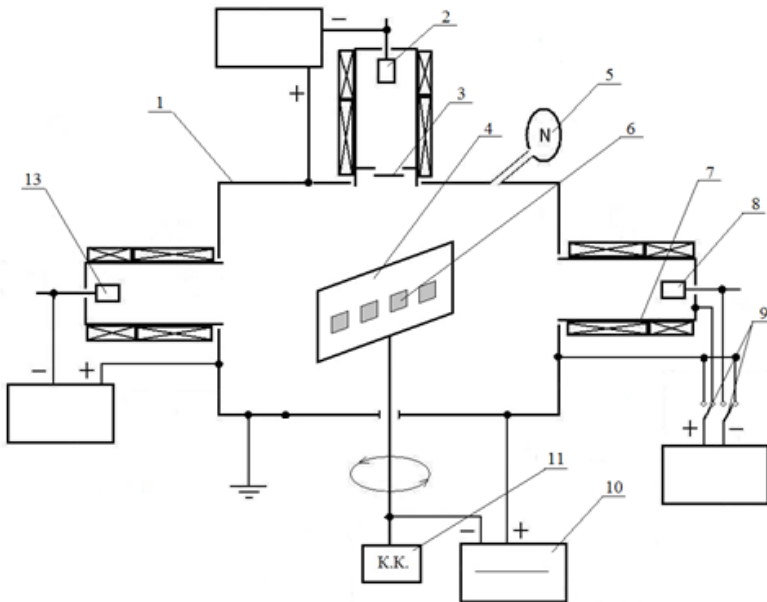


Рисунок 10 – Принципова схема вакуумно-дугової установки типу «БУЛАТ-6»: 1 – вакуумна камера, 2 – вакуумно-дуговий випарник; 3 – металевий екран, 4 – екран тримач зразків, 5 – регулятор тиску азоту, 6 – зразки, 7 – корпус вакуумно-дугового випарника – анод для газового розряду, 8 – катод Nb, 9 – реле перемикання, 10 – джерело постійної напруги, 11 – командоконтролер, 13 – катод TiZr.



Рисунок 11 – Вакуумно-дуговий випаровувач установок серій «Булат-6».

Якісний фазовий аналіз (ідентифікація фаз у зразках) проводився за допомогою міжнародної бази даних кристалографічних сполук ICDD PDF-2. [186]. Кількісний фазовий аналіз (масовий вміст фаз, %wt), проводили із застосуванням методу Рітвельда (програмне забезпечення MAUD). Визначення періоду кристалічної решітки проводили методом найменших квадратів з двома невідомими для дифракційних максимумів, розташованих на великих кутах, тобто використовувались лінії з великими значеннями кристалографічних індексів. Так, наприклад, для фази Fe- α відбиття від площин (220), для фази Fe- γ (200) [1].

Матеріали та методика досліджень

В роботі 3(три) кільця з сталі 5Х3В3МФС діаметром 73,5 мм і 71,5 мм., 2 (два) кільця з сталі 4Х5МФ1С діаметром 73,5 мм, експандери трубопресової установки зусиллям 16 МН у кількості 3 (трих) штук зі сталі 4Х4ВМФС діаметром 120 мм і довжиною 195 мм були піддані іонному азотуванню в плазмі двоступеневого дугового розряду в модифікованій установці «Булат-6» в лабораторії плазмотехнологій Інституту фізики твердого тіла ННЦ ХФТІ, м. Харків (рис. 12).

Інструмент був встановлений в модернізовану вакуумно-дугову установку типу «Булат-6». Вакуумну камеру 1 відкачували до тиску $P=1,3 \cdot 10^{-3}$ Па. Іонне очищення з активацією поверхні підкладок проводилася прискореними іонами азоту в газовій плазмі дугового розряду при тиску азоту 0,66 Па. Для створення газового розряду в робочому об'ємі камери вмикається випарник 2 і при цьому створюється газо-металева плазма, яка через екран (3) буде емітером електронів для газового розряду в об'ємі робочої камери (1) (рис. 11).



Рисунок 12 – Установка для проведення досліджень.

При подачі на корпус вакуумно-дугового випарника 6 позитивного потенціалу перемикачем 8 від джерела живлення дуги в присутності азоту при тиску $0,05 \div 0,5$ Па в робочому об'ємі камери виникає газовий дуговий розряд. При подачі на підкладку (4), а отже, і на деталі високого негативного потенціалу $-1000 \div 1300$ В відбувається її розігрів за рахунок бомбардування іонами азоту до температури $480 \div 540^\circ\text{C}$, що забезпечує процеси азотування на поверхні зразків. Температура підкладок надалі підтримується зміною величини негативного постійного потенціалу 9. Тривалість процесу азотування залежить від необхідної товщини шару і температури підложки, в даному випадку час азотування – 1 година [1].

Після цього азотований інструмент поміщують в шахтну піч, нагрівають за технологією попереднього нагріву до $\approx 900-950^\circ\text{C}$, витримують, а подальший нагрів здійснюють в розплавлених солях до температури загартування $\approx 1050-1070^\circ\text{C}$, витримують, здійснюють охолодження в водному полімерному середовищі і піддають відпуску, при цьому перший відпуск здійснюють при температурі не вище $240-250^\circ\text{C}$, другий відпуск при температурі не вище $350-380^\circ\text{C}$, а фінішний відпуск здійснюють при температурі не вище 580°C . Після цього проводять механічну обробку виробів, тобто видаляють припуск разом з дефектним окисленням шаром (окалиною) і отримують чистові розміри інструменту.

Результати

Результати заміру мікротвердості зразків сталі 4X5MФ1С після іонно-плазменого азотування наведені в таблиці 1.

Графіки зміни твердості по глибині для сталі 4X5MФ1С наведений на рис. 13.

Таблиця 1 – Результати заміру мікротвердості зразків сталі 4Х5МФ1С після іонно-плазменого азотування.

Марка сталі	Обробка	HV _{0,1}
4Х4ВМФС	іонне азотування + загартування з трьохкратним відпуском(1)	1045,1055, 1030
4Х4ВМФС	іонне азотування + загартування з трьохкратним відпуском(2)	1030,1035, 1045
4Х5МФ1С	іонне азотування + загартування з трьохкратним відпуском(3)	1050, 1065, 1050

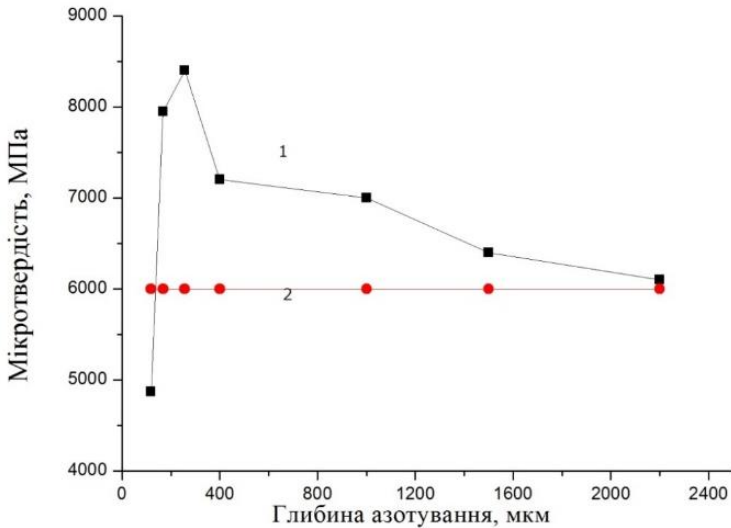


Рисунок 13 – Залежність твердості інструменту зі сталі 4Х5МФ1С по глибині, час азотування 1 година. 1-азотований шар, 2 загартована сталь (без азотування).

Для проведення рентгеноструктурного дослідження були взяті зразки сталі 4Х5МФ1С після різних видів обробки:

- 1) 4Х5МФ1С; іонне азотування; центр; 20,5х11,5х7,3мм;
 - 2) 4Х5МФ1С; іонне азотування; поверхня; 22х13х8мм;
 - 3) сталь 4Х5МФ1С в початковому стані до азотування;
- Фазовий склад досліджених зразків наведено в таблиці 2.

Фотографія поперечного шліфа інструменту зі сталі 4Х5МФ1С з вимірюванням мікротвердості показано на рис. 14 [314, 319].

Таблиця 2 – Фазовий склад досліджених зразків.

№ зразка	Фаза	Вміст, %wt	Параметри решітки a , Å
1	Fe- α	80,0	2,8684
	Fe ₃ N	15,9	$a = 4,672$; $c = 4,400$
	Fe ₄ N	4,1	3,815
2	Fe- α	78,6	2,8697
	Fe ₃ N	5,4	$a = 4,668$; $c = 4,402$
	Fe ₄ N	16,1	3,815
3	Fe- α	100	2,868

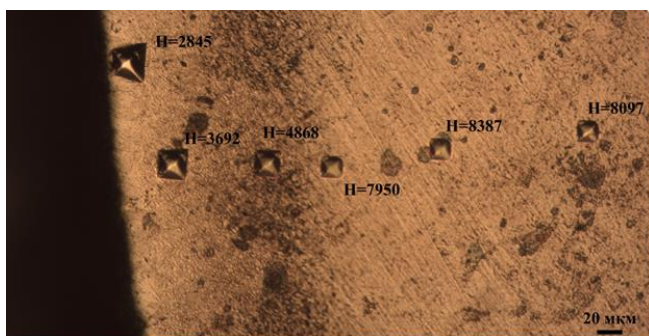


Рисунок 14 – Фотографія поперечного шліфа сталі 4X5MФ1С.

Дифрактограми зразків наведені на рис. 15,16,17

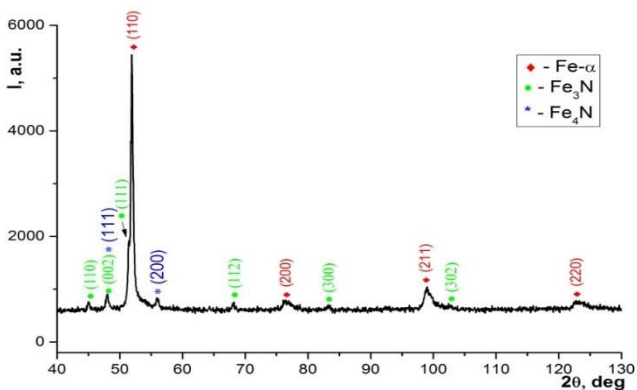


Рисунок 15 – Дифрактограма зразку №1.

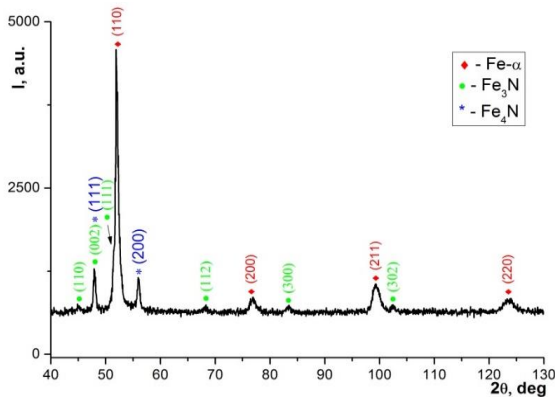


Рисунок 16 – Дифрактограма зразку №2.

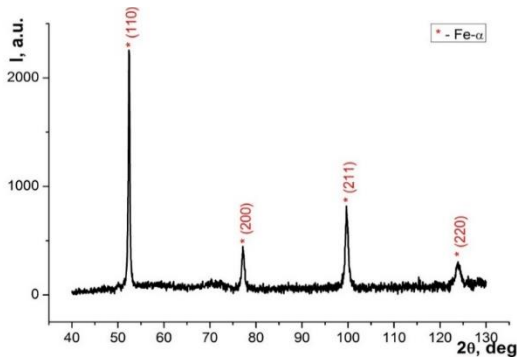


Рисунок 17 – Дифрактограма зразку №3.

Випробування роликів і опорних планок були проведені на стані «ХПТР 15-30» «ТОВ ВО Оскар» (м. Нікополь), а матричних кілець, голок-оправок, експандерів трубопрофільних пресів на пресовій дільниці «ТОВ ВО Оскар» (м. Дніпро) (рис. 18).

Проведення хіміко-термічної обробки (глибокого азотування з отриманням шару 2,2-2,3 мм) трубного інструменту з послідовним загартуванням і багаторазовим відпуском з використанням ДВДР в вакуумно-дугових установках типу «Булат» (ННЦ ХФТІ) підвищує стійкість інструменту внаслідок високих показників поверхневої твердості. Якщо стійкість матричних кілець зі сталі 5Х3ВЗМФС (ДІ-23) після звичайного термозміцнення складає 4–6 пресувань, то кільця з більш економнолегованої безвольфрамової сталі 4Х5МФ1С, піддані хіміко-термічній обробці (іонному азотуванню в плазмі ДВДР) і послідовним термозміцненням показали стійкість 10 – 12 пресувань,

внаслідок більш високої твердості, теплостійкості, утворення особливої структури на поверхні. Твердість поверхневого шару підвищилась до рівня 9500-11000 МПа, а експлуатаційна стійкість інструменту збільшилася в 1,5 – 1,7 рази, що забезпечується утворенням на поверхні інструменту зміцненого шару, що підтвердили результати металографічних досліджень, електронної мікроскопії, рентгеноструктурних досліджень та випробування механічних властивостей і результатами промислової апробації інструменту. Якщо стійкість експандерів зі сталі 4Х4ВМФС після звичайного термозміцнення (загартування з відпуском) складає до 100 пресовок, то інструмент, підданий додатково хіміко-термічній обробці (іонному азотуванню в плазмі ДВДР та подальшому загартуванню з багаторазовими відпусками), показали стійкість 130-140 пресовок внаслідок більш високої твердості, теплостійкості, утворення особливої структури на поверхні внаслідок проведення іонного азотування і наступних процесів структуроутворення при загартуванні і відпусках.



Рисунок 18 – Випробування трубного інструменту на ТОВ «ВО ОСКАР».

Досягнення такого ефекту стало можливим завдяки формуванню на поверхні складних багатофазових композицій на основі хімічних сполук атомів азоту з легуючими елементами [22].

Висновки

1. Іонне азотування в газовій плазмі дугового розряду є найбільш швидким і перспективним процесом зміцнення сталевих виробів в порівнянні із азотуванням в тліючому розряді і термічним азотуванням.

2. У зв'язку з низькою стійкістю трубного інструменту (інструменту для гарячого пресування корозійностійких труб, для холодної роликової прокатки особливо тонкостінних корозійностійких труб) виникла необхідність в удосконаленні зміцнюючих технологій трубного інструменту, оптимізації режимів таких технологій, розробці

раціональних методів зміцнення з використанням нових матеріалів.

3. Використання нових розробок у галузі ХТО, наприклад, технологія вакуумно-дугового азотування трубного інструменту (експандерів трубопрофільних пресів, матричних кілець, інструменту станів ХПТР) (ННЦ ХФТІ), яка поєднана зі зміцнюючою термічною обробкою, забезпечує на робочій поверхні виробу азотований шар, товщиною до 2,2-2,3 мм з твердістю $\geq 52-55$ HRC.

4. Результати впровадження на ведучих трубних підприємствах України ТОВ «ВО ОСКАР» і «ПрАТ Сентравіс Продакшн Юкрейн» технології іонно-плазменого азотування і наступного термозміцнення загартуванням з багаторазовими відпусками трубного інструменту дозволили отримати значний економічний ефект за рахунок зниження витрат на інструмент, скоротити недоліки виробництва за рахунок зменшення кількості переналадок обладнання і збільшити продуктивність праці при виробництві корозійностійких труб і труб з високолегованих сталей, при цьому стійкість інструменту підвищилась в 1,5 – 2,5 рази.

Перелік посилань

1. Кривчик Л. С. Дисертація на здобуття наукового ступеня доктора філософії PhD за спеціальністю 132 - «Матеріалознавство». Український державний університету науки і технологій. Дніпро, 2023.

2. Друян В. М., Гуляев Ю.Г., Чукмасов С.О. Теорія та технологія трубного виробництва: підручник. Дніпро: VAL, 2000. 587 с.

3. Кузьмич В. О., Косенко В.М., Бузенко Л.В. Технологія виробництва сталевих труб методом гарячого пресування: підручник. Київ : НТУУ «КПІ», 2011. 224 с.

4. Кривчик Л.С., Пінчук В.Л., Хохлова Т.С., Очеретько Л.В. Особливості виробництва труб холодною роликовою прокаткою. Шляхи підвищення стійкості трубного інструменту», XVII-а міжнародна конференція «Стратегія якості в промисловості і освіті» Болгарія, м. Варна 5-8 червня 2023 р

5. Фролов В.Ф., Данченко В.Н., Фролов Я.В. Холодная пильгерная прокатка труб. Днепропетровск: Пороги, 2005. 255 с.

6. Афанділянц Є.Г., Зазимко Є.В., Лопатько К.Г. Технологія конструкційних матеріалів і матеріалознавство: підручник. Київ: НАУ, 2008. 234 с.

7. Азаренков С.І., Бойко Л.В., Боровик В.В. та ін. Хіміко-термічна обробка сталей: навчальний посібник. К.: НТУУ "КПІ", 2015.

8. Бялік О.М., Черненко В.С. Металознавство : підручник 2-е вид., переробл. і допов. Київ : Політехніка, 2008. 384 с.

9. Тимошенко В.А., Никифорчин Ю.М. Матеріалознавство : метод. вказівки і контрольні завдання. Івано-Франківськ : ІФНТУНГ, 2004. 26 с.

10. Кривчик Л.С., Хохлова Т.С. Використання хіміко-термічної обробки з метою покращення експлуатаційних властивостей інструмента для пресування нержавіючих труб // XI Міжнародна науково-практична інтернет-конференція «Сучасний рух науки» м. Дніпро. 8-9 жовтня 2020 р., С. 347-353

11. Кривчик Л.С., Хохлова Т.С., Дейнеко Л.М., Пінчук В.Л. «Хіміко-термічна обробка трубопресового інструменту для виробництва корозійностійких труб – ефективний сучасний засіб термозміцнення з метою покращення експлуатаційних властивостей інструменту» // IX International Scientific and Practical Conference INTERNATIONAL FORUM: PROBLEMS AND SCIENTIFIC SOLUTIONS Australia, Melbourne, February 6-8, 2022. С.583-597

12. Ломино С., Овчаренко В.Д., Полякова Г.Н., Андреев А.А., Шулаев А.М. Межэлектродная плазма вакуумной дуги в атмосфере азота. Сб. докл. 5-го Межд. симпозиума «Вакуумные технологии и системы», ISVTE-5. Харьков, 2002. С. 202-222.

13. Кривчик Л.С., Пінчук В.Л., Хохлова Т.С., Столбовий В.О., Дейнеко Л.М. Зміцнення трубного інструменту шляхом проведення комбінованої обробки – іонного азотування з нанесенням зносостійких покриттів» // IV Міжнародній конференції «Інноваційні технології в науці та освіті. Європейський досвід» м. Гельсінкі, Фінляндія. Листопад 2021 р.

14. Кривчик Л.С., Хохлова Т.С., Пінчук В.Л., Столбовий В.О., Сребрянський Г.О. Зміцнення інструменту для холодної роликової прокатки корозійностійких труб за допомогою сучасних видів хіміко-термічної обробки, Науково-технічний журнал «Металознавство та обробка металів». 2022. №4, С.40-47.

15. А.А. Андреев, Л.П. Саблев, В.М. Шулаев, С.Н. Григорьев. Вакуумно-дуговые устройства и покрытия. Харьков: ННЦ ХФТИ, 2005, 236 с.

16. Герасимов С.А., Жихарев А.В., Березина Е.В. и др. Новые идеи о механизме образования структуры азотированных сталей. Металлургия, 2004. №1. С. 13-17.

17. Кривчик Л.С., Хохлова Т.С., Дейнеко Л.М., Пінчук В.Л. Сучасні шляхи зміцнення трубного інструменту для виробництва корозійностійких труб. Proceedings of the 12th International Scientific and Practical Conference SCIENTIFIC RESEARCH IN XXI CENTURY OTTAWA, CANADA 16-18.07.2022. С. 368-380

18. Столбовий В.О. Фізико-технологічні основи формування багатошарових наноструктурних вакуумно-дугових покриттів на основі нітридів тугоплавких металів: автореферат дисертації на здобуття наукового ступеня доктора технічних наук: 01.04.07. Харків, 2021, 36 с.

19. Кривчик Л.С., Хохлова Т.С., Цеханський Д.Н., Пінчук В.Л. Особливості виробництва труб пресуванням. Шляхи підвищення стійкості трубопресового інструменту, XIII-а Всеукраїнська конференція «Молоді вчені 2023 – від теорії до практики» м. Дніпро 23 березня 2023 р.

20. Brading H.J., Morton P.H., Earweaker G. Plasma-nitriding with nitrogen, hydrogen and argon gasmixtures: Structure and composition of coating // Surf. Eng. 1992. v.8. №3. P 206-211.

21. Кривчик Л.С., Пінчук В.Л., Хохлова Т.С. «Шляхи зміцнення трубопресового інструменту для виробництва корозійностійких труб з метою покращення його експлуатаційних характеристик» // V Международная научно- практическая конференция THEORY AND PRACTICE OF SCIENCE: KEY ASPECTS. Рим. Італія. 7-8 ноября, 2021, С. 349-371

22. Кривчик Л.С., Хохлова Т.С., Дейнеко Л.М., Пінчук В.Л. Сучасні шляхи

зміцнення трубного інструменту для виробництва корозійностійких труб»
Proceedings of the 12th International Scientific and Practical Conference
SCIENTIFIC RESEARCH IN XXI CENTURY OTTAWA, CANADA 16-
18.07.2022. С. 368-380

References

1. Kryvchik, L. S. (2023). Development of parameters of strengthening technologies of pipe tools for the production of hot-pressed and cold-deformed pipes. [Dissertation for the degree of Doctor of Philosophy PhD in the specialty 132 - "Materials Science."]. Ukrainian State University of Science and Technology. Dnipro.
2. Druyan, V. M., Gulyayev, Yu. G., & Chukmasov, S. O. (2000). Theory and Technology of Pipe Production. Dnipro: VAL.
3. Kuzmich, V. O., Kosenko, V. M., & Buzenko, L. V. (2011). Technology of steel pipe production by hot pressing. Kyiv: NTUU "KPI".
4. Kryvchik, L. S., Pinchuk, V. L., Khokhlova, T. S., Ocheretko, L. V. (2023). Features of pipe production by cold rolling. Ways to improve the stability of pipe tools, XVII International Conference "Quality Strategy in Industry and Education," Bulgaria, 2023, June 5-8, pp. 97-109.
5. Frolov, V. F., Danchenko, V. N., & Frolov, Ya. V. (2005). Cold pilger rolling of pipes. Dnipropetrovsk: Porogi.
6. Afandilyants, E. G., Zazimko, E. V., & Lopatko, K. G. (2008). Technology of structural materials and materials science. Kyiv: NAU.
7. Azarenkov, S. I., Boiko, L. V., Borovik, V. V. et al. (2015). Chemical and thermal treatment of steels. Kyiv: NTUU "KPI".
8. Bialik, O. M., & Chernenko, V. S. (2008). Metallurgy. 2nd edition, revised and supplemented. Kyiv: Polytechnika.
9. Tymoshenko, V. A., & Nikiforchin, Yu. M. Materials Science (2004). Methodological Guidelines and Control Tasks. Ivano-Frankivsk: IFNTUNG.
10. Kryvchik L. S., & Khokhlova T. S. (2020). Use of chemical-thermal treatment to improve the operational properties of tools for pressing stainless steel pipes. In: XI International Scientific and Practical Internet Conference "Modern Movement of Science" Dnipro, 2020, October 8-9, pp. 347-353.
11. Kryvchik, L. S., Khokhlova, T. S., Deineko, L. M., & Pinchuk, V. L. (2022). Chemical-thermal treatment of pipe pressing tools for the production of corrosion-resistant pipes – an effective modern means of heat treatment to improve the operational properties of the tool. In: IX International Scientific and Practical Conference "International forum: problems and scientific solutions", Australia. Melbourne, 2022, February 6-8, pp. 583-597
12. Lomino, S., Ovcharenko, V. D., Polyakova, G. N., & Andreev, A. A., Shulaev A.M. (2002). In: Interelectrode plasma of a vacuum arc in a nitrogen atmosphere. Proceedings of the 5th International Symposium "Vacuum Technologies and Systems", ISVTE-5. Kharkiv, pp. 202-222.
13. Krivchik, L. S., Pinchuk, V. L., Khokhlova, T. S., Stolbovoy, V. O., & Deineko, L. M. (2021). Strengthening of pipe tools by combined treatment – ion nitriding with the application of wear-resistant coatings. In: IV International Conference "Innovative Technologies in Science and Education. European Experience," Helsinki, Finland, 2021, November 11-12, pp. 186-192.

14. Kryvchik, L. S., Khokhlova, T. S., Pinchuk, V. L., Stolbovoy, V. O., & Srebransky G. O. (2022). Strengthening tools for cold roller rolling of corrosion-resistant pipes using modern types of chemical-thermal treatment. *Scientific and Technical Journal "Metallurgy and Metal Processing"*, (4), 40-47.

15. Andreev, A. A., Sablev, L. P., Shulaev, V. M., & Grigoriev, S. N. (2005). *Vacuum arc devices and coatings*. Kharkiv: NNC KIPT.

16. Gerasimov, S. A., Zhikharev, A. V., Berezina, E. V. et al. (2004). New ideas on the mechanism of formation of the structure of nitrided steels. *MiTOM*, (1), 13-17.

17. Krivchik, L. S., Khokhlova, T. S., Deineko, L. M., Pinchuk, V. L. Modern ways of strengthening pipe tools for the production of corrosion-resistant pipes. (2022). In: *Proceedings of the 12th International Scientific and Practical Conference "Scientific research in the 21st century"*, Ottawa, Canada, 2022, July 16-18, pp. 368-380

18. Stolbovyi, V. O. (2021). *Physical and technological foundations of the formation of multilayer nanostructured vacuum arc coatings based on refractory metal nitrides* [Abstract of the dissertation for the degree of Doctor of Technical Sciences. Kharkiv].

19. Kryvchik, L. S., Khokhlova, T. S., Tsekhansky, D. N., & Pinchuk, V. L. Features of pipe production by pressing. Ways to increase the stability of pipe pressing tools. (2023). In: *"XIII All-Ukrainian Conference "Young Scientists 2023 – From Theory to Practice"*, Dnipro, 2023, March 23, pp.128-139.

20. Brading, H. J., Morton, P. H., & Earweaker, G. (1992). Plasma-nitriding with nitrogen, hydrogen and argon gas mixtures: Structure and composition of coating *Surf. Eng.*, 8(3), 206-211.

21. Kryvchik, L. S., Pinchuk, V. L., Khokhlova, T. S. (2021). Ways to strengthen pipe pressing tools for the production of corrosion-resistant pipes in order to improve their performance. In: *V International Scientific and Practical Conference "Theory and practice of science: key aspects"*, Rome, Italy, 2021, November 7-8, pp. 349-371.

22. Kryvchik, L. S., Khokhlova, T. S., Deineko, L. M., & Pinchuk, V. L. (2022). Modern ways of strengthening pipe tools for the production of corrosion-resistant pipes". In: *Proceedings of the 12th International Scientific and Practical Conference "Scientific research in the 21st century"*, Ottawa, Canada, 2022, July 16-18, pp. 368-380.

V. O. Stolbovy^{1,2,3}, D. Sc. (Tech.), Senior Researcher, ORCID 0000-0001-7734-0642

L. M. Deineko⁴, Professor, D. Sc. (Tech.), ORCID 0000-0002-1177-3055

V. L. Pinchuk^{5,*}, teacher-methodist of the highest category, ORCID 0000-0001-8257-9252

L. S. Kryvchyk⁵, Ph. D., ORCID 0000-0002-7769-3808

¹ *Scientific and Organizational Department, Presidium of the National Academy of Sciences of Ukraine*

² *National Scientific Center "Kharkiv Institute of Physics and Technology"*

³ *Kharkiv National Automobile and Highway University*

⁴ *Ukrainian State University of Science and Technology*

⁵ *Nikopol Vocational College, Ukrainian State University of Science and Technology*

* *Corresponding author: v.l.pinchuk@nmt.org.ua*

FEATURES OF DEEP ION-PLASMA NITRIDING OF STAMPED STEEL TOOLS FOR THE PRODUCTION OF CORROSION-RESISTANT PIPES

Abstract. A wide variety of tools are used in the production of corrosion-resistant pipes. These include dies and die rings, mandrel needles, press washers, bushings, expanders, rollers, support plates, mandrels, and gauges. Their operating conditions are characterized by significant loads, high temperatures, strong friction, and significant specific pressures. In most processes, pipe tools have low stability, which requires stopping mills and presses, constant retooling, and reduces the efficiency of rolling and pressing corrosion-resistant pipes. With low tool stability, the quality of the inner surface of the pipes and their stability in operation also decreases. This is especially important in the difficult operating conditions of these pipes: in the energy, aviation, machine building, chemical, and food industries. Therefore, the search for modern ways to strengthen and improve the corrosion resistance of pipe tools is an important task of modern materials science. The relevance of the topic stems from the need to create highly productive and durable tools for the production of corrosion-resistant pipes, which is primarily associated with the problem of obtaining and processing materials that can withstand the harsh operating conditions of the tools (high temperatures, intense sliding speeds, and high wear rates). primarily with the problem of obtaining and processing materials that could withstand the harsh operating conditions of the tool (high temperatures, intense sliding speeds and significant specific pressure, alternating loads, dynamic impacts). Thus, there is a certain interest in improving heat treatment methods and using modern types of chemical-thermal treatment to increase the wear resistance and performance characteristics of tools. The aim of the work is to find modern ways to strengthen the main pipe tools (pipe pressing tools – die rings, expanders) for pressing corrosion-resistant pipes on pipe pressing machines and tools for cold rolling of pipes (rollers, support strips of HPT mills) used in the production of thin-walled pipes from corrosion-resistant steels using new technologies of ion-plasma nitriding and modern methods of alloy structure research, as well as real testing of tools in production conditions and implementation of the results of the work at existing pipe enterprises in Ukraine.

Keywords: technology, ion-plasma nitriding, strengthening, microstructure, microhardness, tool steels.

For citation: Stolbovy, V. O., Deineko, L. M., Pinchuk, V. L., & Kryvchyk, L. S. (2025). Features of deep ion-plasma nitriding of stamped steel tools for the production of corrosion-resistant pipes. *Fundamental and Applied Problems of Ferrous Metallurgy*, 39, 226-245. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2025-39-13>

Рукопис надійшов до редакції / Received 13.07.2025

Рекомендовано до друку / Accepted 21.10.2025

<https://doi.org/10.52150/2522-9117-2025-39-14>

УДК 669.131.6:62-242.2:620.18.001.5

А. Ю. Борисенко¹, д. т. н., с. н. с., ORCID 0000-0003-2120-0944О. Є. Барановська^{1,*}, к.т.н., н.с., ORCID 0000-0002-4106-5797¹ Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України* Автор для листування: elena15dnepr@gmail.com

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ФАКТОРІВ ВИРОБНИЦТВА НА СТРУКТУРУ ТА ТВЕРДІСТЬ ЛИТИХ ЗАГОТОВОК ПОРШНЕВИХ КІЛЕЦЬ ІЗ СІРОГО ЧАВУНУ

Анотація. Виготовлення заготовок поршневих кілець із сірого чавуну методом індивідуального лиття ускладнюється тим, що необхідна структура графіту та металевої матриці формується безпосередньо в процесі кристалізації без використання термічної обробки. У зв'язку з цим виникає необхідність жорсткого контролю як хімічного складу вихідного чавуну так і параметрів технологічного процесу лиття. Проведена оцінка впливу температури перегріву, часу витримки та температури розливання розплаву на твердість і структуру литих заготовок компресійних поршневих кілець різного розміру при заданому хімічному складі чавуну (в % ваг.): C=3,72; Si=2,82; Mn=0,79; P=0,4; S=0,045; Ni=0,23; Cr=0,26; Cu=0,48; Mo=0,53; Ti=0,05. Показано, що коливання температури перегріву та розливання розплаву у межах 10–50 °C та часу його витримки протягом 1–11 хв. не зумовлює системних змін у твердості та мікроструктурі виливків кілець-заготовок із сірого чавуну. Твердість уздовж кілець-заготовок неоднакова, та становить 94–112 HRB, що відповідає вимогам ГОСТ 621-87 «Кольца поршневые двигателей внутреннего сгорания». Встановлено, що структура графіту та металевої матриці виливків кілець-заготовок із сірого чавуну, незважаючи на дотримання технологічного процесу їх виробництва, часто не відповідає вимогам зазначеного стандарту. Максимальний розмір графітових включень становить 120–250 мкм, що перевищує необхідний розмір 80 мкм згідно ГОСТ 621. Для досягнення відповідності вимог за ГОСТ 621-87 щодо структури графіту та металевої матриці, а також запобігання зниження твердості після термічної обробки литих кілець-заготовок необхідно зменшити максимальний розмір графітових включень до 80 мкм та забезпечити формування дисперсного перліту з не більше 5% доєвтектоїдного фериту. Для отримання необхідної структури графіту й металевої матриці важливо не лише підтримувати сталість технологічного процесу лиття, а й корегувати склад чавунного розплаву з урахуванням вмісту газів (O, N, H). Їх концентрація безпосередньо пов'язана з

©А. Ю. Борисенко, О. Є. Барановська, 2025



Це стаття відкритого доступу за ліцензією CC BY-NC-ND 4.0

<https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/legalcode.uk>

походженням шихтових матеріалів, серед яких основне значення мають доменний чавун та вторинний метал від власного виробництва.

Ключові слова: сірий чавун, температура перегріву, температура розливання, твердість, структура.

Посилання для цитування: Борисенко А. Ю., Барановська О. Є. Дослідження впливу технологічних факторів виробництва на структуру та твердість литих заготовок поршневих кілець із сірого чавуну. *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії*. 2025. Вип. 39. С. 246-263. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2025-39-14>

Актуальність. У литих заготовках поршневих кілець необхідна структура графіту та металевої матриці формується у литому стані без використання термічної обробки. Це вимагає точного контролю хімічного складу чавуну, якості шихти та технології лиття.

Основним контрольованим параметром механічних властивостей литих заготовок є твердість, яка адитивно залежить від структури графіту та металевої матриці [1-4]. Навіть при жорсткому дотриманні технології виробництва можуть виникати випадки формування незадовільної структури, що призводить до зниження твердості та погіршення експлуатаційних властивостей заготовок.

Дослідження проведені у роботах [5, 6] показують, що підвищення температури перегріву з 1300 до 1350 °С та збільшенню часу витримки з 5 до 20 хвилин знижують в'язкість розплаву і сприяють його інтенсивному перемішуванню, внаслідок чого формується дрібніший графіт. Вища температура стабілізує стан розплаву і підвищує його схильність до переохолодження, проте надмірна витримка може призвести до нестабільності процесу графітизації [7, 8].

При збільшенні ступеня перегріву графітові включення стають дрібнішим, змінюється їх форма і розподіл. Спочатку змінюється евтектична форма графіту, а потім зростає кількість дендритів. Перегрів також сприяє утворенню графіту між дендритами, причому характер цього процесу залежить від вмісту вуглецю та кремнію в чавуні. Такі включення як SiO_2 і FeSi , можуть бути центрами кристалізації і впливати на розподіл графіту у чавунній матриці. Вони здатні як покращувати так і погіршувати властивості чавуну, в залежності від їх природи та розподілення [9-11].

Авторами роботи [12] була підтверджена гіпотеза про вирішальну роль домішок у процесах кристалізації, а саме залежності кількості затверділих крапель дослідних середовищ (парафін та салол) однакового діаметру від ступеня та тривалості їх перегріву. Показано, що з підвищенням температури розплаву парафіну з 5 до 15 °С ступінь

кристалізації істотно знижується (до 40%). Крім того, зі збільшенням часу витримки крапель з 1 до 20 хвилин цей параметр також істотно знижується, що пов'язано зі зміною активності домішок, присутніх в краплях.

Метою даного дослідження було оцінити вплив технологічних факторів лиття у піщано-глинисті форми, а саме температури перегріву, часу витримки та температури розливання розплаву на твердість і структуру литих заготовок для виробництва компресійних кілець різного розміру.

Матеріал та методика. В якості матеріалу були використані виливки компресійних кілець-заготовок із сірого чавуну діаметром 120 мм та маслос'ємних кілець-заготовок діаметром 130 мм. Хімічний склад плавов згідно ГОСТ 621-87, відповідав вимогам робочих креслень та наведений у таблиці 1.

Таблиця 1– Хімічний склад плавов кілець-заготовок діаметром 120 мм та 130 мм із сірого чавуну.

Вміст хімічних елементів, % ваг.									
C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Mo	Ti
3,6– 3,91	2,54– 2,71	0,53– 0,79	0,34– 0,41	0,012– 0,089	0,16– 0,23	0,24– 0,31	0,44– 0,52	0,38– 0,52	0,03– 0,05

Замір температури рідкого чавуну здійснювали оптичним пірометром. Твердість вимірювали на приладі ТК-2, структуру вивчали на мікроскопі Axiovert 200 Mat. Лиття кілець-заготовок здійснювали у вертикальну стопкову форму наведену на рис. 1. Структуру графіту оцінювали за ГОСТ 3443-87 на нетравлених шліфах шляхом візуального зіставлення зображень, видимих в мікроскоп, із зображеннями на еталонних шкалах. Структуру металевої основи вивчали після травлення шліфів в ніталі.

Результати досліджень та їх обговорення. Виробництво литих заготовок поршневих кілець із сірого чавуну здійснювали у чотирьох (№№ 1–4) 250 кілограмових індукційних печах. В шихту додавали чушковий доменний чавун, оборот власного виробництва, електродний бій та легуючі елементи. Потім розлав доводили до необхідної температури перегріву (T_n), витримували при цій температурі та розливали п'ятьма 50 кілограмовими ківшами в піщано-глинисті форми (стопи), які складаються з вертикально розташованих 18 опок (рис. 1), що переміщуються по конвеєру. Середній час виплавки в кожній з чотирьох печей становив 1 годину 15 хвилин.

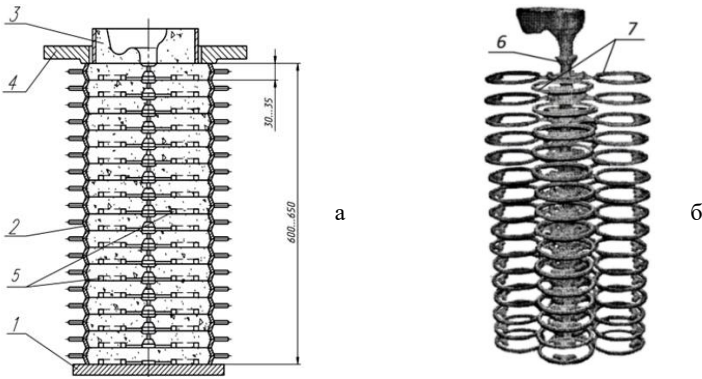


Рисунок 1 – Вертикальна стопкова форма (стопа) для лиття кілець-заготовок поршневих кілець (а) [13]: 1 – піддон; 2 – опока; 3 – заливальна чаша; 4 – вантаж; 5 – порожнина під виливку заготовки поршневого кільця; 6 – стояк литникової системи; 7 – куц виливків заготовок поршневих кілець після вибивання зі стопи (б) [14].

Кожен ківш розливали у п'ять стоп виливків компресійних кілець-заготовок діаметром 120 мм ($S_k \approx 30 \text{ мм}^2$) та чотири стопи виливків маслос'ємних кілець-заготовок діаметром 130 мм ($S_m \approx 58 \text{ мм}^2$).

Згідно вимог технологічної інструкції температура перегріву (T_p) розплаву, яка залежить від типорозміру кілець-заготовок, має бути 1530–1560 °С. Для кілець-заготовок діаметром 130 мм з більшим значенням S , T_p підтримується дещо нижче, ніж для кілець-заготовок діаметром 120 мм. Результати виміру T_p при переливі розплаву з чотирьох печей у відповідні їм перші та останні (п'яті) ковші, що розливаються далі в кільця-заготівлі діаметром 120 мм та 130 мм, наведені на рис. 2.

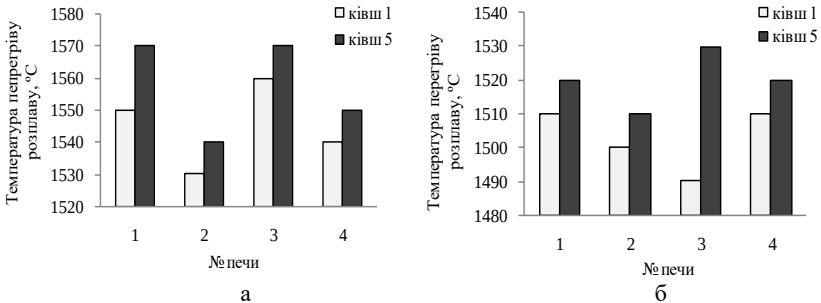


Рисунок 2 – Температура перегріву розплаву сірого чавуну перед розливом кілець заготовок діаметром 120 мм (а) та 130 мм (б).

Аналіз даних рис. 2 показує, що різниця значень T_n на початку розливання кілець-заготовок обох діаметрів не перевищувала 20°C . Винятком була різниця T_n між печами №2 та №3 на початку розливання кілець-заготовок діаметра 120 мм, яка склала 30°C . Також на початку розливання кілець-заготовок діаметра 120 мм T_n на $40\text{--}50^\circ\text{C}$ вище, ніж для діаметра 130 мм. До кінця розливання кілець-заготовок обох діаметрів T_n дещо зростає, при цьому при розливанні кілець-заготовок діаметра 120 мм перевищуючи допустиме значення на 10°C для печей № 1 та № 3.

Час витримки розплаву (τ_n) при T_n , що включає час наповнення та розливання ковшів, їх транспортування від печей та назад, для кожної печі різне, значення якого за результатами хронометрування наведено у таблиці 2.

Таблиця 2 – Час витримки розплаву сірого чавуну при T_n перед розливанням кілець-заготовок діаметром 120 мм та 130 мм.

№ ківша	Час витримки розплаву при T_n у печях	
	№№ 1, 2	№№ 3, 4
1	1 хв. 15 сек. – 1 хв. 30 сек.	30 сек. – 40 сек.
2	2 хв. 30 сек. – 2 хв. 50 сек.	1 хв. – 1 хв. 20 сек.
3	5 хв. – 5 хв. 40 сек.	2 хв. – 2 хв. 40 сек.
4	7 хв. 30 сек. – 8 хв. 30 сек.	3 хв. – 4 хв.
5	10 хв. – 11 хв. 15 сек.	4 хв. – 5 хв. 20 сек.

Внаслідок того, що печі № 1 та № 2 розташовані далі від місця розливу біля конвеєра, ніж печі № 3 та № 4, час витримки розплаву в них більший.

Температури розливання (T_p), що вимірюється на струмені розплаву при наповненні стоп, з різних печей та ківшів наведені у таблиці 3.

Таблиця 3 – Температура розливання розплаву сірого чавуну в кільця-заготовки діаметром 120 мм та 130 мм.

№ ківша /№ стопи	Температура розливання із печей, $^\circ\text{C}$							
	№ 1	№ 2	№ 3	№ 4	№ 1	№ 2	№ 3	№ 4
	діаметр 120 мм				діаметр 130 мм			
1 / 1	1500	1480	1450	1490	1460	1440	1450	1480
1 / 3	–	–	–	–	1420	1395	1420	1440
1 / 5	1450	1430	1420	1440	–	–	–	–
5 / 1	1520	1470	1460	1495	1440	1430	1500	1490
5 / 3	–	–	–	–	1410	1410	1470	1460
5 / 5	1475	1430	1430	1460	–	–	–	–

З приведених даних видно, що з часом T_p у деяких випадках дещо зростає, а іноді знижується. Скоріш за все, це випадкові явища, викликані коливаннями часу наповнення, транспортування та початком розливання ковшів, які впливають на охолодження розплаву. Зниження ж T_p у всіх випадках з часом розливання по стопам закономірно і становить 30–50 °С.

Простежується закономірність технології лиття кілець-заготовок поршневих кілець із сірого чавуну від їх типорозміру, яка полягає в тому, що для кілець-заготовок з більшим діаметром (D) і розміром поперечного перерізу (S) T_n і T_p нижче, ніж для кілець-заготовок з меншими D і S .

Контроль твердості є важливим аспектом оцінки механічних властивостей литих поршневих кілець. В роботі було проведено дослідження мікроструктури та твердості на зразках відібраних від першої або другої стопи кожної плавки.

Особливість відбору зразків на виробництві полягає в тому, що для його здійснення зразки кілець-заготовок або витягують («вихоплюють») зі стоп, не чекаючи їх остигання до 200–100 °С або «вибивають» зразки на конвеєрі. Викликане цим прискорене охолодження виливків, якщо їх температура знаходиться в області фазових перетворень, буде призводити до утворення продуктів прискореного охолодження аустеніту, що підвищує твердість чавуну. Тому структура та твердість «вихоплених» та «вибитих» кілець-заготовок можуть бути різними.

Твердість і структуру зразків кілець-заготовок вивчали на 1/2 довжини їх кола у трьох областях, умовно позначених «замок», «бік» та «спинка» (рис. 3).

Для кілець-заготовок діаметром 120 мм відбір «вихоплених» зразків був виконаний від 1 та 5 стопи 1 та 5 ковша кожної плавки. Для кілець-заготовок діаметром 130 мм відбір «вихоплених» зразків здійснювали від 1 і 3 стопи 1 та 4 ковша кожної плавки. Оскільки при розливанні кілець-заготовок одного типорозміру значення T_n і T_p для всіх плавок із чотирьох печей близькі (рис. 2, табл. 3), а значення τ_b для печей №№ 1, 2 та №№ 3, 4 різні (табл. 2), то аналізували середні значення твердості зразків, отриманих із цих двох груп печей без поділу по окремих печах (рис. 4).

В області «замку» через її близькість до живильника та стояка ливникової системи швидкість охолодження чавуну при кристалізації та перетвореннях аустеніту найменша. В області «спинки» знаходиться випор, який так само, як і живильник та стояк, але меншою мірою знижує швидкість охолодження чавуну. У області «боку» швидкість

оохолодження має бути максимальною, тому що в її околиці відсутні будь-які теплові вузли.

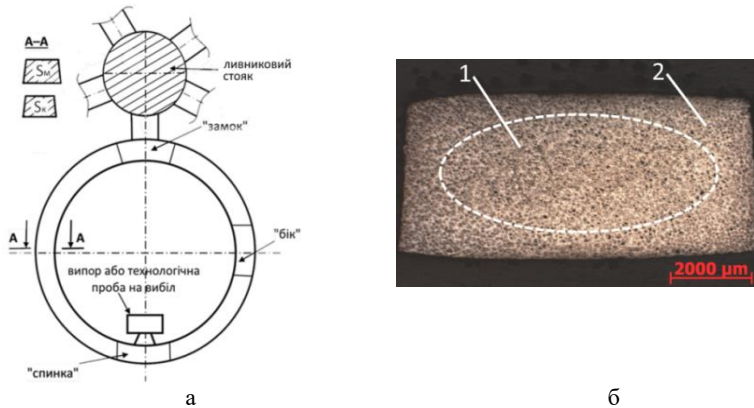


Рисунок 3 – Схема розташування (а) та приклад шліфу у поперечному перерізі (б) зразків литих кілець-заготовок діаметром 130 та 120 мм із сірого чавуну: 1 – осьова, 2 – периферійна область.

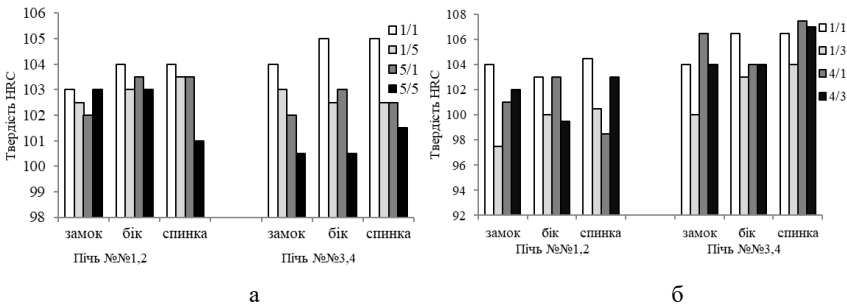


Рисунок 4 – Твердість «вихоплених» кілець-заготовок діаметром 120 мм (а) та 130 мм (б) із сірого чавуну.

Аналіз даних рис. 4 показує, що твердість «вихоплених» зразків заготовок кілець діаметром 120 мм відлитих із різних печей близька і залежить від часу витримки (τ_v), яке для груп печей №№ 1, 2 і №№ 3, 4 різне (табл. 2). При цьому для кілець-заготовок відлитих із групи печей №№ 3, 4 з меншим значенням τ_v спостерігається тенденція до незначного зниження твердості (до 2 HRC) к кінцю розливання всіх ковшів та плавов. Рівень твердості у зразках «замок», «бік» та «спинка» однаковий.

Аналіз даних виміру твердості «вихоплених» зразків кілець-заготовок діаметром 130 мм (рис. 4) показує, що їхня твердість при виливці із групи печей №№ 3, 4 на ≈ 3 HRB більша, ніж у виливках із групи печей №№ 1, 2, коли τ_b більше. Тенденції щодо зміни твердості з часом розливання цих зразків немає. Рівень твердості в контрольних точках кола «вихоплених» кілець-заготовок діаметром 130 мм так само, як і для кілець-заготовок діаметром 120 мм однаковий. Середня твердість «вихоплених» кілець-заготовок діаметром 130 мм відлитих із групи печей №№ 1, 2 на 2 HRB більше, ніж у кілець-заготовок діаметром 120 мм відлитих із тих самих печей. У «вихоплених» зразках кілець-заготовок обох типорозмірів, виготовлених із групи печей №№ 3, 4, середня твердість однакова. Це свідчить про те, що в умовах проведеного експерименту значення T_n та T_p , які для кілець-заготовок діаметром 130 мм нижче, ніж для кілець-заготовок діаметром 120 мм істотного впливу на їхню твердість не мають.

Дещо інша картина спостерігається у значеннях твердості «вибитих» зразків кілець-заготовок (рис.5). Існує закономірне формування меншої твердості в областях «замків», ніж у областях «боків» та «спинок» кілець-заготовок обох типорозмірів, яке для «вихоплених» кілець-заготовок було відсутнє (рис. 4).

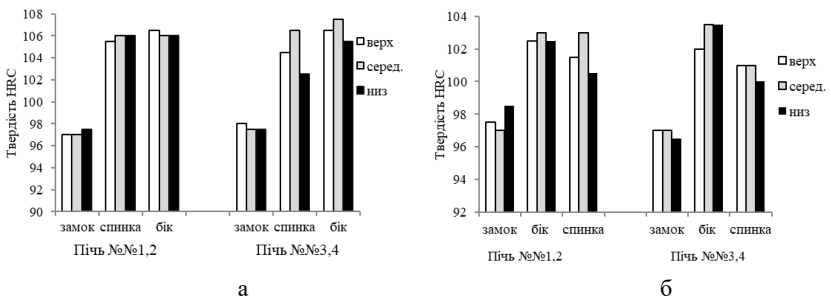


Рисунок 5 – Твердість «вибитих» кілець-заготовок діаметром 120 мм (а) та 130 мм (б) із сірого чавуну.

По висоті стоп закономірні зміни твердості заготовок кілець не спостерігаються. Середні значення твердості «вихоплених» і «вибитих» кілець-заготовок здебільшого однакові чи близькі. Виняток – середня твердість «вибитих» зразків відлитих із групи печей №№ 3, 4, яка на ≈ 5 HRB менша, ніж у «вихоплених».

Додатково до перерахованих вище зразків досліджували структуру і твердість «вибитих» кілець-заготовок по висоті стоп. Для цього відбирали зразки кілець-заготовок діаметром 120 мм від 5 стопи 1 ковша та зразки кілець-заготовок діаметром 130 мм від 3 стопи 4

ковша усіх плавов (рис. 5). Крім того структуру та твердість кілець-заготовок з цих стоп та ковшів також аналізували після термічної обробки при температурі 350–450 °С, необхідної для зняття ливарних напружень.

Структура зразків обох типорозмірів кілець-заготовок від різних печей, ківшів і стоп у подібних ділянках аналізу виявилась принципово однаковою. Невеликі відмінності у графіті та металевій основі важко кількісно оцінити, тому їх неможливо достовірно пов'язати з режимами плавки й розливання. Надійнішою характеристикою яка комплексно залежить від структури графіту і металевої основи є твердість. Тому нижче подані результати металографічних досліджень «вихоплених», «вибитих» і термічно оброблених кілець-заготовок діаметром 130 мм, відібраних від 3 стопи 4 ківша. Представлені на рис. 6–9 структури графіту та металевої основи типові й для інших зразків.

Розмір колоній графіту (рис. 6) і відповідно їм графітних включень в області «замку» більше, ніж в області «боку» та «спинки», в яких візуально різниця у розмірі та будові графіту не виявляється.

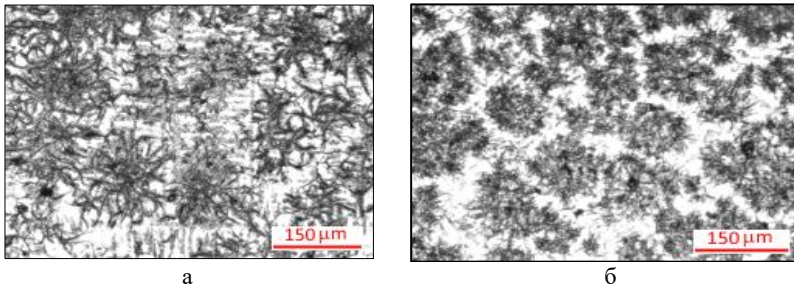


Рисунок 6 – Типова структура евтектичних колоній графіту в області «замку» (а), «боку» та «спинки» (б) у «вихоплених» та «вибитих» кільцях-заготовках.

Структура перерізу зразків не рівномірна. В осьових ділянках спостерігається переважно гніздоподібна форма графіту типу ПГф4 за ГОСТ 3443 у вигляді розеток (колоній) типу ПГр7 з радіально-розгалуженим пластинчастим графітом (рис. 7).

У поверхневих ділянках разом із гніздоподібним графітом утворюється тонко-диференційований міждендритний точковий графіт типу ПГр8. Як і в осьових ділянках у периферійній зоні області «замка» графіт більший, ніж в області «боки» та «спинки». Видимих істотних відмінностей у структурі графіту у «вихоплених» і «вибитих» кільцях-заготовках не спостерігається.

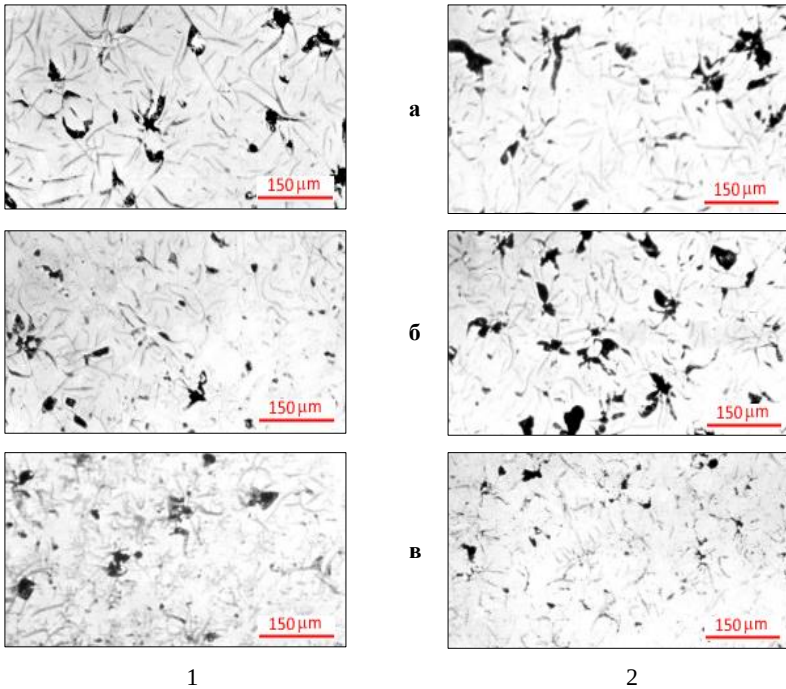


Рисунок 7 – Типова структура графіту (не травлено) в області «замку» (а), «боку» та «спинки» (б, в) у «вихоплених» (1) та «вибитих» (2) кільцях-заготівлях: а, б – осьові ділянки; в – поверхнева ділянка.

Цікаво відзначити особливості зміни структури графітних включень після термічної обробки, яка полягає в тому, що після її здійснення розмір графітних включень дещо зростає. У всіх випадках розмір графітних включень за ГОСТ 3443 відповідав типу ПГд90 (60–120 мкм) і ПГд180 (120–250 мкм), що більш максимально допустимих 80 мкм, що обумовлюються нормативною документацією підприємства. Перевищення допустимого максимального розміру графітних включень за інших рівних умов – причина зниження твердості виливків із сірого чавуну.

Дослідження проведені у роботі [15], показали вплив термічної обробки, а саме різної температури нормалізації, на механічні властивості та мікроструктуру зразків сірого чавуну. Встановлено, що зі зростанням температури нормалізації в діапазоні 885 до 917 °С показники твердості збільшуються. При цьому лусочки графіту

порушують безперервність феритної матриці, що зумовлює підвищення показників твердості та міцності на розрив сірого чавуну.

Типова структура металевої основи в області «замків», «боків» та «спинок» у зразках «вихоплених» та «вибитих» кілець-заготовок неоднорідна і складається зі структур, що виникли внаслідок перетворень аустеніту в середній та низькотемпературній ділянці: трооститу (дрібнодисперсного перліту), бейніту різного типу, мартенситу та залишкового аустеніту (рис. 8). Співвідношення цих структур за довжиною та перерізом кілець-заготовок змінюється у бік зростання кількості бейніто-мартенситної складової від центру до поверхні шліфів та від області «замку» до областей «бік» та «спинка».

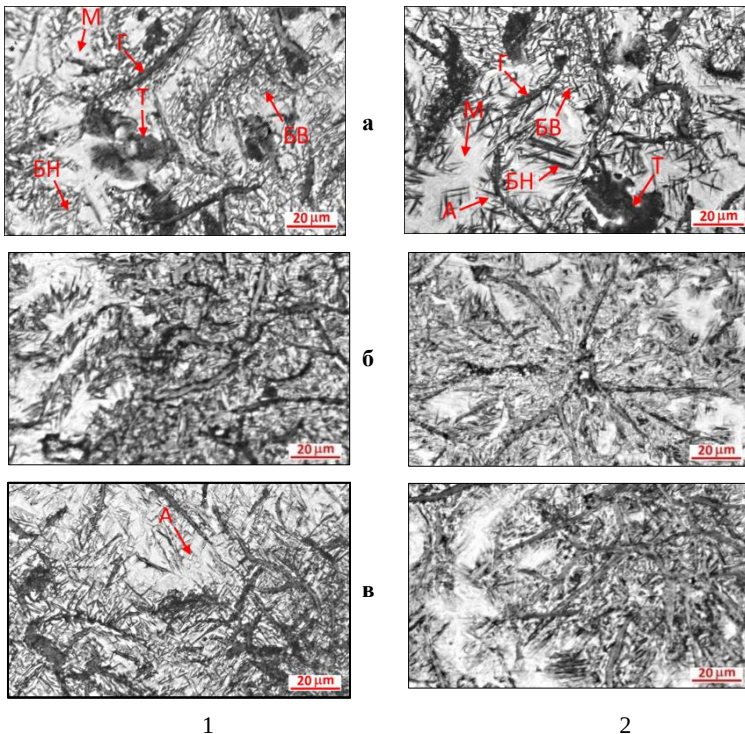


Рисунок 8 – Типова структура металевої основи (травлено в ніталі) в області «замку» (а), «боку» (б) та «спинки» (в) у «вихоплених» (1) та «вибитих» (2) кільцях-заготовках: Г – графіт; Т – троостит; БВ – бейніт верхній; БН – бейніт нижній; М – мартенсит; А – залишковий аустеніт.

Дослідження показали, що формування та розташування структур металевої основи пов'язане зі структурою графіту і зумовлене

хімічною неоднорідністю аустеніту, що виникає через ліквідацію під час кристалізації сірого чавуну. У міжгілковому просторі колоній (розеток) гніздоподібного графіту аустеніт розпадається з утворенням трооститу, верхнього (перистого) і нижнього (гольчастого) бейніту. Збагачення периферійних ділянок графітних колоній легуючими елементами спричиняє формування дендритів високолегованого аустеніту. Який в об'ємах цих дендритів утворює переважно нижній бейніт голчастої будови, а в міжгілках – мартенсит і залишковий аустеніт.

У металевій основі «вихоплених» і «вибитих» кілець-заготовок спостерігається різниця у співвідношенні структурних складових: у «вибитих» зразках більше трооститу, особливо в зоні «замка». Це свідчить, що при передчасному вилученні зразків для експрес-контролю частина аустеніту ще встигла перетворитися і через швидке охолодження на повітрі він розпадається з утворенням загартованих структур, внаслідок чого й підвищується твердість. Оскільки момент відбору «вихоплених» зразків не регламентований, кількість прискорено охолодженого аустеніту різниться, що пояснює відсутність кореляції твердості між «вихопленими» та «вибитими» зразками. Загалом твердість «вибитих» зразків нижча, особливо у області «замку», тоді як висновки про властивості заготовок роблять саме за «вихопленими» зразками. Додатково слід враховувати, що після проведення термічної обробки твердість виливків знижується, що підтверджується отриманими даними (рис. 6). Згідно з ГОСТ 621 твердість заготовок поршневих кілець має бути 94–112 HRB, тому точність відбору та оцінки зразків надзвичайно важлива для достовірної оцінки якості виробів.

Термічна обробка при 350–450 °C викликає процеси середнього відпуску гартівних структур, що призводить до утворення відносно стабільної α -фази та карбідів різного складу, зовнішня будова та розташування яких пов'язане з будовою та розташуванням вихідних нерівноважних структур. Структури перлітного типу, до яких відноситься троостит при зазначених температурах відпуску відносно стабільні. Через неоднорідність вихідної металевої основи, після відпуску також формується неоднорідна структура. Вона складається з відпущеного бейніту різного типу, мартенситу та частково або повністю розпавшогося залишкового аустеніту (рис. 9).

Наявність такої істотної структурної неоднорідності з точки зору забезпечення високих механічних властивостей сірого чавуну, особливо за наявності концентраторів напружень у вигляді пластин графіту, небажано. Ймовірно, саме це є причиною того, що ГОСТ 621 не допускає наявності гартівних структур у поршневих кільцях із

сірого чавуну із пластинчастим графітом. Можлива спроба гомогенізації структури за рахунок підвищення температури відпустки загрожує падінням твердості чавунних кілець-заготовок нижче за допустимий рівень через розвиток процесів коагуляції та сфероїдизації карбідів (цементиту).

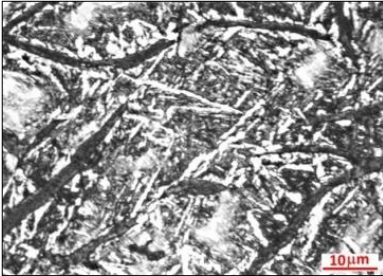


Рисунок 9 – Типова структура металевої основи (травлено в ніталі) кілець-заготовок із сірого чавуну після середнього відпуску.

ГОСТ 621 визначає, що металева основа сірих чавунів із пластинчастим графітом для поршневих кілець має містити дисперсний перліт із часткою фериту до 5%. Необхідна твердість забезпечується формуванням відповідної структури графіту яка передбачена зазначеним стандартом, та буде зберігатися після нагрівання при термічній обробці до 350-450 °С.

Аналіз технології лиття поршневих кілець із сірого чавуну показав, що навіть за дотримання процесу й досягнення необхідної твердості структура виливків не відповідає вимогам: потрібні властивості забезпечуються утворенням неприпустимих загартованих структур. Причиною цього, ймовірно, є невивчені залежності формування графіту й перетворень аустеніту від фізико-хімічного стану розплаву, який визначається складом чавуну та вмістом газів (O, N, H), пов'язаних із походженням шихтових матеріалів.

Основним завданням підвищення властивостей виливків із сірого чавуну є покращення структури пластинчастого графіту шляхом обробки розплаву (наприклад, модифікуванням). Якщо ж зберігатиметься утворення загартованих структур, проблему можна вирішувати зниженням вмісту легувальних елементів (Mn, Ni, Cr, Mo). Для цього необхідно з'ясувати причини різноманітності пластинчастих структур графіту та їх вплив на перетворення аустеніту, що досі лишаються невідомими.

Висновки

Дослідження впливу температури перегріву, часу витримки та температури розливання розплаву при виробництві литих заготовок

для виготовлення поршневих кілець різного типорозміру із сірого чавуну на їхню твердість та структуру дозволило становити наступне:

- коливання температури перегріву та розливання розплаву в межах 10–50 °С та часу його витримки протягом 1–11 хвилин не надають закономірного впливу на твердість та структуру виливків кілець-заготовок із сірого чавуну;

- структура графіту та металевої основи виливків кілець-заготовок діаметром 120 мм та 130 мм із сірого чавуну, незважаючи на дотримання технологічного процесу їх виробництва, не відповідає вимогам стандарту ГОСТ 621. Максимальний розмір графітних включень становить 120–250 мкм і перевищує потрібні 80 мкм за ГОСТ 621. Розмір графітних включень у виливках кілець-заготовок діаметром 120 мм менше, ніж у виливках діаметром 130 мм. Перевищення максимально допустимого розміру графітних включень є причиною зменшення твердості виливків із сірого чавуну. Термічна обробка призводить до збільшення розміру графітних включень;

- структура графіту за перерізом та довжиною виливків кілець-заготовок не рівномірна. В осьових ділянках формується переважно гніздоподібна форма графіту у вигляді розеток з радіально-розгалуженим пластинчастим графітом. У поверхневих ділянках разом із гніздоподібним графітом утворюється тонкодиференційований міждендритний точковий графіт. В осьових ділянках та області, що прилягає до литникової системи, графіт більший, ніж на периферії виливків кілець-заготовок;

- у металевій основі виливків кілець-заготовок із сірого чавуну формуються не допустимі ГОСТ 621 бейніто-мартенситні структури, відпуск яких при термічній обробці для зменшення ливарних напружень призводить до зниження твердості. Зниження твердості після термічної обробки виливків кілець-заготовок діаметром 120 мм більше, ніж виливків кілець-заготовок діаметром 130 мм, у структурі яких формується менша кількість гартувальних структур внаслідок меншої швидкості охолодження;

- при існуючій методиці відбору зразків кілець-заготовок до їх повного остигання для експрес-контролю твердості та структури внаслідок зростання швидкості охолодження чавуну можуть утворюватися неприпустимі бейніто-мартенситні структури, що підвищують значення твердості зразків й тим самим помилково вважаючи їх такими, що задовольняють вимогам ГОСТ 621.

Для виконання вимог ГОСТ 621 щодо структури графіту та металевої основи, а також запобігання зниження твердості після термічної обробки литих кілець-заготовок необхідно зменшення максимального розміру графітних включень до 80 мкм та формування

дисперсного перліту з не більше 5% доєвтектоїдного фериту. Для цього при усталеному технологічному процесі лиття кілець-заготовок необхідне коригування хімічного складу розплаву чавуну з урахуванням вмісту в ньому газів (O, N, H), що спадково залежить від походження шихтових матеріалів, основні з яких – доменний чавун та оборот власного виробництва.

Перелік посилань

1. Hecht R. L., Dinwiddie R. B., Wang H. The effect of graphite flake morphology on the thermal diffusivity of gray cast irons used for automotive brake discs. *Journal of Materials Science*. 1999. No 34(19). P. 4775–4781. <http://doi.org/10.1023/a:1004643322951>.
2. Rukadikar M. C., Reddy G. P. Influence of chemical composition and microstructure on thermal conductivity of alloyed pearlitic flake graphite cast irons. *Journal of Materials Science*. 1986. No 21. P. 4403–4410. <http://doi.org/10.1007/bf01106563>.
3. Wang W., Jing T., Gao Y., Qiao G., Zhao X. Properties of a gray cast iron with oriented graphite flakes. *Journal of Materials Processing Technology*. 2007. No 182 (1-3). P. 593–597. <http://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2006.09.028>.
4. Hinrichs R., Vasconcellos M. A. Z., Österle W., Prietzel C. Amorphization of Graphite Flakes in Gray Cast Iron Under Tribological Load. *Materials Research*. 2018. No 21(4). P. 1–6. <http://doi:10.1590/1980-5373-MR-2017-1000>.
5. Kumar S., Kumar P., Shan H. S. Optimization of Tensile Properties of Evaporative Casting Process through Taguchi's Method. *Journal of Materials Processing Technology*. 2008. No 204. P. 59–69. <http://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2007.10.075>.
6. Hong Nga Thi Pham Effect of Heat Retention Time and Pouring Temperature on Graphite Shape and Mechanical Properties of Gray Cast Iron. *Advances in Science, Technology and Engineering Systems Journal*. 2020 No 6. Vol. 5. P. 838–844. <http://doi.org/10.25046/aj0506100>.
7. Huang X., Ye Y., Shen X., Chang X. The mechanical properties of gray cast iron and metallographic structure effect on the chip shape. *Advanced Materials Research*. 2011. No 339. P. 200–203. <http://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.339.200>.
8. Svensson I., Sjögren T. On Modeling and Simulation of Mechanical Properties of Cast Irons with Different Morphologies of Graphite. *International Journal of Metal casting*. 2009. No 3(4). P. 67–73. <http://doi.org/10.1007/BF03355460>.
9. Zapuskalov N. Quality Improvement of Cast Strip by Temperature Treatment of Liquid Metal. *ISIJ International*. 2004. No 9 (44). P. 1541–1548. <http://doi.org/10.2355/isijinternational.44.1541>
10. Скребцов А. М. Оптимальные температуры нагрева жидкого металла в плавильных агрегатах. Две температуры сплавов на основе железа. *Процессы литья*. 2011. № 1. С. 3–9.

11. Скребцов А. М. Температура ликвидус металлического расплава и её влияние на количество оксидных неметаллических включений. *Актуальні проблеми сучасної металургії: зб. наук. пр. до 100-річчя з дня народження проф. М. Я. Меджибожського. ПГТУ. М., 2012. С. 79–83.*

12. Нурадинов А. С., Баранов І.Р., Пригунов С. В. Методика дослідження зародження кристалів у розплавах краплинним методом. *Металознавство та обробка металів. 2024. № 2. С.27–35.*

13. Мельников А. П., Садох А. А., Фонов В. В. Совершенствование технологии и оборудования для производства заготовок поршневых колец в вертикальных стопочных формах. *Литье и металлургия. 2011. № 4 (63). С. 18–22.*

14. Мельников А. П., Голуб Д. М., Фонов В. В. Высокотехнологичное оборудование для изготовления вертикально-стопочных форм в производстве отливок поршневых колец. *Литье и металлургия. 2006. № 2 (38). С. 51–54.*

15. Oyetunji A., Talabi H. K. Effects of heat treatment process on mechanical and microstructural properties of gray cast iron. *Acta Technica Corviniensis-Bulletin of Engineering. 2016. No 9 (4). P. 117–122.*

References

1. Hecht, R. L., Dinwiddie, R. B., & Wang, H. (1999). The effect of graphite flake morphology on the thermal diffusivity of gray cast irons used for automotive brake discs. *Journal of Materials Science*, 34(19), 4775–4781. <http://doi.org/10.1023/a:1004643322951>.

2. Rukadikar, M. C., & Reddy, G. P. (1986). Influence of chemical composition and microstructure on thermal conductivity of alloyed pearlitic flake graphite cast irons. *Journal of Materials Science*, 21, 4403–4410. <http://doi.org/10.1007/bf01106563>.

3. Wang, W., Jing, T., Gao, Y., Qiao, G., & Zhao, X. (2007). Properties of a gray cast iron with oriented graphite flakes. *Journal of Materials Processing Technology*, 182(1-3), 593–597. <http://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2006.09.028>.

4. Hinrichs, R., Vasconcellos, M. A. Z., Österle, W., & Prietzel, C. (2018). Amorphization of Graphite Flakes in Gray Cast Iron Under Tribological Load. *Materials Research*, 21(4), 1–6. <http://doi.org/10.1590/1980-5373-MR-2017-1000>.

5. Kumar, S., Kumar, P., & Shan, H. S. (2008). Optimization of Tensile Properties of Evaporative Casting Process through Taguchi's Method. *Journal of Materials Processing Technology*, 204, 59–69. <http://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2007.10.075>.

6. Hong Nga Thi Pham (2020). Effect of Heat Retention Time and Pouring Temperature on Graphite Shape and Mechanical Properties of Gray Cast Iron. *Advances in Science, Technology and Engineering Systems Journal*, 6(5), 838–844. <http://doi.org/10.25046/aj0506100>.

7. Huang, X., Ye, Y., Shen, X., & Chang, X. (2011). The mechanical properties of gray cast iron and metallographic structure effect on the chip shape. *Advanced Materials Research*, 339, 200–203. <http://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.339.200>.

8. Svensson, I., & Sjögren, T. (2009). On Modeling and Simulation of Mechanical Properties of Cast Irons with Different Morphologies of Graphite. *International Journal of Metal casting*, 3(4), 67-73. <http://doi.org/10.1007/BF03355460>.

9. Zapuskalov, N. (2004). Quality Improvement of Cast Strip by Temperature Treatment of Liquid Metal. *ISIJ International*, 9 (44), 1541–1548.

10. Screbtsov, A. M. (2011). Optimalnye temperatury nagreva zhidkogo metalla v plavilnykh agregatakh. Dve temperatury splavov na osnove zheleza. [Optimum Heating Temperatures for Liquid Metal in Smelting Units. Two Temperatures for Iron-Based Alloys]. *Casting processes*, 1, 3-9. [In Ukrainian].

11. Screbtsov, A. M. (2012). Temperatura likvidus metalicheskogo rasplava i ee vliianie na kolichestvo oksidnykh nemetallicheskih vklucheni [Liquidus temperature of a metallic melt and its influence on the amount of oxide non-metallic inclusions]. *Current problems of modern metallurgy*. PDTU. 79–83. [In Ukrainian].

12. Nuradynov A. S., Baranov I. R., & Prygunov S. V. (2024) Metodyka doslidzhennia zarodzhennia krystaliv u rozplavakh kraplynnym metodom. [Methodology for studying crystal nucleation in melts by the drop method]. *Metallurgy and metal processing*, 2, 27–35. [In Ukrainian].

13. Melnykov A. P., Sadokya M. A., & Fonov V. V. (2011). Sovershenstvovanie tekhnologii i oborudovaniia dlia proizvodstva zagotovok porshnevykh koletc v vertikalnykh stopochnykh formakh. [Improvement of technology and equipment for the production of piston ring blanks in vertical stack forms]. *Casting and metallurgy*, 4 (63), 18–22. [In Russian].

14. Melnykov A. P., Golub D. M., & Fonov V. V. (2006). Vysokotekhnologichnoe oborudovanie dlia izgotovleniia vertikalno-stopochnykh form v proizvodstve otlivok porshnevykh koletc. [High-tech equipment for the production of vertical casting molds in the production of piston ring castings]. *Casting and metallurgy*, 2(38), 51–54. [In Russian]

15. Oyetunji, A., & Talabi, H. K. (2016). Effects of heat treatment process on mechanical and microstructural properties of gray cast iron. *Acta Technica Corviniensis-Bulletin of Engineering*, 9(4), 117–122.

A. Yu. Borysenko¹, D. Sc. (Tech.), Senior Researcher, ORCID 0000-0003-2120-0944

O. E. Baranovska^{1,*}, Ph. D. (Tech.), ORCID 0000-0002-4106-5797

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

* *Corresponding author: elena15dnepr@gmail.com*

RESEARCH ON THE INFLUENCE OF TECHNOLOGICAL FACTORS OF PRODUCTION ON THE STRUCTURE AND HARDNESS OF CAST PISTON RINGS BLANKS MADE OF GRAY IRON

Abstract. The production of piston ring blanks from gray cast iron by the method of individual casting is complicated by the fact that the required structure of graphite and metal matrix is formed directly during the crystallization process without the use

of heat treatment. In this regard, there is a need for strict control of both the chemical composition of the starting cast iron and the parameters of the casting process. The influence of overheating temperature, holding time and melt pouring temperature on the hardness and structure of cast blanks of compression piston rings of different sizes at a given chemical composition of cast iron (in wt.%) was assessed: C=3.72; Si=2.82; Mn=0.79; P=0.4; S=0.045; Ni=0.23; Cr=0.26; Cu=0.48; Mo=0.53; Ti=0.05. It is shown that fluctuations in the temperature of overheating and pouring of the melt within 10–50 °C and its holding time within 1–11 min. do not cause systemic changes in the hardness and microstructure of castings of ring blanks made of gray cast iron. The hardness along the blank rings is not uniform and is 94–112 HRB, which meets the requirements of GOST 621-87 "Piston rings for internal combustion engines". It has been established that the structure of graphite and metal matrix of castings of ring blanks from gray cast iron, despite compliance with the technological process of their production, often does not meet the requirements of the specified standard. The maximum size of graphite inclusions is 120–250 µm, which exceeds the required size of 80 µm according to GOST 621. To achieve compliance with the requirements of GOST 621-87 regarding the structure of graphite and the metal matrix, as well as to prevent a decrease in hardness after heat treatment of cast ring blanks, it is necessary to reduce the maximum size of graphite inclusions to 80 microns and ensure the formation of dispersed pearlite with no more than 5% hypoeutectoid ferrite. To obtain the required graphite structure and metal matrix, it is important not only to maintain the stability of the casting process, but also to adjust the composition of the cast iron melt taking into account the content of gases (O, N, H). Their concentration is directly related to the origin of the charge materials, among which blast furnace iron and secondary metal from our own production are of primary importance.

Key words: gray cast iron, superheating temperature, pouring temperature, hardness, structure.

For citation: Borysenko, A. Yu., & Baranovska, O. E. (2025). Research on the influence of technological factors of production on the structure and hardness of cast piston rings blanks made of gray iron. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 39, 246-263. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2025-39-14>

Рукопис надійшов до редакції / Received 19.07.2025

Рекомендовано до друку / Accepted 21.10.2025

ВПЛИВ ВІБРАЦІЙНОЇ ОБРОБКИ НА СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ТА ВЛАСТИВОСТІ ЗАЕВТЕКТИЧНОГО СИЛУМІНУ

Анотація. У статті представлено результати комплексного дослідження впливу вібраційної обробки на процеси кристалізації, структуроутворення та зміну властивостей заевтектичного силуміну. Для дослідження обрано зразки алюмінієвого сплаву системи Al-Si, у яких евтектичний кремній присутній у вигляді тонких пластин завтовшки від 0,5 до 10 мкм. Для відтворення керованих умов кристалізації використовували відливки у графітових тиглях. На стадії твердіння до розплаву прикладали вібраційні коливання у частотному діапазоні 20...300 Гц, що дозволило дослідити ефекти від низькочастотного биття до резонансних і надрезонансних режимів. Встановлено, що вже за частоти 20 Гц тонкі пластини кремнію зазнають пошкоджень, частково відокремлюються та формують зародки псевдопервинних кристалів. Найбільш виражені зміни відбуваються за частоти коливань 50 Гц, коли реалізується резонансна взаємодія коливань із розплавом. У цьому режимі спостерігається масове руйнування пластин, посилений ріст бічних граней кристалів, формування об'ємної частки псевдопервинних кристалів та поява характерного «ободка» навколо них. Рентгеноструктурні дослідження засвідчили виникнення додаткових відбитків, ідентифікованих як гексагональна модифікація кремнію, яка утворюється за аналогією з відомим переходом кубічної алмазної решітки в лонсдейліт. Виявлено, що наявність гексагональної фази сприяє підвищенню мікротвердості сплаву. За умови подальшого зростання частоти коливань до 300 Гц ефекти руйнування пластин значно послаблюються, а у структурі з'являються політипні форми кремнію, що характеризуються зниженою твердістю. Це призводить до загального зменшення зміцнюючого ефекту вібраційної обробки. У результаті дослідження встановлено нелінійну залежність між частотою прикладених вібрацій та морфологічними й фазовими перетвореннями у системі Al-Si. Резонансна обробка виявилася найбільш ефективною для цілеспрямованого подрібнення структури та покращення властивостей заевтектичного силуміну. Отримані результати можуть бути використані для розробки технологій керування кристалізацією алюмінієвих



сплавів у ливарному виробництві з метою підвищення їх механічних і експлуатаційних властивостей.

Ключові слова: алюмінієві сплави, заевтектичний силумін, евтектичний кремній, вібраційна обробка, фазові перетворення, мікротвердість, структуроутворення.

Посилання для цитування: Ротт Н. О., Сазанішвілі З. В. Вплив вібраційної обробки на структуроутворення та властивості заевтектичного силуміну. *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії*. 2025. Вип. 39. С. 264-273. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2025-39-15>

Вступ. Силуміни – сплави алюмінію з кремнієм, які широко використовуються в автомобільній та авіаційній промисловості завдяки високій міцності, корозійній стійкості та низькій щільності. Евтектичне твердіння в цих сплавах визначає морфологію евтектичного кремнію, яка суттєво впливає на механічні властивості. Традиційно зміни структури досягається хімічними добавками – модифікаторами – або швидким охолодженням, але дослідження показують ефективність механічної вібрації для подрібнення евтектичної фази [1].

Механічні вібрації під час кристалізації алюмінієвих сплавів системи Al-Si широко вивчаються як засіб контролю мікроструктури [2 – 4]. Основний вплив вібрацій полягає у зміні форми та розмірів евтектичних пластин кремнію. Під дією вібрацій зазвичай спостерігається зменшення товщини пластин і перетворення їх із ламелярної фази у більш волокнисту або сфероїдальну. Цей ефект пов'язаний із посиленням дифузії, порушенням фронту кристалізації і механічною руйнацією тонких структур.

Вплив частоти і амплітуди вібрацій є критичним, наприклад, надмірна амплітуда може призводити до агрегації або коагуляції частинок, тоді як достатня амплітуда сприяє рівномірному подрібненню і кращому розподілу кремнію в системі. Окрім того, вібрації сприяють зниженню пористості та формуванню більш однорідної структури, що позитивно впливає на механічні властивості сплавів – підвищується міцність, твердість і пластичність [5].

Структурні зміни кремнію під впливом механічних збурень включають трансформації його кристалічної структури. Хоча основна форма кремнію у силумінах – кубічна алмазоподібна решітка, наукові роботи [6, 7] виявили утворення гексагональних та політипних модифікацій кремнію, які демонструють змінені фізико-механічні характеристики, такі як підвищена твердість і зміни електронних властивостей. Такі поліморфні переходи можуть бути індуковані як механічним навантаженням, так і термічними ефектами під час

швидкого охолодження.

Методи рентгенівської дифракції (XRD) грають ключову роль у вивченні таких структурних змін, дозволяючи виявити появу нових дифракційних ліній і диференціювати між різними фазами кремнію, що модифікуються в процесі обробки. Зафіксовані фазові переходи тісно корелюють з підвищенням міцності матеріалів, що також підтверджують експериментальні дослідження механічних властивостей.

Таким чином, застосування вібраційної обробки під час кристалізації силумінів дозволяє керувати морфологією кремнію та його поліморфізмом, що значно впливає на механічні характеристики готових виробів. Однак оптимальні параметри вібрації (частота, амплітуда, режим) залежать від конкретних систем і конструктивних умов, що визначає актуальність подальших досліджень у цій галузі.

Метою даного дослідження є встановлення закономірностей впливу вібраційної обробки під час кристалізації заевтектичного силуміну на руйнування та перебудову евтектичних структур, утворення псевдопервинних кристалів кремнію і фазові перетворення в системі «Al–Si», а також визначення кореляції між структурними змінами та механічними властивостями матеріалу.

Методика дослідження. У роботі досліджувалися зразки заевтектичного силуміну, що містили евтектичний кремній у вигляді тонких пластин завтовшки 0,5 – 10 мкм. Для проведення експериментів використовували зливки, відлиті у графітові тиглі з контрольованими умовами охолодження. Твердіння зливка відбувалося від стінки тигля, що забезпечувало спрямоване формування евтектичної структури. Після завершення кристалізації отримані зливки розрізали на зразки, які піддавали металографічному, рентгеноструктурному та механічному аналізу.

Вібраційний вплив здійснювали на стадії кристалізації розплаву. Режими вібраційного навантаження включали частоти 20, 50 та 300 Гц із відповідним контролем мікротвердості та структурних змін. У всіх режимах контролювали амплітуду коливань та температурне поле, що забезпечувало відтворюваність експериментальних умов.

Рентгеноструктурний аналіз проводився з метою визначення фазового складу, ідентифікації модифікацій кремнію та встановлення змін у кристалічній решітці заевтектичного силуміну після вібраційної обробки. Для цього використовували дифрактометр із застосуванням монохроматизованого випромінювання $\text{CuK}\alpha$ ($\lambda = 1,5406 \text{ \AA}$). Зйомку дифрактограм виконували в інтервалі кутів 2θ від 10° до 100° зі швидкістю сканування $0,02^\circ/\text{с}$. Ідентифікація фаз здійснювалася на

основі положень та інтенсивностей відбитків із залученням картотек: JCPDS 77-2111 для кубічної модифікації кремнію, JCPDS 80-0005 для гексагональної модифікації та JCPDS 41-4111 для політипних форм.

Мікротвердість зразків визначали методом Віккерса з метою виявлення впливу фазових перетворень на мікротвердість матеріалу.

Вихідні данні та результати дослідження. Для вивчення впливу вібраційної обробки на структуру та властивості заевтектичного силуміну досліджували зразки сплаву, що містять евтектичний кремній у вигляді пластин товщиною від 0,5 до 10 мкм.

Кристалізація зливка починається від стінки тигля (рис. 1). Механізм впливу вібрації полягає у тому, що вже за 20 Гц тонкі пластини евтектичного кремнію отримують ушкодження, частково обриваються, що спричиняє появу тріщин (рис 1, б). Наближення частоти вібраційної обробки до резонансної підсилює вищеописані ефекти – відбувається більше обривів і об'ємна частка псевдопервинних кристалів кремнію досягає свого максимуму. Крім того, зростання бічних граней кристалів кремнію збіднює рідину своєю присутністю оточуючу їх рідиною, що призводить до твердіння навколо них значних обсягів алюмінієвого розчину. Виникає так званий «ободок», який виявляється експериментально.

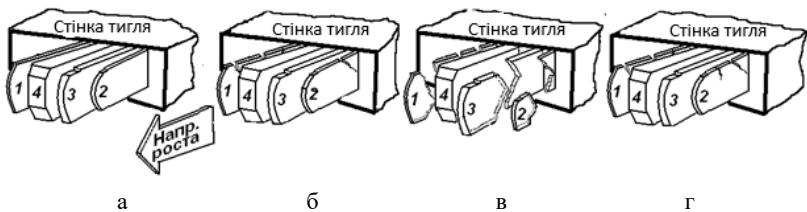


Рисунок 1 – Схема утворення зародків псевдопервинних кристалів кремнію в умовах підведених механічних вібрацій різної частоти: а – без вібрацій; б – частота 20 Гц (биття); в – частота 50 Гц (резонанс); г – частота 100...300 Гц (биття).

За умови підвищення частоти вібрації до 50 Гц різко зростає амплітуда коливань рідкої фази, і навантаження на виступаючі або частково відокремлені пластини кремнію значно посилюється. Це призводить до виникнення критичних напружень у пластинах, орієнтованих перпендикулярно до напрямку переміщення хвилі, через що більшість тонких пластин руйнується (рис. 1, в) або зміщується з позицій, які забезпечують нормальне кристалізаційне зростання. Зупинка росту цих пластин та їх часткове розчинення призводить до перенасичення розплаву кремнієм. Це, у свою чергу, стимулює

підсилений ріст бічних граней прилеглих неруйнуючих кристалів кремнію, формуючи псевдопервинні кристали з морфологією, близькою до первинних.

Цей процес може багаторазово повторюватися, особливо в областях зі значним розкидом товщини кремнієвих пластин і специфічним розташуванням габітусних площин відносно фронту хвилі. В результаті підвищення частоти вібрації до резонансного рівня посилює руйнування та реконструкцію евтектичних структур, що супроводжується збільшенням об'ємної частки псевдопервинних кристалів. Одночасно зростання бічних граней кристалів призводить до збіднення розплаву навколо них кремнієм, що спричиняє твердіння значних обсягів алюмінієвого розчину і формування експериментально зафіксованого «ободка» навколо кристалів.

За умови підвищення частоти вібрації понад 50 Гц (віддалення від резонансної) ефекти руйнування тонких пластин послаблюються, евтектична реакція наближається до нормальної, а виявлення потовщених пластин зменшується. Це свідчить про те, що явище посилення твердіння пов'язане з резонансним механізмом коливань.

Рентгеноструктурне дослідження (рис. 2 – 4) закристалізованих зразків після вібраційної обробки підтверджує описані механізми. На дифрактограмах зразків, які кристалізувалися під час вібраційної дії з частотою 50 Гц (рис. 3), виявлено додаткові лінії, які позначені як Si^{f} і відсутні у початкових зразках (JCPDS 77-2111, S.G.: Fd3m; параметр $a = 5,4199 \text{ \AA}$).

Ідентифікація за JCPDS 80-0005 на основі чотирьох відбитків ($d(\text{Å}) = 3,2909 - (100)$, $d(\text{Å}) = 2,9138 - (101)$, $d(\text{Å}) = 2,2697 - (102)$, $d(\text{Å}) = 1,2927 - (203)$) свідчить про утворення гексагональної модифікації кремнію з параметрами решітки: S.G.: P63mc; $a = 3,8 \text{ \AA}$; $c = 6,269 \text{ \AA}$; співвідношення $C = 1,6497$. Цей перехід аналогічний відомій трансформації кубічної алмазної решітки вуглецю в гексагональну форму лонсдейліту, який має вищу твердість у порівнянні з алмазом. Відповідно, зростання частки гексагонального кремнію призводить до підвищення мікротвердості первинних і псевдопервинних кристалів, що відображено у вимірах (таблиця 1).

Таблиця 1 – Залежність мікротвердості кремнію у заевтектичному сплаві Al-Si в залежності від частоти вібрації.

Частота вібрації	0 Гц	20 Гц	50 Гц	100 Гц	300 Гц
Значення мікротвердості	2458,6	2458,6	2458,6	2458,6	2458,6

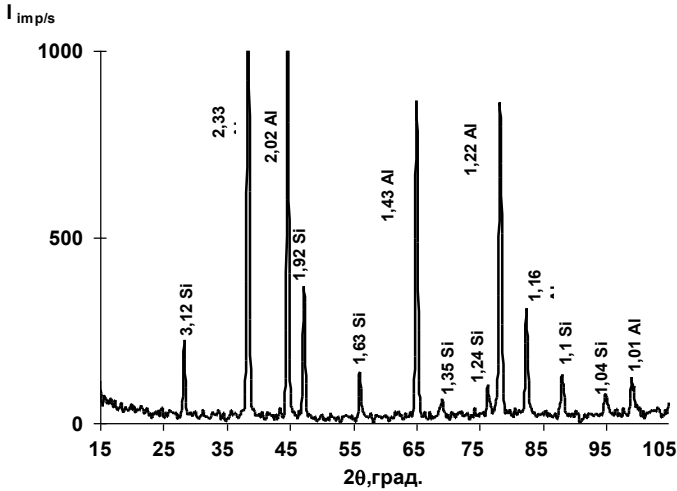


Рисунок 2 – Рентгеноспектральні дослідження впливу вібраційної обробки на заєвтектичний силумін без використання вібрації.

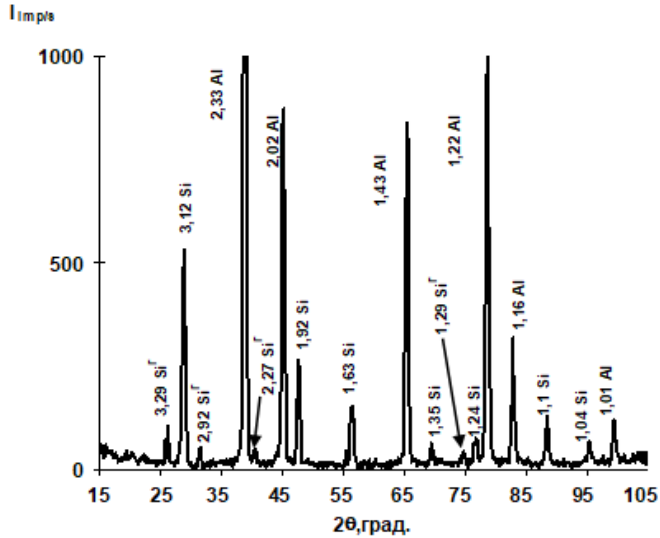


Рисунок 3 – Рентгеноспектральні дослідження впливу вібраційної обробки на заєвтектичний силумін з частотою вібрації 50 Гц.

Після вібраційної обробки з частотами вище 50 Гц інтенсивність ліній Si^γ знижується, натомість з'являються поліморфні модифікації кремнію Si^x (JCPDS 41-4111), що походять з високошвидкісного охолодження і мають не встановлену чітку кристалічну структуру (рис. 4). Згідно з літературою, Si^x відноситься до політипів кремнію, які характеризуються пониженою мікротвердістю. Хоча частка таких політипів невелика, їх присутність знижує загальну мікротвердість кристалів при частотах 100 – 300 Гц.

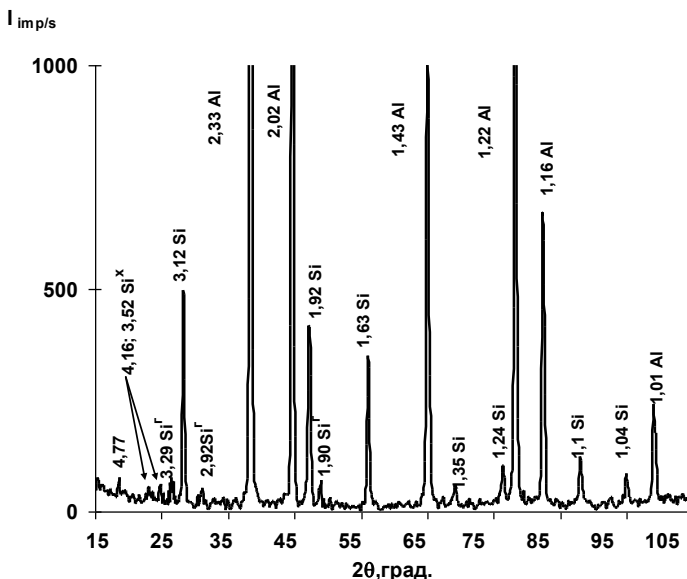


Рисунок 4 – Рентгеноспектральні дослідження впливу вібраційної обробки на заевтектичний силумін з частотою вібрації 300 Гц.

Таким чином, результати дослідження свідчать, що механічна вібрація з певною резонансною частотою активує в структурі евтектичного силуміну процеси руйнування тонких пластин кремнію, що формують умови для росту більш товстих псевдопервинних кристалів і розвитку гексагональної модифікації кремнію. Ці зміни призводять до помітного підвищення твердості матеріалу. У разі подальшого збільшення частоти вібрації посилення цих ефектів зменшується через формування інших модифікацій кремнію з нижчою твердою фазою. Цим пояснюється нелінійний зв'язок між частотою вібрації і твердістю.

Висновки

У результаті проведених досліджень встановлено, що вібраційна обробка розплаву заевтектичного силуміну істотно впливає на формування евтектичної структури та фазовий склад твердого зливка. Виявлено, що за частоти вібраційних коливань 20 Гц у тонких пластинах евтектичного кремнію виникають локальні пошкодження та обриви, які сприяють зародженню тріщин і створюють умови для перебудови структури. Досягнення резонансної частоти на рівні 50 Гц супроводжується масовим руйнуванням тонких пластин, зростанням бічних граней кристалів та утворенням псевдопервинних кристалів кремнію, що підтверджується рентгеноструктурними дослідженнями. Саме в цьому режимі зафіксовано фазовий перехід з кубічної модифікації кремнію у гексагональну, що призводить до зростання мікротвердості матеріалу.

Подальше підвищення частоти вібраційної обробки до 300 Гц зменшує інтенсивність процесів руйнування пластин і сприяє утворенню політипних форм кремнію з менш впорядкованою кристалічною структурою, що супроводжується зниженням механічних характеристик. Таким чином, вплив вібраційних коливань на заевтектичний силумін носить нелінійний характер і визначається наближенням частоти до резонансної області.

Резонансна вібраційна обробка є ефективним інструментом керування морфологією та фазовим складом евтектичних структур у силумінах. Вона дозволяє ініціювати процеси руйнування тонких пластин кремнію та стимулювати утворення гексагональної модифікації, що підвищує мікротвердість сплаву.

Отримані результати можуть бути використані для розробки технологій подрібнення структури заевтектичних алюмінієвих сплавів з метою покращення їх механічних і експлуатаційних властивостей.

Перелік посилань

1. Ebhota W. S., Jen T.-C. Effects of Modification Techniques on Mechanical Properties of Al-Si Cast Alloys. *Aluminium Alloys - Recent Trends in Processing, Characterization, Mechanical Behavior and Applications*. 2017. <https://doi.org/10.5772/intechopen.70391>.
2. Silicon morphology modification in the eutectic Al-Si alloy using mechanical mold vibration / N. Abu-Dheir et al. *Materials Science and Engineering: A*. 2005. Vol. 393, no. 1-2. P. 109–117. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2004.09.038>.
3. Selivorstov V., Dotsenko Y., Borodianskiy K. Influence of Low-Frequency Vibration and Modification on Solidification and Mechanical Properties of Al-Si Casting Alloy. *Materials*. 2017. Vol. 10, No. 5. P. 560. <https://doi.org/10.3390/ma10050560>.
4. Effect of ultrasonic and mechanical vibration treatments on evolution of Mn-rich phases and mechanical properties of Al-12Si-4Cu-1Ni-1Mg-2Mn piston

alloys / B. LIN et al. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2024. Vol. 34, no. 8. P. 2393–2414. [https://doi.org/10.1016/s1003-6326\(24\)66549-0](https://doi.org/10.1016/s1003-6326(24)66549-0).

5. Effects of mechanical vibration on the physical, metallurgical and mechanical properties of cast A308 (LM21) aluminum alloy / S. Yadav et al. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*. 2022. Vol. 29, no. 6. P. 1206–1215. <https://doi.org/10.1007/s12613-020-2209-7>.

6. Microstructure and functionality of a uniquely graded super duplex stainless steel designed by a novel arc heat treatment method / V. A. Hosseini et al. *Materials Characterization*. 2018. Vol. 139. P. 390–400. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2018.03.024>

7. Silicon morphology modification in the eutectic Al–Si alloy using mechanical mold vibration / N. Abu-Dheir et al. *Materials Science and Engineering: A*. 2005. Vol. 393, no. 1-2. P. 109–117. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2004.09.038>

References

1. Ebhota, W. S., & Jen, T.-C. (2017). Effects of Modification Techniques on Mechanical Properties of Al-Si Cast Alloys. *Aluminium Alloys - Recent Trends in Processing, Characterization, Mechanical Behavior and Applications*. InTech. <https://doi.org/10.5772/intechopen.70391>.

2. Abu-Dheir, N., Khraisheh, M., Saito, K., & Male, A. (2005). Silicon morphology modification in the eutectic Al–Si alloy using mechanical mold vibration. *Materials Science and Engineering: A*, 393(1-2), 109–117. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2004.09.038>.

3. Selivorstov, V., Dotsenko, Y., & Borodianskiy, K. (2017). Influence of Low-Frequency Vibration and Modification on Solidification and Mechanical Properties of Al-Si Casting Alloy. *Materials*, 10(5), 560. <https://doi.org/10.3390/ma10050560>.

4. Lin, B., He, X.-x., Xia, S.-c., Xiao, H.-q., Zhao, Y.-l., & Khanlari, K. (2024). Effect of ultrasonic and mechanical vibration treatments on evolution of Mn-rich phases and mechanical properties of Al–12Si–4Cu–1Ni–1Mg–2Mn piston alloys. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 34(8), 2393–2414. [https://doi.org/10.1016/s1003-6326\(24\)66549-0](https://doi.org/10.1016/s1003-6326(24)66549-0).

5. Yadav, S., Tewari, S. P., Singh, J. K., & Ram, S. C. (2022). Effects of mechanical vibration on the physical, metallurgical and mechanical properties of cast A308 (LM21) aluminum alloy. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, 29(6), 1206–1215. <https://doi.org/10.1007/s12613-020-2209-7>.

6. A. Hosseini, V., Karlsson, L., Örnek, C., Reccagni, P., Wessman, S., & Engelberg, D. (2018). Microstructure and functionality of a uniquely graded super duplex stainless steel designed by a novel arc heat treatment method. *Materials Characterization*, 139, 390–400. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2018.03.024>.

7. Abu-Dheir, N., Khraisheh, M., Saito, K., & Male, A. (2005). Silicon morphology modification in the eutectic Al–Si alloy using mechanical mold vibration. *Materials Science and Engineering: A*, 393(1-2), 109–117. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2004.09.038>.

N. O. Rott¹, Ph. D. (Tech.), Assoc. Prof., ORCID 0000-0002-3839-6405

Z. V. Sazanishvili^{1,*}, Ph. D. (Tech.), Assoc. Prof., ORCID 0000-0003-4138-9238

¹ Dnipro University of Technology

* Corresponding author: sazanishvili.z.v@nmu.one

INFLUENCE OF VIBRATION TREATMENT ON THE STRUCTURE FORMATION AND PROPERTIES OF HYPEREUTECTIC SILUMIN

Abstract. The article presents the results of a comprehensive study of the influence of vibration treatment on the crystallization processes, structure formation, and property changes of hypereutectic silumin. The research was carried out on aluminum alloy samples of the Al–Si system, in which eutectic silicon was present in the form of thin plates with a thickness ranging from 0.5 to 10 μm . To reproduce controlled solidification conditions, castings were produced in graphite crucibles. During solidification, vibration oscillations in the frequency range of 20–300 Hz were applied to the melt, which made it possible to investigate the effects from low-frequency beating to resonance and over-resonance modes. It was established that at a frequency of 20 Hz thin silicon plates undergo damage, partially detach, and form nuclei of pseudo-primary crystals. The most pronounced changes occur at a frequency of 50 Hz, when resonance interaction of oscillations with the melt is realized. In this regime, massive fracture of the plates, intensive growth of silicon crystal side facets, formation of a significant volume fraction of pseudo-primary crystals, and appearance of a characteristic “rim” around them were observed. X-ray diffraction analysis revealed the occurrence of additional reflections identified as a hexagonal modification of silicon, which forms analogously to the well-known transformation of the cubic diamond lattice into lonsdaleite. It was found that the presence of the hexagonal phase contributes to an increase in the microhardness of the alloy. With a further increase in vibration frequency up to 300 Hz, the effects of plate destruction were significantly reduced, while polytypic silicon forms with lower hardness appeared in the structure. This led to an overall decrease in the strengthening effect of vibration treatment. As a result, a nonlinear relationship between the frequency of applied vibrations and the morphological and phase transformations in the Al–Si system was established. Resonance treatment proved to be the most effective for targeted structure refinement and improvement of the properties of hypereutectic silumin. The obtained results can be used for the development of technologies for controlling the crystallization of aluminum alloys in foundry production in order to enhance their mechanical and operational properties.

Key words: aluminum alloys, hypereutectic silumin, eutectic silicon, vibration treatment, phase transformations, microhardness, structure formation.

For citation: Rott, N. O. & Sazanishvili, Z. V. (2025). Influence of vibration treatment on the structure formation and properties of hypereutectic silumin. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 39, 264-273. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2025-39-15>

Рукопис надійшов до редакції / Received 11.08.2025

Рекомендовано до друку / Accepted 21.10.2025

<https://doi.org/10.52150/2522-9117-2025-39-16>

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. Щукін**², к.т.н. доцент, ORCID 0000-0001-6332-1811**О. В. Орел**², к.т.н. доцент, ORCID 0000-0003-0265-7527**В. М. Король**¹, аспірант, ORCID 0009-0004-6433-1797**Д. В. Гаркавенко**¹, аспірант ORCID 0009-0004-5011-9015¹ Національний технічний університет «Дніпровська політехніка»² Харківський національний автомобільно-дорожній університет* Автор для листування: fedorichenko.s.o@ntnu.one

МАТЕМАТИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ РОЗВИТКУ МІКРОТРИЩИН ЗА УМОВ ІСНУВАННЯ ВНУТРІШНІХ ДЕФЕКТІВ МЕТАЛЕВИХ ВИЛИВКІВ

Анотація. У статті розглянуто проблему формування та розвитку мікродефектів у литих виробках із металевих сплавів, зокрема мікропористості та мікротріщин, що визначають довговічність і надійність конструкцій. Показано, що мікропорожнини розміром близько 10 мкм важко виявити традиційними методами контролю, проте вони значно знижують опір втомі, пластичність і границі міцності та плинності при розтязі. Просторовий розподіл і морфологія пор визначають механізм зародження тріщин, а їх коалесценція у зонах концентрації напружень пришвидшує руйнування. Узагальнено сучасні методи дослідження – оптичну та електронну мікроскопію, рентгенівську комп'ютерну томографію та морфометричний аналіз, які дають змогу визначати частку пористості, геометрію дефектів і ступінь їхньої зв'язаності. Значущість чисельного моделювання підкреслено на прикладі програмних комплексів типу Thercast, де використання критерію Нійама забезпечує прогнозування пороутворення та оптимізацію параметрів лиття. Особливу увагу приділено впливу адитивних технологій, де поєднання пористості з анізотропією мікроструктури та дефектами неповного проплавлення підвищує чутливість матеріалу до тріщиноутворення. Для чавунів і сталей показано залежність рівня пористості від вуглецевого еквівалента та сфероїдальності графіту, що визначає якість виливків. Запропоновано механіко-математичну модель, яка поєднує положення теорії пружності, лінійної механіки руйнування та вплив мікроструктурних факторів. Уведено ефективні параметри – модуль пружності, границю плинності й тріщиностійкість – з поправками на дефекти, включення

© С. О. Федоряченко, К. А. Зіборов, Д. В. Лаухін, О. В. Щукін, О. В. Орел, В. М. Король, Д. В. Гаркавенко, 2025



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

та температурно-швидкісні умови. Сформульовано рівняння росту тріщини при динамічному навантаженні, проведено чисельну верифікацію. Отримані результати мають практичне значення для оптимізації лиття й адитивного виробництва та забезпечення надійності конструкцій у критично навантажених системах.

Ключові слова: мікропористість, мікротріщини, литі сплави, механіко-математичне моделювання, критерій Рієса, адитивні технології, тріщинозміцнення, Thercast.

Посилання для цитування: Математичне моделювання розвитку мікротріщин за умов існування внутрішніх дефектів металевих виливків / С. О. Федоряченко, К. А. Зіборов, Д. В. Лаухін, О. В. Щукін, О. В. Орел, В. М. Король, Д. В. Гаркавенко // *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії*. 2025. Вип. 39. С. 274-284. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2025-39-16>

Вступ

Проблематика формування та розвитку мікрodefектів у литих виробах із металевих сплавів посідає одне з центральних місць у сучасному матеріалознавстві та інженерії [1]. Серед різновидів таких дефектів особливої уваги заслуговує мікропористість, яка виникає на завершальних стадіях твердіння під час кристалізації сплаву та є наслідком недостатнього живлення міждендритних зон [2, 3]. Ці мікропорожнини, які мають характерні розміри від кількох до десятків мікрометрів, важко ідентифікувати традиційними методами контролю, проте вони істотно впливають на експлуатаційні характеристики виробів [3, 4]. Наявність навіть невеликої частки пористості знижує опір втомі, границі міцності та пластичності при статичному розтягу, в'язкість та пластичність, що, своєю чергою, зумовлює виникнення локальних концентрацій напружень та ініціювання мікротріщин [5]. Саме взаємодія пористості з процесами тріщиноутворення формує критичну область досліджень, яка має безпосереднє значення для надійності й довговічності металевих конструкцій [6].

Розвиток мікротріщин у литих матеріалах безпосередньо пов'язаний із просторовим розподілом мікропористості, її геометрією та ступенем зв'язаності з матрицею. Тривимірна морфологія дефектів визначає механізм поширення тріщини та формує умови для подальшої фрагментації структури. У випадку локалізації мікропор у зонах із високим рівнем напружень виникають сприятливі умови для їх коалесценції, що прискорює процес руйнування [5].

Методичне підґрунтя для дослідження пористості й мікротріщин охоплює як експериментальні, так і чисельні підходи. На першому етапі якісний аналіз здійснювали із застосуванням оптичної та скануючої електронної мікроскопії, що дозволяють візуалізувати морфологію

дефектів і локальні особливості мікроструктури [1, 2]. Кількісні характеристики визначали за допомогою рентгенівської комп'ютерної томографії та морфометричного аналізу цифрових зображень, які забезпечують побудову тривимірної реконструкції внутрішньої субструктури матеріалу [6]. Це дозволяє візуалізувати об'ємну частку мікропористості, статистику розподілу розмірів мікропор і ступінь їхньої просторової зв'язаності з матрицею, що є необхідним для подальшої побудови математичних моделей [3].

Чисельні методи моделювання, зокрема застосування програмних комплексів типу Thercast, відіграють ключову роль у відтворенні процесів твердіння, живлення та утворення дефектів у литих виробках [7]. Особливе значення має критерій Нійама, який широко застосовується у металургійній практиці як інструмент прогнозування дефектності структури [4, 8]. Цей критерій встановлює залежність схильності матеріалу до пороутворення від співвідношення локального теплового градієнта до квадратного кореня зі швидкості охолодження. Завдяки цьому стає можливим ще на етапі моделювання визначити ділянки підвищеного ризику пороутворення та оптимізувати технологічні параметри лиття для зниження ймовірності утворення дефектів [8].

Проблематика мікропористості та мікротріщин обумовлена також розвитком адитивних технологій виробництва, зокрема методів лазерного плавлення порошкових шарів та спрямованого енергетичного наплавлення. У цих технологіях характерними є дефекти, які пов'язані з неповним проплавленням та формуванням мікропор, які у поєднанні з високими тепловими градієнтами та анізотропною мікроструктурою зумовлюють підвищену чутливість матеріалу до тріщиноутворення. Відтак, питання контролю пористості та тріщинуватості набуває актуальності не лише для традиційного лиття, а й для новітніх виробничих процесів, орієнтованих на створення деталей складної форми з високими вимогами до експлуатаційних характеристик.

У випадку чавуну та сталей, що традиційно використовуються в машинобудуванні, енергетиці та транспорті, контроль мікродефектів є критично важливим. Високоміцний чавун, наприклад, демонструє залежність частки мікропористості від рівня сфероїдальності графіту та вуглецевого еквівалента. Встановлено, що виливки з оптимізованим хімічним складом і контрольованим процесом модифікування характеризуються меншим рівнем пористості, а отже, кращими механічними властивостями. Натомість відхилення від заданих параметрів веде до інтенсифікації процесів утворення мікротріщин і зниження довговічності конструкцій та виробів.

Важливим напрямом сучасних досліджень є інтеграція методів

машинного навчання у процес аналізу мікроструктурних зображень. Застосування згорткових нейронних мереж дозволяє автоматизувати ідентифікацію мікропор і мікротріщин, підвищуючи точність і швидкість обробки результатів [9].

Таким чином, актуальність проблеми дослідження мікропористості та розвитку мікротріщин (рис. 1) у литих виробах з металевих сплавів визначається комплексом наукових і прикладних чинників. По-перше, це безпосередній вплив мікродефектів на експлуатаційні характеристики і довговічність матеріалів. По-друге, складність їхнього виявлення та необхідність розробки високоточних методів контролю. По-третє, потреба у створенні математичних моделей і симуляцій, здатних відтворювати реальні умови формування та розвитку дефектів.

Так, на рис. 1 зображена тріщина, яка успадковує дефекти, отримані під час лиття. Тому під час термо- та механічної обробки існує вірогідність виникнення крихких тріщин в цих областях.

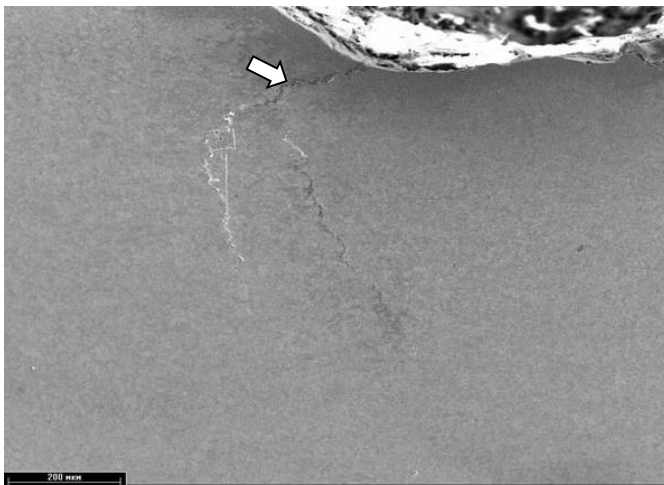


Рисунок 1 – Тріщина, яка успадковує дефекти, утворені під час лиття.

Відповідно, вивчення закономірностей утворення й еволюції мікротріщин у литих виробах є фундаментальною передумовою для оптимізації технологій лиття, підвищення якості металопродукції та забезпечення експлуатаційної безпеки у ключових галузях промисловості.

Методика дослідження

Наявність мікроструктурних дефектів лиття, таких як пористість, неметалеві включення, сегрегації легуючих елементів та структурні неоднорідності, у поєднанні з дією зовнішніх динамічних навантажень

створює умови для зародження та розвитку тріщин. Адекватне відтворення цих процесів можливе лише шляхом застосування формалізованої механіко-математичної моделі, яка поєднує положення класичної теорії пружності, лінійної механіки руйнування та критерії прогнозування якості литих матеріалів. В роботі подано рівняння та залежності з урахуванням одиниць виміру й коригувальних коефіцієнтів, що забезпечує цілісність моделі та її коректне застосування у чисельних розрахунках методом скінченних елементів.

Для формулювання узагальненої математичної моделі розвитку тріщини у литих заготовках з урахуванням наявності неметалевих включень та мікроструктурних концентраторів напруження опишемо мікроструктурний стан неперервними полями [1, 3, 5-6]:

$$M(x) = \{P(x), d(x), N_i(x), f_c(x), T(x), \dot{\varepsilon}(x)\}, \quad (1)$$

де P - локальна пористість; d - середній розмір зерна; N_i - об'ємна частка/щільність неметалевих включень; f_c - частка карбідів/твердих крихких фаз; T - температура; $\dot{\varepsilon}$ - швидкість деформації.

Ефективними параметрами будемо вважати механічні показники матеріалу [3, 7]:

$$E_{eff}(x) = E_0 \varphi_E(P) \quad (2)$$

$$\sigma_{y,eff}(x) = \sigma_{y0} \varphi_P(P) \varphi_d(d), \quad (3)$$

$$K_{Ic,eff}(x) = K_{Ic0} \varphi_T(T) \varphi_{\dot{\varepsilon}}(\dot{\varepsilon}) \varphi_P(P) \varphi_d(d) \varphi_i(N_i) \varphi_c(f_c), \quad (4)$$

де $E_{eff}(x)$ – ефективний модуль пружності матеріалу з урахуванням пористості, Па; E_0 – базовий (еталонний) модуль пружності без дефектів, Па; $\sigma_{y,eff}(x)$ – ефективна границя плинності матеріалу, Па; σ_{y0} – границя плинності для матеріалу без дефектів, Па; $K_{Ic,eff}(x)$ – ефективна тріщиностійкість (фрактурна в'язкість) матеріалу з урахуванням мікроструктури, МПа $\times$ м^{1/2}; K_{Ic0} – базове значення тріщиностійкості для матеріалу без дефектів, МПа $\times$ м^{1/2}; $\varphi_E(P)$ – функція впливу пористості на модуль пружності; $\varphi_P(P)$ – функція впливу рівня пористості P на міцність та тріщиностійкість; $\varphi_d(d)$ – функція впливу розміру зерна d на механічні властивості; $\varphi_T(T)$ – температурна поправка для тріщиностійкості при зміні температури T ; $\varphi_{\dot{\varepsilon}}(\dot{\varepsilon})$ – поправочний коефіцієнт швидкості деформації $\dot{\varepsilon}$; $\varphi_i(N_i)$ – множник впливу неметалевих включень, де N_i – кількісна характеристика включень (наприклад, % об'єму або кількість на одиницю площі); $\varphi_c(f_c)$ – функція впливу карбідної фази або інших мікроструктурних утворень, де f_c – частка цих фаз у структурі.

При цьому функції корегування визначаються як [3, 6]:

$$\varphi_P(P) = 1 - \beta_P P^{m_P}, \quad (5)$$

$$\varphi_d(d) = (1 + \beta_d d^{-1/2})^{-\eta_d}, \quad (6)$$

$$\varphi_i(N_i) = (1 + \beta_i N_i)^{-\eta_i} \quad (7)$$

$$\varphi_c(f_c) = (1 + \beta_c f_c)^{-\eta_c} \quad (8)$$

Вихідні данні та результати дослідження. Визначення напруженого стану із урахуванням пружно-деформаційних напружень виконується за наступною залежністю [7-8]:

$$\sigma_{\theta,eff}(x, t) = \sigma_{\theta,mech} + \sigma_{\theta,th} + \sigma_{\theta,res} \quad (9)$$

де $\sigma_{\theta,res}$ - технологічні залишкові напруження отримані з термогідродинамічної симуляції лиття, МПа [8].

При цьому, для локального об'єму заготовки тонкостінного елементу напружений стан можемо визначити відповідно до залежності:

$$\sigma_{\theta,mech} = \frac{p(t)r_i}{t}, \quad (10)$$

$$\sigma_{\theta,th} = \frac{E_{eff}\alpha\Delta T}{1-\nu}. \quad (11)$$

де $p(t)$ - внутрішній (або еквівалентний) тиск/імпульс навантаження, Па; r_i - внутрішній радіус, мкм; t - товщина стінки, мкм; α - коефіцієнт лінійного теплового розширення, $1/^\circ\text{C}$; ν - коефіцієнт Пуассона; ΔT - різниця температур (охладжувальні градієнти), К.

Залишкові напруження, які виникають при охолодженні, та, як наслідок, усадки матеріала, визначаються на етапі моделювання методом скінчених елементів у Thercast шляхом встановлення критерію Ніяма N_y та виконується перехід наступним чином:

$$N_y(x) \Rightarrow P(x) \Rightarrow \sigma_{\theta,res}(x) \quad (12)$$

Локальна концентрація напружень як функція дефектів та включень визначається як номінальне локальне напруження, що посилюється фактором геометрії дефекту та мікроструктурними неоднорідностями:

$$\sigma_{loc} = \underbrace{(1 + 2\sqrt{a/p})}_{K_t^{crack}} \underbrace{(1 + A_{incl} + A_c)}_{K_t^{micro}} \sigma_{\theta,eff} \quad (13)$$

де a - поточна глибина тріщини/дефекту, мкм; p - радіус кривизни вершини, мкм; A_{incl} - додаткові підсилення від кластерів неметалевих включень та карбідів, які визначаються як:

$$A_{incl} = C_i N_i \left(\left| \frac{E_i}{E_m} - 1 \right|^{\gamma} + k_{\alpha} |\alpha_i - \alpha_m| \Delta T \right) \quad (14)$$

$$A_c = C_c f_c \left| \frac{E_c}{E_m} - 1 \right|^{\gamma_c} \quad (15)$$

де E - модуль пружності, Па; α - коефіцієнт лінійного теплового розширення фази включення/карбіду й матриці, 1/с; C_i , C_c , γ , γ_c , k_{α} - емпіричні параметри калібрування.

Закон росту тріщини при імпульсному навантаженні, тобто при динамічному зростанні прийме наступний вигляд [2, 6, 9]:

$$\frac{da}{dt} = \vartheta_0 \left[\left(\frac{K_I}{K_{Ic,eff}} \right)^m - 1 \right], \vartheta_0 = \chi c_R, m \in [2, 6] \quad (16)$$

де c_R - швидкість поверхневої хвилі Релея, мкм/с; χ - частка лімітної швидкості ($\chi \lesssim 0.3$).

З метою верифікації математичної моделі виконаємо розрахунок параметру росту тріщини із урахуванням фізико-механічних характеристик матеріалу та мікроструктурних особливостей. Вихідні дані для проведення розрахунку відповідають сірому перлітному чавуну марки СЧ20–СЧ25, тоді як геометричні, термодинамічні та мікроструктурні параметри обрані на основі типових характеристик литих заготовок і даних симуляцій у Thercast. Прийнято наступні значення для виконання розрахунку: $D_o=0,108$ м; $r_i=0,049$ м; $\Delta T=80$ К; $t=0,005$ м; $\sigma_{res,\theta}=20$ МПа; $E_0=110$ ГПа; $p=15$ МПа; $\alpha=10,5 \times 10^{-6}$ К $^{-1}$; $\nu=0,25$; $K_{Ic0}=15$ МПа $\times$ м $^{1/2}$; $P=1,0\%$; $d=100$ μ м; $f_c=1,0\%$; $m_P=0,8$; $N=0,2\%$; $\beta_P=3$; $\beta_d=0,01$ м $^{1/2}$; $\eta_d=1$; $\beta_i=5$; $\eta_i=0,5$; $\eta_c=0,7$; $\beta_c=8$; $\varphi_c=1$; $\varphi_T=1$.

Модуль пружності з урахуванням пористості визначається як:

$$E_{eff} = E_0 (1 - P)^2 = 110 \times 0,992 \approx 107,8 \text{ ГПа.} \quad (17)$$

Поправочні коефіцієнти приймуть наступні значення:

$$\varphi_P = 1 - 3 \cdot (0,01)^{0,8} \approx 0,9246$$

$$\varphi_d = (1 + 0,01 \cdot d^{-1/2})^{-1} = (1 + 0,01 \cdot 100)^{-1} = 0,5$$

$$\varphi_i = (1 + 5 \cdot 0,002)^{-0,5} \approx 0,995$$

$$\varphi_c = (1 + 8 \cdot 0,01)^{-0,7} \approx 0,948$$

Відповідно, ефективна тріщиностійкість становитиме:

$$K_{Ic,eff} = K_{Ic0} \varphi_T \varphi_{\varepsilon} \varphi_P \varphi_d \varphi_i \varphi_c = 15 \times (0,9246 \times 0,5 \times 0,995 \times 0,948) \approx 6,54 \text{ МПа м}^{1/2}$$

Номінальні напруження у виробі із урахуванням вищезазначеного

становитимуть:

$$\sigma_{\theta mech} = \frac{15 \times 0,049}{0,005} = 147 \text{ МПа}$$

$$\sigma_{\theta th} = \frac{107,8 \times 10,5 \times 10^{-6} \times 80}{1 - 0,25} = 121 \text{ МПа}$$

$$\sigma_{\theta, eff}(x, t) = 147 + 121 + 20 = 288 \text{ МПа}$$

Локальна концентрація та критерій крихкого зростання для умови гладкого дефекту при $\sigma_{loc} = \sigma_{\theta, eff} = 288$ МПа визначатиметься із урахуванням геометричного множника для крайової або поверхневої тріщини $Y=1,2$ для початкового дефекту $a_0=1,0 \times 10^{-3}$ м.

Таким чином, отримуємо:

$$K_I = Y \sigma_{loc} \sqrt{\pi a_0} = 1,2 \times 288 \times \sqrt{\pi 10^{-3}} = 19,35 \text{ МПа м}^{1/2}$$

Порівняння з $K_{Ic, eff} \approx 6,54$ МПа м^{1/2} дає нерівність $K_I > K_{Ic, eff}$ тобто умова крихкого зростання виконується.

Критичний розмір дефекту на основі отриманих параметрів прийме наступне значення:

$$a_c = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_{Ic, eff}}{Y \sigma_{loc}} \right)^2 = \frac{1}{\pi} \left(\frac{6,54}{1,2 \times 288} \right)^2 = 0,114 \text{ мм}$$

Оскільки $a_0 > a_c$, тріщина буде зростати. Таким чином, для заданих умов отримано $K_{Ic, eff} = 6,54$ МПа м^{1/2}, $\sigma_{\theta, eff}(x, t) = 288$ МПа.

Для початкової тріщини $a_0=1$ мм умова $K_I \geq K_{Ic, eff}$ виконується без урахування концентраторів. Критичний дефект $a_c \approx 0,114$ мм. Тобто, дефекти глибше $\sim 0,1$ мм за наведених умов - небезпечні.

Висновки

Розроблена математична модель розвитку тріщин у литих заготовках із металевих сплавів показала, що мікропористість, неметалеві включення, карбідні фази та розмір зерна істотно знижують ефективну тріщиностійкість матеріалу. Розрахунки для сірого чавуну підтвердили, що при пористості 1% та наявності дефектів розміром понад 0,1 мм виникає небезпека крихкого руйнування. Ефективна тріщиностійкість знизилася більш ніж удвічі (до $\sim 6,54$ МПа·м^{1/2}), а напружений стан досяг 288 МПа, що перевищує критичні межі. Це доводить необхідність контролю мікроструктурних параметрів литих виробів і підтверджує необхідність інтеграції моделі з чисельними методами (Thercast, FEM) для прогнозування та оптимізації технологічних процесів.

Перелік посилань

1. Lesoult G. R. Microporosity in cast alloys: Simple considerations on its formation. *International Journal of Cast Metals Research*. 2009. Vol. 22, № 1–4. P. 2–7. <https://doi.org/10.1179/136404609X367696>
2. Ломакін В. М., Клименко В. В., Пукалов В. В., Кузик О. В., Дубодєлов В. І., Горюк М. С. Дослідження процесу затвердіння та прогнозування структури литих чавунних молотьних тіл. *Збірник наукових праць Центральноукраїнського національного технічного університету*. 2018. № 31. С. 66–74.
3. Kang M., Gao H., Wang J., Ling L., Sun B. Prediction of Microporosity in Complex Thin-Wall Castings with the Dimensionless Niyama Criterion. *Materials*. 2013. Vol. 6, № 5. P. 1789–1802. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma6051789>
4. M'Hamdi M. On modelling the interplay between microporosity formation and hot tearing in aluminium direct-chill casting. *Materials Science and Engineering: A*. 2005. Vol. 413–414. P. 105–108. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.09.050>
5. Réger M., Gáti J., Oláh F., Horváth R., Fábíán E. R., Bubonyi T. Detection of Porosity in Impregnated Die-Cast Aluminum Alloy Piece by Metallography and Computer Tomography. *Crystals*. 2023. Vol. 13, № 7. P. 1014. <https://doi.org/10.3390/cryst13071014>
6. Yao L., Cockcroft S., Maijer D., Zhu J., Reilly C. Study of Microporosity Formation under Different Pouring Conditions in A356 Aluminum Alloy Castings. In: Lindsay S.J. (ed.). *Light Metals 2011*. Springer, Cham, 2011. https://doi.org/10.1007/978-3-319-48160-9_135
7. Forestier R., Costes F., Jaouen O., Bellet M. Finite element thermomechanical simulation of steel continuous casting. *Proceedings MCWASP XII, 12th International Conference on Modeling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes*. Vancouver, Canada, Jun 2009. P. 295–302. ISBN 978-0-87339-742-1.
8. Ломакін В. М., Молокост Л. А. Ударостійкий чавун для молотьних тіл. *Збірник наукових праць Центральноукраїнського національного технічного університету*. 2020. № 34. С. 65–72.
9. Zsolt S., Marton B. Investigation of microporosity in die-cast AlSi12(Cu) alloys by neutron- and X-ray radiography. *Nuclear Society of Slovenia*. 1999. P. 703–708.

References

1. Lesoult, G. R. (2009). Microporosity in cast alloys: Simple considerations on its formation. *International Journal of Cast Metals Research*, 22(1-4), 2–7. <https://doi.org/10.1179/136404609X367696>
2. Lomakin, V. M., Klymenko, V. V., Pukalov, V. V., Kuzyk, O. V., Dubodielov, V. I., & Horiuk, M. S. (2018). Doslidzhennia protsesu zatverdinnia ta prohnzuvannia struktury lytykh chavunnykh mololnykh til. *Zbirnyk naukovykh prats Tsentralnoukrainskoho natsionalnoho tekhnichnoho universytetu*, (31), 66–74
3. Kang, M., Gao, H., Wang, J., Ling, L., & Sun, B. (2013). Prediction of Microporosity in Complex Thin-Wall Castings with the Dimensionless Niyama Criterion. *Materials*, 6(5), 1789-1802. <https://doi.org/10.3390/ma6051789>
4. M'Hamdi, M. (2005). On modelling the interplay between microporosity formation and hot tearing in aluminium direct-chill casting. *Materials Science and*

Engineering: A, Vol. 413-141, 105-108. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.09.050>

5. Réger, M., Gáti, J., Oláh, F., Horváth, R., Fábián, E. R., & Bubonyi, T. (2023). Detection of Porosity in Impregnated Die-Cast Aluminum Alloy Piece by Metallography and Computer Tomography. *Crystals*, 13(7), 1014. <https://doi.org/10.3390/cryst13071014>

6. Yao, L., Cockcroft, S., Maijer, D., Zhu, J., Reilly, C. (2011). Study of Microporosity Formation under Different Pouring Conditions in A356 Aluminum Alloy Castings. In: Lindsay, S.J. (eds) *Light Metals 2011*. Springer, Cham. https://doi.org/10.1007/978-3-319-48160-9_135

7. Romain Forestier, Frédéric Costes, Olivier Jaouen, Michel Bellet. Finite element thermomechanical simulation of steel continuous casting. *Proceedings MCWASP XII, 12th International Conference on Modeling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes*, Jun 2009, Vancouver, Canada. p. 295-302 - ISBN 978-0-87339-742-1

8. Lomakin, V. M., & Molokost, L. A. (2020). Udarostiikiy chavun dlia mololnykh til. *Zbirnyk naukovykh prats Tsentralnoukraiynskoho natsionalnoho tekhnichnoho universytetu*, (34), 65–72

9. Zsolt, S., & Marton, B. (1999). Investigation of microporosity in die-cast AlSi12(Cu) alloys by neutron- and X-ray radiography (cc. p. 703–708). *Nuclear Society of Slovenia*

S. O. Fedoriachenko^{1,*}, Ph. D. (Tech.), Associate Professor, ORCID 0000-0002-8512-3493

K. A. Ziborov¹, Ph. D. (Tech.), Associate Professor, ORCID 0000-0002-4828-3762

D. V. Laukhin¹, D. Sc. (Tech.), Professor ORCID 0000-0002-9842-499X

O. V. Shchukin², Ph. D. (Tech.), Associate Professor, ORCID 0000-0001-6332-1811

O. V. Orel², Ph. D. (Tech.), Associate Professor, ORCID 0000-0003-0265-7527

V. M. Korol¹, Ph. D. student, ORCID 0009-0004-6433-1797

D. V. Harkavenko¹, Ph. D. student, ORCID 0009-0004-5011-9015

¹ *Dnipro University of Technology*

² *Kharkiv National Automobile and Highway University*

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

MATHEMATICAL MODELING OF MICROCRACK PROPAGATION UNDER THE PRESENCE OF INTERNAL DEFECTS IN METAL CASTINGS

Abstract. The article addresses the problem of the formation and development of microdefects in cast products made of metallic alloys, in particular microporosity and microcracks, which determine the durability and reliability of structures. It is shown that micropores of about 10 μm in size are difficult to detect using traditional control methods, yet they significantly reduce fatigue resistance, plasticity, and the tensile and yield strengths. The spatial distribution and morphology of pores govern the mechanism of crack initiation, while their coalescence in stress concentration zones accelerates fracture. Modern research methods are summarized, including optical and electron microscopy, X-ray computed tomography, and morphometric

image analysis, which make it possible to determine the volume fraction of microporosity, defect geometry, and their degree of connectivity. The significance of numerical modeling is highlighted through the use of software packages such as Thercast, where the application of the Niyama criterion enables the prediction of porosity formation during solidification and the optimization of casting parameters. Particular attention is given to additive manufacturing technologies, where microporosity, combined with microstructural anisotropy and lack-of-fusion defects, increases material sensitivity to crack formation. For cast irons and steels, the dependence of microporosity on the carbon equivalent and graphite spheroidization is shown, which determines the quality of castings. A mechanico-mathematical model is proposed, integrating the principles of elasticity theory, linear fracture mechanics, and microstructural factors. Effective parameters are introduced-elastic modulus, yield strength, and fracture toughness-with correction factors accounting for defects, inclusions, and thermo-kinetic conditions. A crack growth law under dynamic loading is formulated and numerically verified. The results obtained have practical significance for optimizing casting and additive manufacturing processes, predicting service life, and ensuring the operational safety of structures in critically loaded mechanical and energy systems.

Key words: microporosity, microcracks, cast alloys, mechanico-mathematical modeling, Niyama criterion, additive technologies, fracture toughness, Thercast.

For citation: Fedoriachenko, S. O., Ziborov, K. A., Laukhin, D. V., Shchukin, O. V., Orel, O. V., Korol, V. M., & Harkavenko, D. V. (2025). Mathematical modeling of microcrack propagation under the presence of internal defects in metal castings. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 39, 274-284. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2025-39-16>

Рукопис надійшов до редакції / Received 26.07.2025

Рекомендовано до друку / Accepted 21.10.2025

УДК 621.762.8:004.923

V. V. Vysnevetskyi^{1,*}, Ph. D. Student, ORCID 0009-0000-2516-4261¹ Dnipro University of Technology* Corresponding author: vyshnevetskyi.v.v@nmu.one

INFLUENCE OF CARBON FILLER SURFACE MODIFICATION ON INTERFACIAL ADHESION IN THERMOPLASTIC CFRT COMPOSITES (REVIEW)

Abstract. *Introduction.* Carbon-fiber-reinforced thermoplastic composites (CFRT) occupy a special place among modern structural materials due to their unique combination of high specific strength, corrosion resistance, and recyclability. *Relevance.* Their use is becoming increasingly significant in the aviation, automotive, energy, and medical industries, where higher requirements are imposed on wear resistance, durability, and process controllability during manufacturing. However, one of the key scientific and technical challenges remains ensuring an adequate level of interfacial adhesion between carbon fiber (CF) and the polymer matrix, which determines the overall set of mechanical properties and the functional reliability of the final material. *Objective:* To analyze the literature and systematize data on modern methods of surface treatment of carbon fiber filler in CFRT, which are carried out to improve the adhesion between the reinforcing component and the thermoplastic matrix. *Results.* The study outlines the problem of insufficient adhesion due to the difference in material polarity and analyzes modern approaches to CF surface modification: chemical (acid, silane, isocyanate, radiation treatment), physical (plasma, microwave, metal coatings, application of nanostructured coatings), as well as the use of compatibilizers and coupling agents (MAPP, PPEK, copolymers). It is shown that such methods significantly increase adhesion at the fiber-matrix interface, which contributes to the improvement of the mechanical properties of CFRT composites and expands their potential for engineering applications. The interaction patterns of surface-modified fibers with matrices such as polyamide-6, polyetheretherketone (PEEK), and polypropylene are characterized separately, demonstrating different levels of wettability and thermomechanical compatibility. *Conclusion.* Specialized technological approaches based on physical or chemical methods make it possible to enhance adhesion between the matrix and the filler in CFRT, which in turn improves the properties of the composite and broadens the scope of its industrial applications.

Keywords: thermoplastic composite, carbon fiber, interface, surface treatment, surface modification, adhesion.

© V.V. Vysnevetskyi, 2025



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: Vysnevetskyi, V. V. (2025). Influence of carbon filler surface modification on interfacial adhesion in thermoplastic CFRTP composites (Review). *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 39, 285-295. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2025-39-17>

Introduction. The development of new durable materials with unique properties is extremely relevant, especially when it comes to materials that meet the needs of industry and contribute to reducing environmental pollution. New materials must also overcome existing challenges, such as high cost, recyclability, ensuring reliability, and reducing energy consumption. One of the priority tasks in creating new products is the simultaneous reduction of weight and increase of operational load [1–2]. A promising lightweight material is carbon fiber (CF), which is distinguished by high strength, thermal stability, and chemical inertness. It is non-toxic, has low density, high wear resistance, corrosion resistance, recyclability, and an optimal strength-to-weight ratio. CF also possesses unique thermal, mechanical, and electrical characteristics. The production of this fiber is carried out through the carbonization of base materials such as synthetic polymers (polyacrylonitrile, phenolic resin), involving stages of oxidation and heat treatment under load at high temperatures with control of the final fiber properties.

Raising the carbonization temperature (up to 2500 °C) makes it possible to obtain CF with an increased carbon content. Products made from polymer composites using CF are widely applied due to their high mechanical, thermal, electrical, and tribological properties. The fields of application include wind energy, aviation, automotive engineering, industrial and social infrastructure, the marine industry, construction, and sporting goods [2, 3]. CF is classified depending on the base material, processing temperature, and the length or orientation of the fiber. Such classification allows for the selection of different configurations for specific applications. The results of various studies have confirmed the influence of CF orientation on the properties of polymer composites [4, 5, 6].

In recent decades, there has been a growing interest in carbon fiber-reinforced polymer composites (CFRP), particularly in thermosetting polymers such as epoxy and polyester resins. However, thermosetting composites are generally not recyclable, which creates environmental and economic challenges in large-scale production.

Thermoplastics, in contrast to thermosetting polymers, are generally recyclable and can be easily adapted to specific requirements. They can be combined with unidirectional, discrete (short and long), or continuous CF

to produce composites with tailored properties in one or multiple directions. Thermoplastics are divided into: general-purpose – polylactic acid (PLA), polyethylene (PE), polypropylene (PP), polystyrene (PS), acrylonitrile butadiene styrene (ABS); and high-performance or engineering plastics – polyamide (PA), polyethylene terephthalate (PET), polycarbonate (PC), polyether ether ketone (PEEK), polyetherimide (PEI), polyethersulfone (PES), polyphenylene sulfide (PPS).

Thanks to the simplicity of manufacturing processes, safe chemical compositions, higher recyclability, and the potential for mass production, thermoplastics offer significant advantages over thermosetting resins. At the same time, the final composite materials demonstrate properties that exceed the performance of the individual components. Carbon-fiber-reinforced thermoplastics (CFRTP) allow for a weight reduction of approximately 50% compared to steel and 20% compared to aluminum [7]. Thermoplastics can be combined with unidirectional CF, discrete fibers (short and long), or continuous fibers (CCF) to create composites with service and performance characteristics tailored to the required level in one or multiple directions.

CFRTP is manufactured by conventional forming methods such as injection molding, rotational molding, extrusion, vacuum forming, and compression molding. Although CFRTP has attracted the attention of numerous researchers due to its mechanical and thermal properties, recyclability, flexibility, short production time, and environmental safety, it is still under development for certain industries and requires overcoming the problem of high production costs. During manufacturing processes, multiple factors must be considered to ensure the high quality of the final products while maintaining production efficiency. Synthesized CF possesses a smooth and non-polar (hydrophobic) surface, whereas polymers are generally polar (hydrophilic). Therefore, surface pretreatment of CF is required for the reinforcement process.

The treatment involves the creation of functional groups on the CF surface in order to ensure proper interfacial adhesion between the polymer and CF, which is crucial for the development of high-performance composites; this plays a decisive role in their practical application. In studies [7–8], the importance of a strong bond between the reinforcing fiber and the matrix was emphasized for obtaining composites with superior technical properties (Fig. 1).

The manufactured CF must be wear-resistant, capable of withstanding loads without cracking, and able to operate reliably under various conditions, such as elevated temperatures and humidity.

Objective: analysis of literature sources and systematization of data on

modern methods of surface treatment of carbon fiber filler in CFRTP, which are carried out to improve the adhesion of the reinforcing component with the thermoplastic matrix.

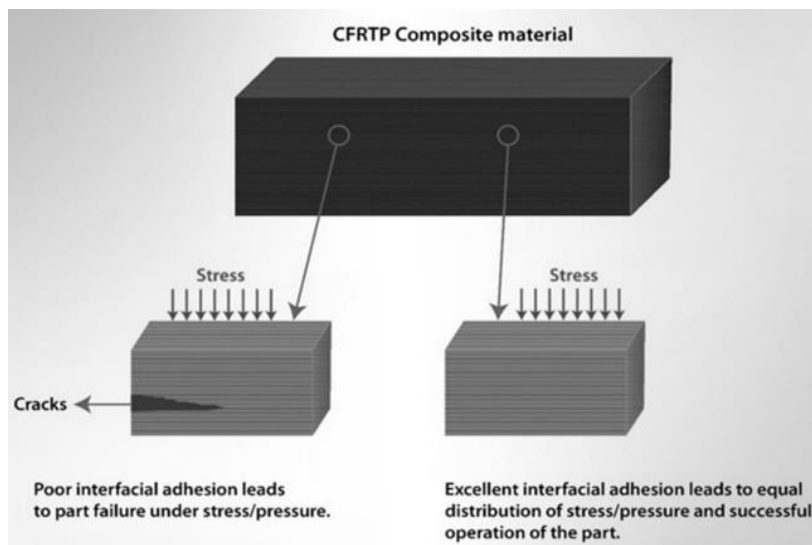


Figure 1 – Schematic diagram of poor and excellent interfacial adhesion between the polymer matrix and the reinforcing fiber [8].

Materials and Methods of Research. The presented work is based on a comprehensive bibliographic review of modern scientific and technical publications concerning the features and methods of fiber surface modification, which enhance adhesion to the matrix and ensure the improvement of the mechanical properties and durability of CFRTP.

Research results and discussion. Composites based on CF reinforced with thermoplastic polymers (CFRTP) attract considerable scientific and technical interest due to their favorable performance characteristics, which determine their potential for widespread implementation in various industrial sectors. These characteristics can be purposefully modified by optimizing the choice of materials and manufacturing techniques. Particular attention should be paid to parameters such as fiber length, their orientation in the polymer matrix, and the surface condition of CF (Fig. 2). Each decision made at the production stage has a direct impact on the final properties of the composite, which can either limit or expand the possibilities of using the material in specific industrial applications.

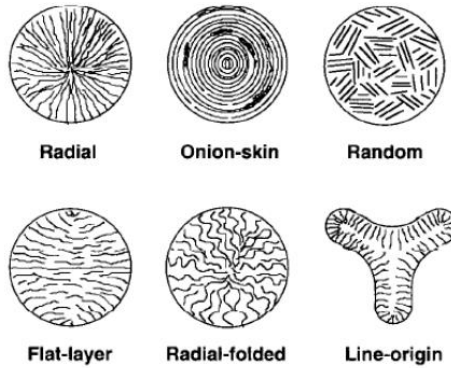


Figure 2 – Microstructure of carbon fibers [9].

The interfacial property is a key factor, since with strong adhesion the load is effectively transferred from the matrix to the CF without causing damage to the product. The bond between the reinforcing fibers and the thermoplastic matrix is often insufficient due to differences in their polarity: thermoplastics are predominantly polar, whereas CF is non-polar. To eliminate the negative effect of these features, various CF surface treatment methods are studied and applied (Fig. 3), including both chemical and physical techniques [3, 5, 7, 8, 10, 11]. The regulation of interfacial properties leads to a significant improvement in adhesion between CF and thermoplastic polymers. This is attributed to the control of surface interactions between the reinforcing fibers and the polymer matrix [12].

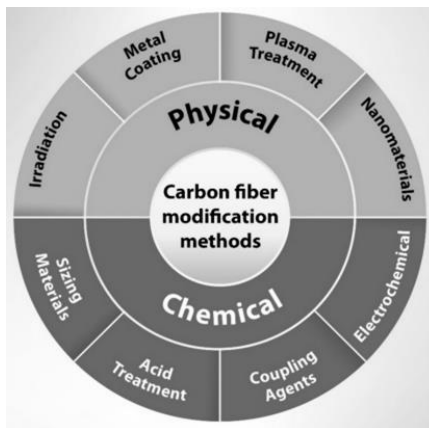


Figure 3 – Standard CF surface treatment methods [8].

Substances known as coupling agents and compatibilizers enhance the interfacial adhesion strength between the reinforcing filler and the polymer matrix in composites. In [10], it was investigated how three types of maleic anhydride-grafted polypropylene (MAPP), differing in chain length and anhydride group concentration, affect the interfacial adhesion properties in composites reinforced with recycled carbon fiber (RCF). It was found that the degree of compatibility is largely determined by the molecular weight and the amount of anhydride groups in the composition of the coupling agent.

A study [9] was conducted in which a silane coupling agent was applied to polypropylene-based composites with CF, and it was found that surface treatment of the fiber with this agent significantly affects the interaction between the fiber and the matrix, as well as the overall properties of the material. Similar studies were carried out in other works [13], where the influence of surface characteristics of short CF and the concentration of modified homopolypropylene on the adhesion between reinforcing fibers and the matrix was analyzed. In the first experiment of the study, a bifunctional group was used to modify long CF, which resulted in improved mechanical strength of polypropylene-based composites reinforced with long CF. In the second, an aminated polyphenylene sulfide composition was used as a compatibilizer in the composites, showing that amination enhances compatibility between the fiber and the matrix and strengthens adhesion at their interface. Additionally, three different polyethylene copolymers were applied as compatibilizers in high-density polyethylene composites reinforced with CF. As a result, it was found that interfacial adhesion depends on the type of copolymer, although the addition of all tested compatibilizers improved the properties compared to the case when they were absent.

Several studies have investigated the influence of different sizing materials (polyurethane, polyamide, polyimide, phenoxy) on the properties of polyamide-based composites reinforced with CF [14–16]. The characteristics of composite materials largely depend on the choice of substances used for CF treatment. In [15], an isocyanate-modified epoxy emulsion and a silane coupling agent were applied for the preparation of CF in PA6-based composites. The use of coupling agents and compatibilizers significantly improves the quality of bonding between the fibers and the matrix, although in certain cases, such as with UHMWPE composites (Ultra-High Molecular Weight Polyethylene), such improvement is not observed.

In the study [17], composites based on PPEK and CF were synthesized, using PPEK as a sizing material for CF at three different

concentrations (0.1, 0.5, and 1 wt.%). It was established that sized CF exhibited better compatibility with PPEK compared to untreated fibers, which was confirmed by contact angle measurements.

Acid treatments have also been applied to improve the interfacial properties of CFRTP composites. In the study [18], chemical interaction between HDPE and CF was reported without the use of an additional coupling agent. It was found that a significant increase in fracture strain, flexural modulus, and flexural strength was observed with an increasing number of CF layers in the composites. The reason for the better compatibility of nitric acid-treated fiber with the HDPE matrix was that the hydrophilic carboxyl group of benzoic acid reacted with the hydroxyl groups of the treated fiber. This contributed to improved interaction with the polyethylene matrix, which in turn enhanced the interfacial interaction between UHMWPE and CF after acid treatment. In the study [19], CF was treated with nitric acid and then incorporated into polyoxymethylene composites. After such treatment, an increase in the number of active functional groups, higher surface roughness, and a greater fraction of amorphous carbon were observed on the fiber surface.

Studies [11, 20] conducted by different research groups demonstrate the effectiveness of plasma treatment in improving the properties of CF-based composites. These investigations revealed that plasma surface modification of CF increases the number of functional groups, which positively influences the interfacial adhesion in PC/CF composites. Oxygen and helium treatments under atmospheric pressure enhance the interfacial properties of PA6/CF composites by increasing oxygen concentration, roughness, and surface energy of CF. Microwave plasma treatment of CF improves the mechanical bonding with the cyclic butylene terephthalate (CBT) matrix in CFRTP composites. Research on the treatment of RCF in dry air and CO₂ highlighted the importance of gas type and treatment duration in achieving optimal adhesion.

The study [21] established that radiation exposure positively influences the adhesion between CF and high-density polyethylene (HDPE), while also altering the surface properties of HDPE/CF composites. This improvement is achieved through two key effects of irradiation: first, the cross-linking of the thermoplastic resin, which enhances load transfer to CF, and second, the formation of surface functional groups that facilitate fiber-matrix interfacial interactions.

The application of surface coatings is also employed to enhance adhesion between different phases. For instance, nickel plating of CF has been shown to improve their properties and interfacial adhesion, as reported in study [22]. However, this technique may lead to corrosion due

to the electrical conductivity and chemical characteristics of the CF surface. In contrast, in study [6], a nickel coating was applied to investigate the orientation of CF in thermoplastic composites.

To strengthen the bonding between CF and thermoplastic matrices, surface modification of CF through nanoparticle grafting is applied. As reported in study [23], a significant improvement in the interfacial properties of PES/SCF composites was observed after CF treatment with graphene oxide. The deposition of carbon nanotubes and graphene oxide onto CF was investigated. It was demonstrated that this treatment enhanced adhesion, surface roughness, and wettability. These modifications facilitate the formation of stronger bonding with the PI matrix through the creation of hydrogen bonds and mechanical interlocking.

Conclusions

The progress in the development of carbon fiber-reinforced thermoplastic polymers (CFRTP) has been examined with the aim of improving service and performance properties. The high efficiency of CFRTP holds strong potential for future research, as the integration of CF as a reinforcing element provides significant improvements in composite characteristics compared to pure thermoplastic matrices, thereby opening new prospects for the application of CFRTP in various industrial fields.

The quality of composites is shaped by a variety of interrelated factors. These include the manufacturing method, the adjustment of technological parameters, the selection of the thermoplastic matrix, the type and spatial orientation of CF, their concentration, size, and surface treatment methods. These elements directly influence the bonding strength between fibers and the polymer, as well as how well the fibers are distributed within the matrix. As a result, these interactions determine the mechanical properties and operational performance of the final material.

To achieve better adhesion between CF and the thermoplastic matrix, surface modification of CF is required. The application of chemical or physical modification methods strengthens the bond between the filler and the matrix, which has a positive effect on the mechanical properties of the composite compared to composites with untreated fibers.

References

1. Park, S. J., & Heo, G. Y. (2015). Precursors and manufacturing of carbon fibers. In *Carbon Fibers* (Vol. 210, pp. 31–66). Springer
2. Rajak, D. K., Pagar, D. D., Menezes, P. L., & Linul, E. (2019). Fiber-reinforced polymer composites: Manufacturing, properties, and applications. *Polymers*, 11(10), Article 1667.
3. Yao, S.-S., Jin, F.-L., Rhee, K.-Y., Hui, D., & Park, S.-J. (2018). Recent

advances in carbon-fiber-reinforced thermoplastic composites: A review. *Composites Part B: Engineering*, 142, 241–250.

4. Schuster, J., Heider, D., Sharp, K., & Glowania, M. (2008). Thermal conductivities of three-dimensionally woven fabric composites. *Composites Science and Technology*, 68(9), 2085–2091.

5. Alarifi, I. M., Alharbi, A., Khan, W. S., & Rahman, S. (2016). Mechanical and thermal properties of carbonized PAN nanofibers cohesively attached to surface of carbon fiber reinforced composites. *Macromolecular Symposia*, 365(1), 140–150.

6. Ogasawara, T., Ishida, Y., & Ogura, K. (2015). The Ni-plated carbon fiber as a tracer for observation of the fiber orientation in the carbon fiber reinforced plastic with X-ray CT. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 73, 192–199.

7. Kishi, H., Nakao, N., Kuwashiro, S., & Matsuda, S. (2017). Carbon fiber reinforced thermoplastic composites from acrylic polymer matrices: Interfacial adhesion and physical properties. *eXPRESS Polymer Letters*, 11(4), 334–342.

8. Jawaid, M., & Thariq, M. (2016). Carbon fiber-reinforced polymer composites: Preparation, properties and applications. Springer

9. Fitzer, E., & Manocha, L. M. (1998). Fabrication and properties of carbon fibers. Springer Science & Business Media.

10. Pimenta, S., & Pinho, S. T. (2013). Effect of coupling agents on reinforcing potential of recycled carbon fibre for polypropylene composite. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 45, 98–109.

11. Park, S. J., & Kim, B. J. (2014). Design of microwave plasma and enhanced mechanical properties of thermoplastic composites reinforced with microwave plasma-treated carbon fiber fabric. *Composites Part B: Engineering*, 60, 64–69.

12. Yamamoto, T. (2016). Controlling of the interfacial shear strength between thermoplastic resin and carbon fiber by adsorbing polymer particles on carbon fiber using electrophoresis. *Polymer Composites*, 37(2), 520–526.

13. Han, S.H.; Oh, H.J.; Kim, S.S. Evaluation of fiber surface treatment on the interfacial behavior of carbon fiber-reinforced polypropylene composites. *Compos. Part B Eng.* 2014, 60, 98–105.

14. Koyanagi, J., & Okabe, T. (2014). Effects of sizing materials on the properties of carbon fiber-reinforced polyamide 66 composites. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 63, 88–96.

15. Luo, Q., Li, M., & Yang, J. (2014). Preparation and performance of long carbon fiber reinforced polyamide 6 composites injection-molded from core-shell structured pellets. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 66, 209–216.

16. Tang, X., Huang, B., & Zhang, J. (2015). Short carbon fiber reinforced polycarbonate composites: Effects of different sizing materials. *Polymer Composites*, 36(11), 2068–2076.

17. Shi, J., Liu, Z., & Chen, J. (2020). Generating short carbon fiber polyamide-6 composites from continuous carbon fiber: A preliminary examination of surface treatment and sizing effects. *Composites Part B: Engineering*, 197,

108168.

18. Singh, S., & Samal, S. K. (2016). 2D carbon fiber reinforced high density polyethylene multi-layered laminated composite panels: Structural, mechanical, thermal, and morphological profile. *Journal of Composite Materials*, 50(19), 2661–2673.

19. Wu, C., & Zhang, J. (2015). The mechanical and tribological properties of nitric acid-treated carbon fiber-reinforced polyoxymethylene composites. *Tribology International*, 82, 52–59.

20. Donnet, J. B., & Bansal, R. C. (1991). Effects of plasma oxidation on the surface and interfacial properties of carbon fibres–polycarbonate composites. *Composites Science and Technology*, 42(1–3), 133–149.

21. Huang, Y., Xu, Y., & Li, L. (2020). Synergetic effect of cross-linking and interfacial interaction in carbon fiber reinforced thermoplastic to enhance its tensile strength by electron-beam irradiation. *Composites Part B: Engineering*, 194, 108037.

22. Kim, H. M., Lee, J., & Joo, J. (2002). Electrical and shielding properties of ABS resin filled with nickel-coated carbon fibers. *Journal of Applied Polymer Science*, 85(3), 574–585.

23. Wang, C.-C., Zhao, Y.-Y., Ge, H.-Y., & Qian, R.-S. (2016). Enhanced mechanical and thermal properties of short carbon fiber reinforced polypropylene composites by graphene oxide. *Polymer Composites*, 39(2), 405–413.

В. В. Вишневецький¹, аспірант, ORCID 0009-0000-2516-4261

¹ НТУ «Дніпровська політехніка»

* Автор для листування: vyshnevetskyi.v.v@nmu.one

ВПЛИВ МОДИФІКАЦІЙ ПОВЕРХНІ ВУГЛЕЦЕВОГО НАПОВНІЮВАЧА НА МІЖФАЗНУ АДГЕЗІЮ В ТЕРМОПЛАСТИЧНИХ КОМПОЗИТАХ CFRTР. (ОГЛЯД)

Анотація. Вступ. Вуглецево-волоконні композити з термопластичними матрицями (CFRTP) посідають особливе місце серед сучасних конструкційних матеріалів завдяки унікальному поєднанню високої питомої міцності, корозійної стійкості та можливості вторинної переробки. *Актуальність.* Їх використання набуває актуальності в авіаційній, автомобільній, енергетичній та медичній галузях, де висувуються підвищені вимоги до зносостійкості, довговічності та технологічної керованості процесів виготовлення. Проте однією з ключових науково-технічних проблем залишається забезпечення належного рівня міжфазної адгезії між вуглецевим волокном (CF) і полімерною матрицею, що визначає комплекс механічних характеристик та функціональну надійність готового матеріалу. *Мета:* аналіз літературних джерел та систематизація даних щодо сучасних методів обробки поверхні вуглецевого волокна-наповнювача CFRTP, яку проводять для покращення адгезії армуючого компонента з матричним термопластиком. *Результати.* У

роботі окреслено проблему недостатньої адгезії через різницю у полярності матеріалів та проаналізовано сучасні підходи до модифікації поверхні CF: хімічні (кислотна, силанова, ізоціанатна, радіаційна обробка), фізичні (плазмова, мікрохвильова, покриття металами, застосування наноструктурних покриттів), а також використання сумісників та агентів зв'язування (МАРР, РРЕК, кополімери). Показано, що такі методи суттєво підвищують адгезію на межі волокно–матриця, що сприяє покращенню механічних властивостей CFRTP-композитів і розширює їхні можливості для інженерних застосувань. Окремо охарактеризовано закономірності взаємодії поверхнево модифікованих волокон із такими матрицями, як поліамід-6, полієфірефіркетон (РЕЕК) та поліпропілен, які демонструють різний рівень змочуваності та термомеханічної сумісності. *Висновок.* Спеціалізовані технологічні підходи на основі фізичних або хімічних методів дозволяють підвищити адгезію між матрицею та наповнювачем в CFRTP, що дозволить покращити властивості композиту та розширить можливості його промислового застосування.

Ключові слова: термопластичний композит, вуглецеве волокно, межа, поверхнева обробка, модифікація поверхні, адгезія.

Посилання для цитування: Вишневецький В. В. Вплив модифікації поверхні вуглецевого наповнювача на міжфазну адгезію в термопластичних композитах CFRTP. (Огляд). *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії*. 2025. Вип. 39. С. 285-295. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2025-39-17>

Рукотис надійшов до редакції / Received 06.08.2025

Рекомендовано до друку / Accepted 21.10.2025

УДК 669.017.15:620.18

К. О. Черноіваненко^{1,*}, к.т.н., доцент, ORCID 0000-0003-1613-7784**К. І. Узлов**¹, д.т.н., професор, ORCID 0000-0003-0744-9890**Є. Л. Повзло**¹, ORCID 0009-0008-1432-8003¹ Український державний університет науки і технологій* Автор для листування: k.o.chornoivanenko@ust.edu.ua

ВПЛИВ ДЕФОРМАЦІЇ НА ФОРМУВАННЯ КОМПОЗИТНОЇ СТРУКТУРИ ПРИ НАВУГЛЕЦЮВАННІ ХРОМИСТОЇ СТАЛІ

Анотація. Вихідний стан феритної матриці хромистої сталі Fe-20% Cr значно впливає на механізми кооперативного розпаду фериту на аустеніт і карбіди під час навуглицювання. У результаті фазового $\alpha \rightarrow \gamma + K$ перетворення формується аустенітно-карбідна композитна структура, подібна до евтектоїдної. Дослідження показали, що деформація зразків перед навуглицюванням призводить до помітного зменшення диференціації в аустенітно-карбідних колоніях. При навуглицюванні сплаву, попередньо деформованого зі ступенем обтиснення 5%, зерна навуглицюваного шару дрібніші порівняно із литим станом та витягнуті в напрямку дифузії вуглецю. Збільшення ступеня обтиснення до 50% перед навуглицюванням підсилює особливості формування аустенітно-карбідного шару, описані для навуглицюваного зразка, деформованого зі ступенем обтиснення 5%. Відпал деформованих зразків призводить до утворення вторинних границь, формування великих рівновісних поліедричних зерен незалежно від ступеня попередньої деформації. Досліджено вплив деформації та відпалу на морфологію фронту $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення. Зі збільшенням ступеня деформації викривлення двофазного фронту стає значнішим, рівна поверхня розділу між феритом і аустенітом майже не спостерігається, помітні признаки зародження виступів. Поверхня розділу аустеніт–ферит у зразках, відпалених після деформації зі ступенем обтиснення 5%, здебільшого рівна, однак, після деформації зі ступенем обтиснення 50%, поверхня розділу є нерівною. Показано, при навуглицюванні хромистої сталі, відпаленої після значної деформації, спочатку здійснюється виділення у фериті великих і рідкісних включень рівновісних і огранених карбідів, після чого, фазове перетворення $\alpha \rightarrow \gamma + K$ відбувається частково аномально – з утворенням конгломератних структур, і частково нормально – з утворенням композитних структур. Отримані результати дозволяють оптимізувати параметри хіміко-термічної, механічної та термічної обробки для цілеспрямованого керування мікроструктурою та властивостями хромистих сталей, що є важливим для підвищення їх зносостійкості, міцності та довговічності в умовах експлуатації.

© К. О. Черноіваненко, К. І. Узлов, Є. Л. Повзло, 2025

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

Ключові слова: композитна структура, науглецювання, деформація, дифузія, відпал, хромиста сталь, перекристалізація, фронт перетворення

Посилання для цитування: Черноіваненко К. О., Узлов К. І., Повзло Є. Л. Вплив деформації на формування композитної структури при науглецюванні хромистої сталі. *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії*. 2025. Вип. 39. С. 296-308. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2025-39-18>

Вступ. Композитні матеріали відіграють ключову роль у розвитку сучасного матеріалознавства завдяки своїм унікальним механічним, термічним та хімічним властивостям. Вони широко застосовуються в авіації, автомобілебудуванні, будівництві, електроніці та біомедицині [1, 2].

Композитні матеріали – це багатофазні системи, які складаються з двох або більше компонентів із чітко вираженим розділенням фаз, де кожен компонент зберігає свої фізико-хімічні властивості [3]. Основна мета створення композитів – поєднання позитивних характеристик кожного з компонентів для отримання матеріалу з заданими властивостями, які не можуть бути досягнуті традиційними матеріалами.

У традиційних композиційних матеріалах армуюча фаза (волокна, частинки, пластини тощо) вводиться в матрицю на стадії формування матеріалу як зовнішній компонент. На відміну від цього, *in situ* композиційні матеріали утворюються шляхом реакційного формування армуючої фази безпосередньо в матриці в процесі синтезу або обробки. Це дозволяє значно покращити мікроструктуру матеріалу, забезпечити кращий зв'язок на границі фаз і досягти стабільних експлуатаційних характеристик [4, 5]. *In situ* композиційні матеріали є потужним інструментом у створенні новітніх матеріалів з покращеними властивостями. При виробництві *in situ* композиту можливо отримати заздалегідь визначені механічні та фізичні властивості [6, 7].

Контрольоване односпрямоване затвердіння евтектичного сплаву є класичним прикладом обробки *in situ*. Односпрямоване затвердіння евтектичного сплаву може призвести до розподілу однієї фази у вигляді волокон або пластин в іншій. Структура таких евтектичних сплавів забезпечує їм властивості природного композиту, в якому металева основа армована кристалами карбідів [8].

Хіміко-термічна обробка за постійної температури сприяє багатофазним перетворенням для залізних сплавів, зумовлених дифузійною зміною концентрації [9]. При цьому механізм кооперативного перетворення під час дифузійної зміни подібний до евтектичних або евтектоїдних перетворень.

Мета даної роботи є дослідження впливу вихідної структури матриці

на формування композитних структур при науглецюванні хромистої сталі.

Матеріал і методи дослідження. Матеріалом дослідження слугував феритний залізо-хромовий сплав, що містить 20,02% хрому, 0,04% вуглецю, решта – залізо. Сплав був отриманий шляхом лабораторного виплавлення на основі армко-заліза та чистого хрому.

Для дослідження впливу вихідної структури матриці даного сплаву на перебіг кооперативного розпаду фериту на аустеніт і карбіди, були взяті зразки після деформації і відпалені після деформації.

Деформація здійснювалась методом кування зі ступенями обтиску 5% і 50%.

Відпал зразків після деформації здійснюється в ампулах на протязі 4 годин при температурі 1240 °С в лабораторній печі.

Насичення вуглецем здійснювалось у лабораторній установці в газовому карбюризаторі. Тигель з зразками поміщали в піч, розігріту до температури 1030 °С, з витримкою 20 хвилин. Після цього температуру знижували до 980 °С, і зразки витримували при цій температурі ще протягом двох годин. Подальше охолодження здійснювалось у воді.

Температурний контроль у печі проводився за допомогою термопар типу ПП і електронного потенціометра, а регулювання — за допомогою автоматичного терморегулятора. Коректність температурних показників періодично перевірялась контрольною термопарою та переносним потенціометром. Коливання температури не перевищували ± 10 °С.

Для виявлення початкової мікроструктури зразки піддавались хімічному травленню у реактиві Марбле (4 г CuSO_4 , 20 г HCl , 20 г H_2O). Структуру науглецюваного шару виявляли електrolітичним травленням у 10%-ному водному розчині щавлевої кислоти.

Для ідентифікації карбідів використовували хімічне та електrolітичне забарвлювальне травлення. Хімічне травлення виконувалося в розчині лужного фероціаніду (10 г $\text{K}_3\text{Fe}(\text{CN})_6$, 10 г KOH , 100 мл H_2O). Електrolітичне травлення здійснювалось при напрузі 5 В у 1%-ному розчині хромової кислоти.

Мікроструктурні дослідження проводилися з використанням металографічного обладнання. Аналіз структури шару насичення проводився у подовжньому шліфі.

Результати досліджень та їх обговорення. Дослідний сплав Fe + 20% Cr належить до феритного класу. Мікроструктура вихідних зразків (литих, деформованих і відпалених) складається з зерен фериту та включень карбідів Cr_7C_3 (рис. 1). У литих зразках зерна фериту крупні, рівновісні, розділені хвилястими границями. Карбіди хрому (Cr_7C_3)

рівномірно розподілені у об'ємі зерна (рис. 1 а).

Деформація зразків зі ступенем обтиснення 5% не призводить до помітної зміни форми зерен, однак змінюється розташування карбідів у зернах. Вони формуються в лінії, витягнуті у напрямку деформації (рис. 1 б).

При деформації зі ступенем обтиснення 50% форма зерен змінюється: зерна витягуються вздовж напрямку деформації. Лінії карбідів орієнтовані в тому ж напрямку (рис. 1 в).

Відпал зразків після деформації спричиняє утворення вторинних меж, формування великих рівновісних поліедричних зерен (рис. 1 г, д). Карбіди хрому рівномірно розподілені в об'ємі зерна. Їх більше у зразках зі ступенем деформації 5%.

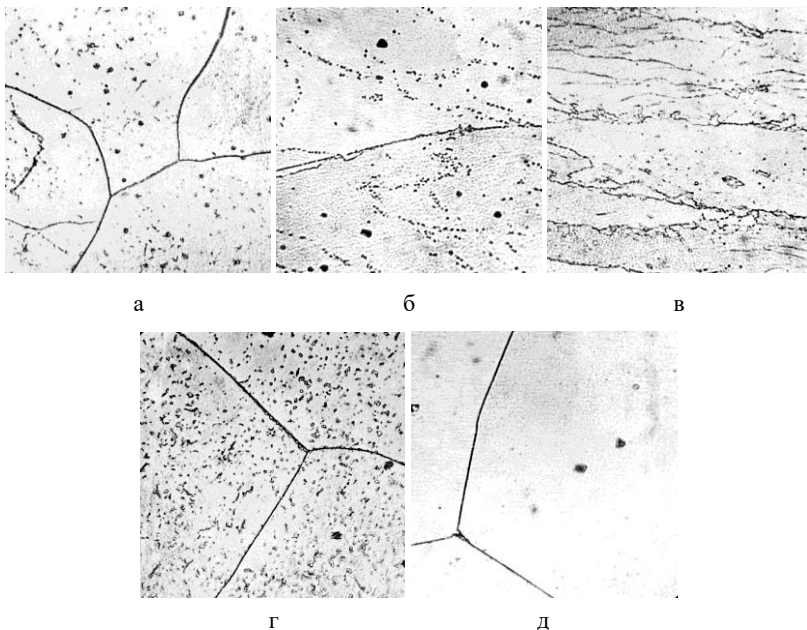


Рисунок 1 – Вихідна мікроструктура сплаву Fe-Cr: а – литий стан, б – деформація зі ступенем обтиску 5%, в – деформація зі ступенем обтиску 50%, г – відпалювання після деформації зі ступенем обтиску 5%, д – відпалювання після деформації зі ступенем обтиску 50%; $\times 400$.

Для дослідження впливу вихідної структури матриці на формування колоніальних структур під час науглецювання були використані зразки залізо-хромового сплаву однакового хімічного складу, але з різним станом матриці, що досягалося шляхом попередньої деформації з

різними ступенями обтиснення та наступного відпалу. Мікроструктурні дослідження деформованих і відпалених зразків після науглецювання проводилися у порівнянні зі структурою науглецьованого шару литих зразків.

Дослідження показали, що науглецювання сплаву Fe + 20% Cr у литому стані призводить до кооперативного розпаду фериту на аустеніт і карбіди. У результаті формується аустенітно-карбідна композитна структура, подібна до евтектоїдної (рис. 2).

У приповерхневій зоні науглецьованого шару структура є дрібнозернистою, карбіди орієнтовані в різних напрямках (рис. 2 а). Зі збільшенням тривалості процесу науглецювання під час кооперативного росту аустеніту і карбідів утворюються стовпчасті аустенітно-карбідні агрегати, витягнуті в напрямку дифузії вуглецю (рис. 2 б).

Агрегати складаються з аустенітної матриці, пронизаної пластинчастими та стрижневими волокнами карбідів. Волокна карбідів ростуть перпендикулярно до міжфазної границі аустеніт–ферит і в межах одного зерна розташовуються паралельно одне до одного (рис. 2 в). Механізм структуроутворення при науглецюванні литої хромистої сталі більш детально описано в роботі [10].

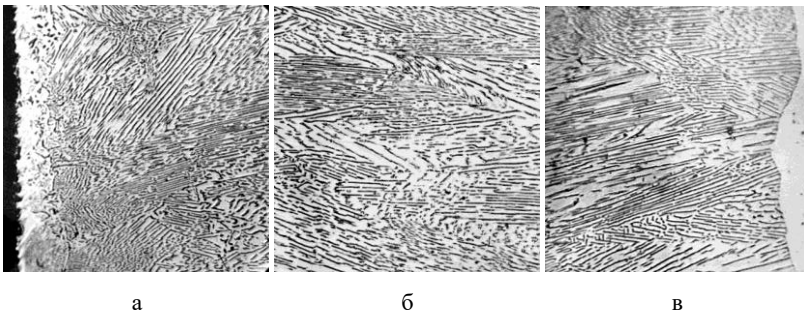


Рисунок 2 - Мікроструктура науглецьованого шару литого сплаву Fe-Cr:

а – початок шару, б – середина шару, в – кінець шару; $\times 400$.

При науглецюванні сплаву, попередньо деформованого зі ступенем обтиснення 5%, при збереженні основних закономірностей утворення аустенітно-карбідної структури, які спостерігались при науглецюванні литого зразка, отримано дещо іншу картину, ніж описану вище.

Аустенітно-карбідний шар починає рости безпосередньо від поверхні зразка (рис. 3 а). Зерна науглецьованого шару дрібніші порівняно із зернами науглецьованого шару литого зразка та витягнуті в напрямку дифузії вуглецю. На певній відстані від поверхні в ділянках

аустенітно-карбідного шару спостерігається ялинкоподібне розташування пластин карбідів (рис. 3 б). Диференціація колоній вища, ніж у науглецьованому шарі литих зразків (рис. 3 в). Як і в попередньому випадку, карбіди ростуть переважно перпендикулярно до границі розділу аустеніт–ферит (рис. 3 г).

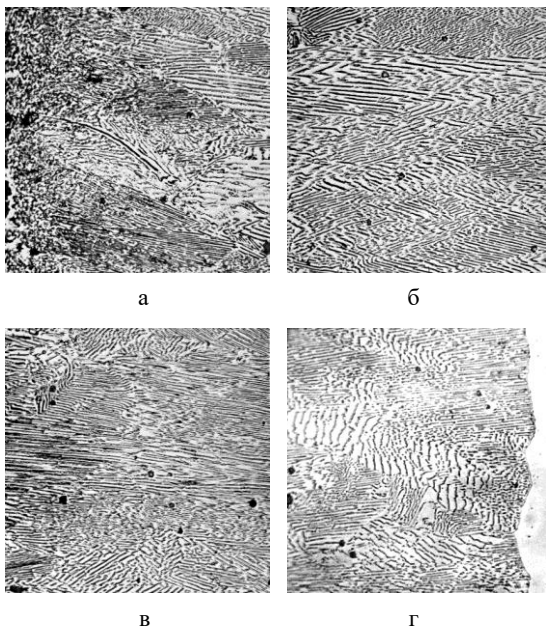


Рисунок 3 – Мікроструктура науглецьованого шару сплаву Fe-Cr, попередньо деформованого зі ступенем обтиску 5%: а – початок шару, б, в – середина шару, г – кінець шару, $\times 400$.

При такій вихідній структурі в зразку після науглецьовання частіше спостерігається викривлена (рис. 4), а не пряма лінія границі двофазного фронту. При цьому пластини, розташовуючись паралельно одна одній у межах одного зерна та залишаючись перпендикулярними до міжфазної поверхні розділу аустеніт–ферит, ростуть під кутом до напрямку науглецьовання. Виступи, що утворюються при викривленні двофазного фронту росту, можуть розвиватися своєю вершиною як уздовж границі колишнього феритного зерна, так і за її межами – вглиб зерна. І в цьому випадку границі колишніх феритних зерен не перешкоджають росту науглецьованого шару.

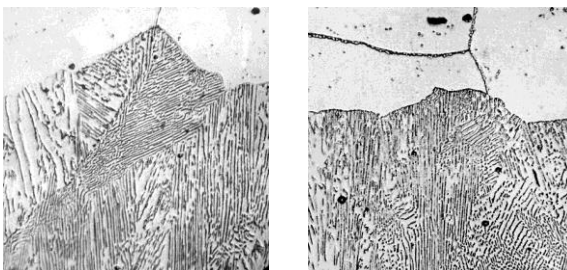


Рисунок 4 – Фрагменти поверхні розділу α - γ в науглецьованому шарі Fe-Cr сплаву, попередньо деформованого зі ступенем обтиску 5%; $\times 400$.

На відстані від суцільного аустенітно-карбідного шару спостерігаються ділянки з колоніальною структурою, оточені зернами фериту (рис. 5).

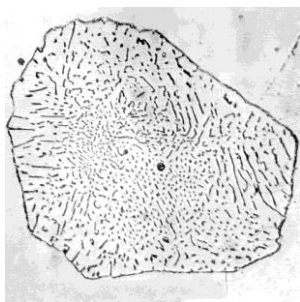


Рисунок 5 – Ділянки з колоніальною структурою в фериті; $\times 400$.

Скупчення надлишкових фаз всередині науглецьованого шару є перешкодою для росту колоній (рис. 6).

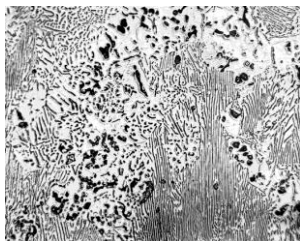


Рисунок 6 – Скупчення надлишкових фаз всередині науглецьованого шару; $\times 400$.

Попередня деформація зразків зі ступенем обтиснення 50% перед науглецюванням лише підсилює всі особливості формування аустенітно-карбідного шару, описані для науглецьованого зразка, деформованого зі ступенем обтиснення 5%.

Аустенітно-карбідний шар починає рости безпосередньо від

поверхні зразка (рис. 7 а). Зерна, в межах яких ростуть аустенітно-карбідні колонії, є дрібнішими (рис. 7 б). Лінія двофазного фронту викривлена: проростання аустенітно-карбідного шару вглиб фериту відбувається у вигляді виступів за рахунок просування їх вершин уздовж границь феритних зерен (рис. 7 в). Рівна поверхня розділу між феритом і аустенітом, паралельна поверхні зразка, спостерігається дуже рідко, і навіть тоді вона має ознаки зароджуваних виступів.

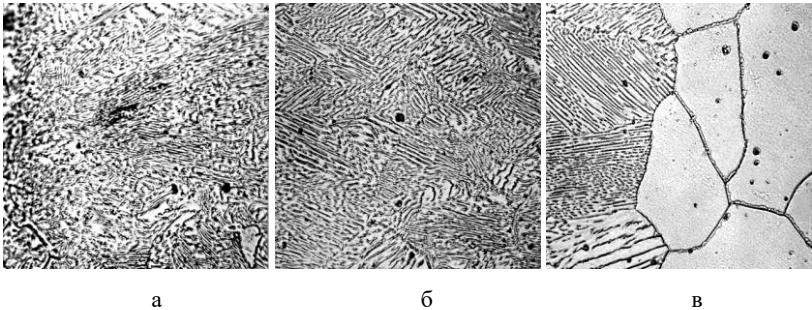


Рисунок 7 – Мікроструктура науглецьованого шару сплаву Fe-Cr, попередньо деформованого зі ступенем обтиску 50%: а – початок шару, б – середина шару, в – кінець шару, $\times 400$

На відстані від суцільного науглецьованого шару також спостерігаються ділянки з аустенітно-карбідною структурою, оточені феритними зернами (рис. 8).

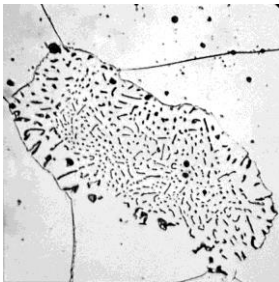


Рисунок 8 – Ділянки з колоніальною структурою в фериті; $\times 400$.

Проводилось також науглецювання зразків, які були відпаленими після деформації. Як зазначалося вище, відпал деформованих зразків призводить до утворення вторинних меж, формування великих рівновісних поліедричних зерен незалежно від ступеня попередньої деформації. Тому структури науглецьованого шару у відпалених зразках є аналогічними.

Аустенітно-карбідні колонії ростуть від поверхні зразка, зерна в

науглецьованому шарі є великими (рис. 9 а, б; рис. 10 а, б). Поверхня розділу аустеніт–ферит у зразках, відпалених після деформації зі ступенем обтиснення 5%, здебільшого рівна (рис. 9 в), хоча в окремих ділянках спостерігаються виступи вздовж границь феритних зерен (рис. 9 г). У зразках, відпалених після деформації зі ступенем обтиснення 50%, поверхня розділу аустеніт–ферит є нерівною (рис. 10 в).

У зразках, відпалених після деформації зі ступенем обтиснення 5% і 50%, спостерігається виділення ділянок аустенітного відманштетта на певній відстані від шару з колоніальною структурою (рис. 11).

У зразку, відпаленому після деформації зі ступенем обтиснення 50%, крім того, спостерігається виділення великих кутових карбідів, які перешкоджають росту колоній (рис. 12).

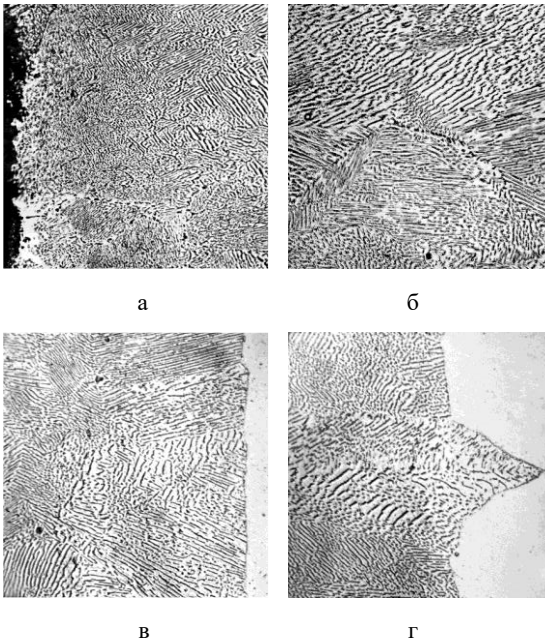


Рисунок 9 – Мікроструктура науглецьованого шару сплаву Fe-Cr, попередньо відпаленого після деформації зі ступенем обтиску 5%: а – початок шару, б – середина шару, в, г – кінець шару, $\times 400$.

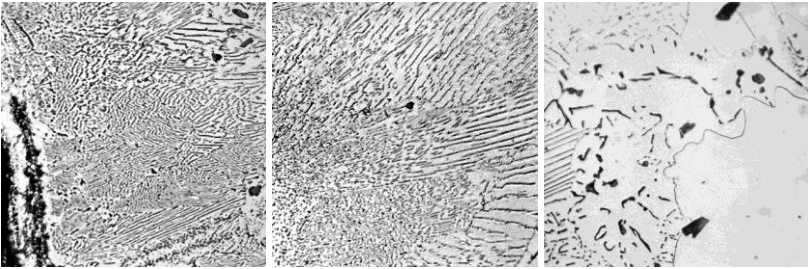


Рисунок 10 – Мікроструктура науглецьованого шару сплаву Fe-Cr, попередньо відпаленого після деформації зі ступенем обтиску 50%: а – початок шару, б – середина шару, в – кінець шару; а, б – $\times 400$, в – $\times 600$.

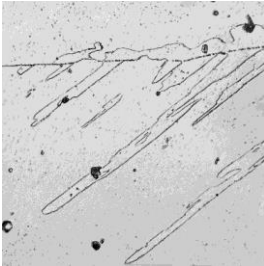


Рисунок 11 – Виділення аустеніту по границях феритних зерен; $\times 400$.

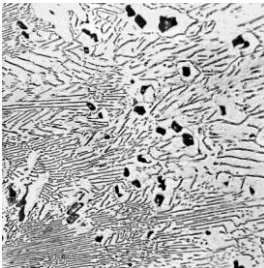


Рисунок 12 – Виділення крупних карбідів в науглецьованому шарі відпаленого зразка; $\times 400$.

Проведене ідентифікаційне травлення карбідів показало, що в науглецьованому шарі досліджуваних зразків відбувається виділення карбиду хрому Cr_7C_3 .

Проведені мікроструктурні дослідження науглецьованого шару сплаву Fe + 20% Cr з різним вихідним станом зразків засвідчили, що під час науглецьовання в дифузійному шарі формується аустенітно-карбідна структура внаслідок кооперативного розпаду фериту на аустеніт і карбіди.

Під час науглецьовання гарячедеформованих (кованих) зразків у

феритній матриці одночасно відбуваються рекристалізаційні процеси та фазові перетворення, спричинені науглецюванням. На початковій стадії науглецювання ферит перебуває в менш стабільному стані, ніж у литих зразках, що призводить до помітного зменшення диференціації в аустенітно-карбідних колоніях.

Вплив ковки та наступного відпалу проявляється через зміну структури феритної матриці. Високі ступені деформації та подальший високотемпературний відпал стабілізують структуру: зерна стають великими рівновісними (0–1 бал), матриця проходить достатню гомогенізацію. Процеси рекристалізації відбуваються настільки повно, що можна очікувати дуже низьку щільність дефектів кристалічної решітки. Такі структурні зміни змінюють термодинамічні властивості фериту: він стабілізується, що призводить до зсуву поверхонь поліморфізму та обмеженої розчинності на діаграмі стану. Ймовірно, поверхня поліморфізму зміщується в бік більшої концентрації вуглецю, а поверхня обмеженої розчинності – навпаки, у бік меншої концентрації. Це призводить до зсуву лінії потрібної рівноваги $\alpha \rightarrow \gamma + K$ у бік нижчих концентрацій легуючого елемента – хрому.

Таким чином, при тих самих температурах науглецювання, за яких у литому сплаві ферит розпадається на аустеніт і карбіди з утворенням композитних структур, науглецювання сплаву, відпаленого після значної деформації, спочатку призводить до виділення у фериті великих і рідкісних включень рівновісних і огранених карбідів, після чого розпад фериту на аустеніт і карбіди відбувається частково аномально – з утворенням конгломератних структур, і частково нормально – з утворенням композитних структур.

Висновки

Досліджено мікроструктуру сплаву Fe – 20% Cr з різним вихідним станом матриці (литий, кований і відпалений) до та після науглецювання. Показано, що під час науглецювання в дифузійному шарі формується аустенітно-карбідна структура внаслідок кооперативного розпаду фериту на аустеніт і карбіди.

Структура аустенітно-карбідних зерен складається з аустенітної матриці, пронизаної пластинами та стрижнями карбідів, витягнутими в напрямку науглецювання.

Дослідження впливу деформації на формування колоніальних структур у науглецьованому шарі сплаву Fe–Cr показало, що деформація призводить до помітного зменшення диференціації в аустенітно-карбідних колоніях.

Вплив ковки та наступного відпалу проявляється через зсув лінії потрібної рівноваги $\alpha \rightarrow \gamma + K$ у бік нижчих концентрацій хрому, що

відображається на мікроструктурі навуглецьованого шару – ферит частково розпадається аномально з утворенням конгломератних структур, а частково – нормально з утворенням колоніальних структур.

Таким чином, стан феритної матриці впливає на розташування та розміри аустенітно-карбідних агрегатів, а також на дисперсність колоній у них.

Перелік посилань / References

1. Gibson, R. F. (2016). *Principles of Composite Material Mechanics*, CRC Press.
2. Chung, D. D. L. (2020). *Composite Materials: Science and Applications*, Springer.
3. Campbell, F. C. (2012). *Structural Composite Materials*, ASM International.
4. Zhang D., et al. (2020). *In-situ fabrication of metal matrix composites: A review*. Journal of Materials Science & Technology, 45, 53–70.
5. Miracle D. B. (2005). *Metal matrix composites – From science to technological significance*. Composites Science and Technology, 65(15–16), 2526–2540.
6. Chawla, N., & Chawla, K. K. (2013). *Metal Matrix Composites*. Springer.
7. Rajan T. P. D., Pillai R. M., & Pai B. C. (2007). *Review: Reinforcement coatings and interfaces in aluminium metal matrix composites*. Journal of Materials Science, 42(9), 2917–2938.
8. Movchan O. V., Chornoivanenko K. O. (2021). *In situ composites: A Review*. Progress in Physics of Metals. 22(1), 58-77. <https://doi.org/10.15407/ufm.22.01.058>
9. Movchan O. V., & Chornoivanenko K. O. (2020). *Utvorennia in situ kompozytiv pry navuhletsyuvanni khromystoi stali, Mizhnarodna naukova konferentsiia Materialy dlia roboty v ekstremalnykh umovakh-10*, Kyiv, 48-51.
10. Chornoivanenko, K. O., & Povzlo, Y. L. (2025). *Formuvannia kompozytynykh struktur pry nasychenni khromovykh stalei vuhletsem, XIX Mizhnarodna konferentsiia Stratehiia yakosti v promyslovosti i osviti*, Dnipro, Zhurfond, 131-138.

K. O. Chornoivanenko^{1,*}, Ph. D. (Tech.), Assoc. Prof., ORCID 0000-0003-1613-7784
K. I. Uzlov¹, D. Sc. (Tech.), Professor, ORCID 0000-0003-0744-9890
Y. L. Povzlo¹, ORCID 0009-0008-1432-8003

¹ Ukrainian State University of Science and Technologies

*Corresponding author: vladimir.antonchik1958@gmail.com

INFLUENCE OF DEFORMATION ON THE FORMATION OF COMPOSITE STRUCTURE DURING CARBURIZING OF CHROMIUM STEEL

Abstract. The initial state of the ferritic matrix in Fe-20% Cr chromium steel significantly affects the mechanisms of cooperative decomposition of ferrite into austenite and carbides during carburizing. As a result of the $\alpha \rightarrow \gamma + C$ phase

transformation, an austenite-carbide composite structure is formed, similar to a eutectoid structure. Studies have shown that deformation of samples prior to carburizing leads to a noticeable reduction in differentiation within austenite-carbide colonies. When carburizing an alloy pre-deformed to a 5% reduction, the grains in the carburized layer are finer compared to the as-cast state and are elongated in the direction of carbon diffusion. Increasing the degree of reduction to 50% before carburizing enhances the features of austenite-carbide layer formation described for the carburized sample deformed to 5%. Annealing of deformed samples results in the formation of secondary boundaries and the development of large equilibrium polyhedral grains, regardless of the degree of prior deformation. The influence of deformation and annealing on the morphology of the $\alpha \rightarrow \gamma$ transformation front was investigated. With increasing deformation, the curvature of the two-phase front becomes more pronounced; a flat interface between ferrite and austenite is almost never observed, and signs of protrusion nucleation are evident. The austenite–ferrite interface in samples annealed after 5% deformation is mostly flat, whereas after 50% deformation, the interface is uneven. It is shown that during carburizing of chromium steel annealed after significant deformation, large and rare equilibrium faceted carbide inclusions are initially precipitated in ferrite, after which the $\alpha \rightarrow \gamma + C$ phase transformation occurs partially abnormally—with the formation of conglomerate structures—and partially normally—with the formation of composite structures. The obtained results enable optimization of chemical-thermal, mechanical, and heat treatment parameters for targeted control of the microstructure and properties of chromium steels, which is important for improving their wear resistance, strength, and durability under operating conditions.

Keywords: composite structure, carburizing, deformation, diffusion, annealing, chromium steel, recrystallization, transformation front.

For citation: Chornoivanenko, K. O., Uzlov, K. I., & Povzlo, Y. L. (2025). Influence of deformation on the formation of composite structure during carburizing of chromium steel. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 39, 296-308. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2025-39-18>

Рукопис надійшов до редакції / Received 19.07.2025

Рекомендовано до друку / Accepted 21.10.2025

УДК 621.376.9:535.551.047:546.241

I. M. Liubeka^{1,*}, Head of Production Department, ORCID 0009-0005-2440-5496**K. V. Agarkov**¹, Crystal Growth Operator, ORCID 0000-0002-3418-3664¹LLC "Crys-Teh", Ukraine*Corresponding author: i.liubeka@crys-teh.com

ACOUSTO-OPTIC DEVICES BASED ON TeO₂ CRYSTALS: SPACE SPECTROMETRY, MEDICINE, AND QUANTUM SYSTEMS. (REVIEW)

Abstract. Tellurium dioxide (TeO₂, paratellurite) remains a key material in photonics thanks to its high acousto-optic figure of merit, birefringence, and wide transparency. Devices based on TeO₂ - modulators, deflectors, and tunable filters - are widely used for beam control, spectral selection, and polarization. This review article examines in detail three major domains where TeO₂-based devices have become critical: space spectrometry, medicine, and quantum technologies. In space exploration, acousto-optic tunable filters (AOTFs) fabricated from TeO₂ are implemented in flagship instruments such as ESA's NOMAD on ExoMars, NASA's SuperCam on the Perseverance rover, and China's Chang'e spectrometers. These instruments enable high-resolution, in spectral analyses of planetary surfaces and atmospheres, providing insights into mineralogy, volatiles, and habitability. In the medical domain, Acousto-optic frequency shifters (AOFS) and fiber-based laser Doppler vibrometers exploit TeO₂ to achieve precise, non-invasive measurements of middle ear ossicle vibrations, offering clinicians a novel diagnostic tool in otology. These systems, benefiting from the safety and versatility of telecom-band radiation, illustrate how AO devices can address unmet clinical needs. The translation of TeO₂-based devices into medicine highlights the interdisciplinary role of acousto-optics, bridging physics, engineering, and healthcare. Quantum technologies represent perhaps the most transformative frontier. Here, TeO₂-based acousto-optic modulators and deflectors are indispensable for photon-level control: fast frequency shifting, phase stabilization, routing, and generation of spatial modes of light. Their ability to integrate into bi-frequency interferometers and multi-channel quantum networks places them at the foundation of the emerging quantum internet, quantum communication protocols, and scalable quantum computing. Overall, such promising application areas require not only scaling up crystal production but also continuous improvement of their quality. The purpose of this review is to demonstrate concrete examples of how TeO₂ devices are applied across such diverse fields, underlining their continued importance for next-generation photonics.

© I. M. Liubeka, K. V. Agarkov, 2025



Ця стаття відкритого доступу за ліцензією CC BY-NC-ND 4.0

<https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/legalcode.uk>

Keywords: tellurium dioxide, acousto-optic devices, acousto-optic tunable filter, acousto-optic modulator, acousto-optic frequency shifters, space spectrometry, quantum communication, quantum interferometry.

For citation: Liubeka, I. M., & Agarkov, K. V. (2025). Acousto-optic devices based on TeO₂ crystals: space spectrometry, medicine, and quantum systems. (Review). *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 39, 309-324. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2025-39-19>

Introduction

Single crystals of tellurium dioxide (TeO₂, paratellurite) have remained a mainstay of applied photonics for more than half a century [1]. The combination of high birefringence, a strong photoelastic response, and low acoustic velocities yields one of the best acousto-optic figures of merit [1]. As a result, large diffraction efficiencies and wide optical apertures can be achieved with modest RF power - critical for modern laser systems without compromises in stability, footprint, or power consumption.

Today, devices based on TeO₂ single crystals underpin an ecosystem of components: acousto-optic modulators (AOMs) [2] and deflectors (AODs) [2] for controlling beam intensity, frequency, and direction; acousto-optic tunable filters (AOTFs) [3] for non-mechanical spectral selection; and polarization prisms and polarizers exploiting natural birefringence. These elements are integrated into solid-state and fiber lasers (Q-switching, pulse picking, frequency shifting) [4], beam-positioning and scanning systems, and advanced spectral-imaging platforms - from hyperspectral cameras to spectroscopic modules used in materials science, biomedical diagnostics, and cultural-heritage studies [5].

Applications in spectral imaging are progressing particularly rapidly. AOTF cameras provide continuous, rapid wavelength tuning with no moving parts, enabling acquisition of data cubes with high repeatability and compact optics. In active-imaging lidar, this capability enables simultaneous ranging and spectral discrimination of targets; in art conservation, it supports mapping of pigments and degradation products; and in chemical and biomedical diagnostics, it enables fast, selective analyses without sample preparation. In optoelectronics and quantum technologies, TeO₂-based AOMs/AODs remain standards for frequency shifting, phase stabilization, and beam routing down to the single-photon regime [2, 6].

Space spectrometry

The acousto-optic tunable filter (AOTF) is an electronically tunable dispersive optical device without any moving parts. It can change the wavelength of the output diffracted light by controlling the input radio frequency (RF) [7]. Harris and Wallace first proposed a collinear AOTF in

1969 [8]. In 1974, Chang et al. used TeO_2 to construct a noncollinear AOTF [9], which overcame the drawbacks of the collinear AOTF in terms of limited crystal availability and complicated design. In 1987, an AOTF spectrometer was used for ocean observations in the Soviet satellite "Ocean-O1-N2" [10]. In 2003, the SPICAM instrument onboard the European Space Agency's Mars Express mission realized the first deep space application of AOTF for Martian atmospheric analysis (SPICAM IR Spectrometer) [11].

Recent decades AOTF-based spectrometers have been successfully integrated into flagship projects such as the Chinese Chang'e lunar program (VNIS and LMS instruments), ESA's ExoMars Trace Gas Orbiter (NOMAD spectrometer), and NASA's Mars 2020 Perseverance (SuperCam) [12, 13, 14]. These instruments have demonstrated the ability of AOTFs to perform in situ spectral measurements directly on extraterrestrial surfaces, enabling mineralogical mapping, water and hydroxyl detection, and atmospheric gas analysis with high spectral resolution and robustness.

The SuperCam infrared spectrometer operates by scanning the entire spectral range with an Acousto-Optic Tunable Filter (AOTF), building on the successful heritage of the AOTF used in the SPICAM instrument [14, 15]. The AOTF functions by diffracting incident light through traveling acoustic waves generated in a birefringent tellurium dioxide (TeO_2) crystal by an electro-acoustic transducer. According to Bragg diffraction theory, the acoustic wavefront acts like a dynamic thick grating: when the phase-matching condition is satisfied, a single monochromatic diffracted beam emerges, deviated from the main undiffracted polychromatic beam. The central wavelength of the diffracted beam is directly determined by the acoustic wave frequency (set by the RF driving signal), while the spectral bandwidth depends on the geometry of the crystal [16].

Because TeO_2 is birefringent, the interaction generates two symmetric pairs of beams: an ordinary (o-ray) and an extraordinary (e-ray), each producing diffracted and undiffracted outputs (fig. 1).

These pairs have identical spectral properties but are orthogonally polarized. In the SuperCam spectrometer, the undiffracted zero-order beam is suppressed in a light trap, while the e-ray and o-ray beams are separated and directed to two individual photodiodes via dedicated ZnSe optics (fig. 2).

The optical train of the instrument consists of:

- an entrance aperture illuminated by the MU telescope, defining the spectrometer's field of view,
- a folding mirror and a ZnSe collimator lens,
- the AOTF crystal itself,
- a ZnSe objective lens that focuses the three AOTF outputs (with the zero-order trapped, and the e- and o-rays transmitted),

- two photodiodes, each with a ZnSe relay lens imaging the entrance aperture onto the detector. The e-ray beam path is folded before reaching its photodiode.

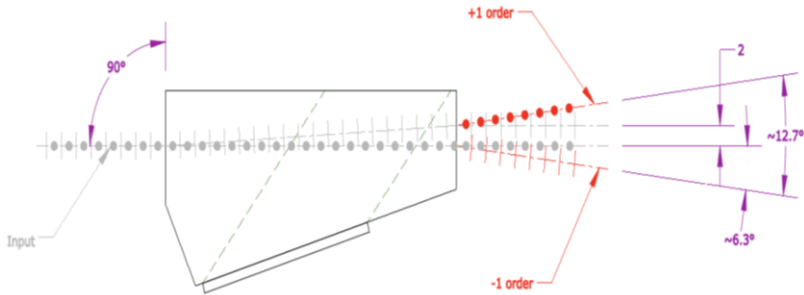


Figure 1. Schematic diagram presenting the AOTF diffraction principle. The +1-order stands for the o-order, while the -1-order stands for the e-order. The beam labelled 2 represents the undiffracted beam. ©Gooch & Housego [16].

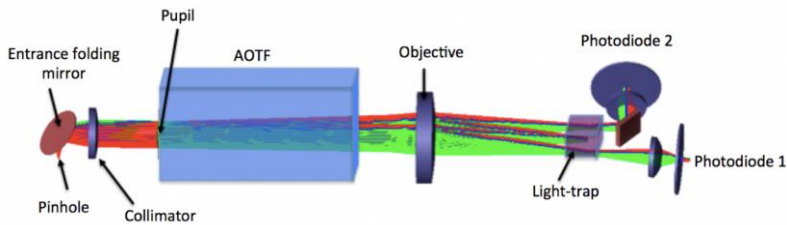


Figure 2. Optical design of the SuperCam infrared spectrometer [16].

The AOTF is the core component of the spectrometer and was designed and built by Gooch & Housego (Ilminster, UK). It weighs 84 g and was engineered to stabilize the two polarized diffracted outputs at ± 3 mrad across the full RF frequency range. The angular separation between the diffracted orders and the zero-order is greater than 6° , while the zero-order beam is kept within 0.5° of the input direction to allow efficient trapping and minimize stray light inside the IRBOX. The device supports a maximum acceptance angle of 4° for the incoming beam. Extensive qualification tests confirmed that these specifications are met under representative operational conditions.

The SPICAM IR Spectrometer was equipped with a TeO_2 AOTF aperture of $3.6 \times 3.6 \text{ mm}^2$, $\pm 3.5^\circ$ [11]. In contrast, the later NOMAD spectrometer featured two channels with apertures of 5 mm and 15 mm $\pm 3^\circ$ and $\pm 2.15^\circ$ respectively [14].

Next-generation spectrometers were being designed as part of NASA Ames's contribution to Artemis - specifically under the Near Infrared Volatiles Spectrometer System (NIRVSS), aimed at detecting volatiles in the near-IR and mapping water-bearing minerals on the Moon.

However, in 2025 the manufacturer reported that the NASA spaceflight program for which Brimrose had been named a contractor was canceled. By then, the company had already built four customized AOTF spectrometers; all had passed rigorous testing and were space-qualified to search for hydroxyl crystals on the lunar surface. The first of these instruments was launched into space, but due to rocket technical problems it never reached the Moon [17].

Meanwhile, China has been rapidly expanding its own line of AOTF spectrometers within the Chang'e program, advancing capabilities for remote sensing of volatiles and minerals.

The Chinese Chang'e Project has implemented three AOTF spectrometers for in situ spectral measurement of the lunar surface: the visible and near-infrared imaging spectrometers (VNIS) onboard Chang'e-3 (2013) [18] and Chang'e-4 (2018) [19] unmanned lunar rovers and the lunar mineralogical spectrometer (LMS) onboard Chang'E-5 (2020) [20]. VNIS onboard Chang'e-3 was the first instrument to realize in situ imaging spectral measurement of the lunar surface. The main objectives of the mission are to perform visible and near-infrared spectral imaging (400-900 nm) and short-wave infrared spectral measurements (900-2400 nm) of the lunar surface targets. The VNIS can obtain spectral and geometric imaging data of objects on the lunar surface. The mission also focused on accomplishing in situ analyses of the mineral composition, content (abundance), and chemical composition of probe sites in the patrol area. A specific performance comparison of the instruments is listed in table 1.

Table 1. Main performance parameters of VNIS and LMS [12].

Parameters	VNIS/Chang'e-3		VNIS/Chang'e-4		LMS/Chang'e-5	
	VIS-NIR	SWIR	VIS-NIR	SWIR	VIS-NIR	IR
Spectral coverage/nm	449–950	900–2400	450–950	900–2400	480–1450	1400–3200
Spectral resolution/nm	2–7	3–12	2.4–6.5	3.6–9.5	2.4–9.4	7.6–24.9
FOV/deg	8.5×8.5	ø 3.6	8.5×8.5	ø 3.6	4.17×4.17	4.17×4.17
Effective pixels	256×256	1	256×256	1	256×256	1
Quantization/bits	10	16	10	16	10	16
Sampling interval/nm	5	5	5	5	5	5

Direct public data on the crystal apertures used in these AOTF filters are not available. Nevertheless, from the reported instrument geometry and ancillary specifications, the optical aperture can be inferred to be on the order of 20-25 mm in diameter.

To maximize the usable tuning range on a single crystal, these projects employed a dual-transducer architecture. Because broadband operation of a tunable filter is ultimately limited by the difficulty of maintaining optimal electrical-acoustic matching between the RF driver and a single piezoelectric transducer across the entire band, the RF spectrum was partitioned into two sub-bands. Two distinct piezoelectric transducers were bonded to the same TeO₂ crystal, each impedance-matched and optimized for its respective sub-band. This configuration (See fig. 3) enables near-continuous spectral coverage while preserving diffraction efficiency and optical throughput, and it mitigates drive-power penalties and performance roll-off that typically appear when a single transducer is forced to operate over a very wide frequency range.

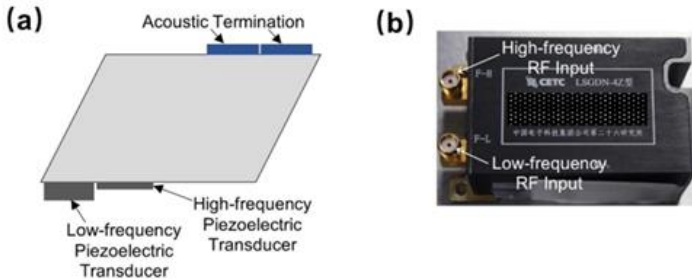


Figure 3. AOTF used on VNIS. (a) Main structure of the AOTF;
(b) The physical object of AOTF [12].

Such engineering choices further underscore China's emergence as a global leader in AOTF-based space spectrometry - advancing the field program-by-program - in contrast to the period marked by proposed funding reductions to comparable NASA efforts under the Trump administration.

Medicine

Another cutting-edge medical application of acousto-optic devices employs a different instrument class - the acousto-optic frequency shifter (AOFS).

AOFS are devices that shift the frequency of incident light by an amount equal to the applied RF drive frequency. Standard models typically provide frequency shifts above 300 MHz, available as compact low-power modules with an integrated RF driver, while custom designs can reach up to 600 MHz.

The frequency shift is generated through the anisotropic interaction of the slow shear acoustic mode in TeO₂. In this process, the undiffracted input beam and the frequency-shifted diffracted beam emerge with orthogonal polarizations. By placing an external polarizer after the AOFS, a high extinction ratio can be achieved between the shifted and unshifted beams, which is crucial for suppressing light leakage and preventing interference effects. The extinction ratio itself depends on the quality of the external polarizer rather than the AOFS.

Typical AOFS devices are highly efficient, requiring very low drive power (often below 100 mW) to produce the desired frequency shift. Designs based on the slow shear mode ensure low power consumption, though they generally exhibit a slower rise time compared to other acousto-optic interactions.

AOFS are traditionally applied in technical fields for precise, non-contact vibration measurements of both machines and large structures. However, in recent years, their use has been expanding beyond engineering, finding increasing applications in medicine as well.

In the article by Polish researchers Fiber-Based Laser Doppler Vibrometer for Middle Ear Diagnostics [4], the authors address one of the key challenges in otology: how to achieve precise measurements of ossicular vibrations when traditional laser Doppler vibrometers (LDVs) require direct line-of-sight and considerable space around the patient's head. They present a fiber-based LDV (FLDV) equipped with a handheld probe (HP), enabling use in confined anatomical regions and during endoscopic procedures. The system merges the benefits of classical vibrometers with the versatility of optical fibers. Only a probe - roughly the size of a surgical scalpel - needs to be positioned in the surgical field, while two optical fibers connect it to the central vibrometer unit, which may be located even outside the operating room.

The concept of an FLDV involves the use of a wavelength at 1550 nm, which is eye-safe radiation, commonly used in telecommunications technologies. A schema of the FLDV is illustrated in Figure 4. The coherent light source is a laser diode pigtailed to a single-mode fiber. The laser beam is then split by coupler 1 into measuring and reference beams in the ratio of 99:1. The reference beam is shifted in frequency, typically by a few tens of megahertz, using an acousto-optic (AO) Bragg shifter. The analyzed object is illuminated pointwise using a collimator (measuring beam). If the object moves, the light scattered from its surface changes frequency due to the Doppler effect. The second collimator introduces part of this scattered radiation into the fiber. The polarization controller allows for improved interference efficiency. Scattered light, which typically exhibits a power 5-6 orders of magnitude lower than the illuminating radiation, is combined with

the reference beam in coupler 2. A coupling ratio was set to 10:90. An erbium-doped fiber amplifier (EDFA) is employed for additional signal amplification before photodetection. This represents a further advantage of using 1550 nm radiation. The interference of the measurement and reference beams on the photodetector results in a frequency-modulated signal with a carrier frequency equal to the frequency of the generator powering the AO shifter.

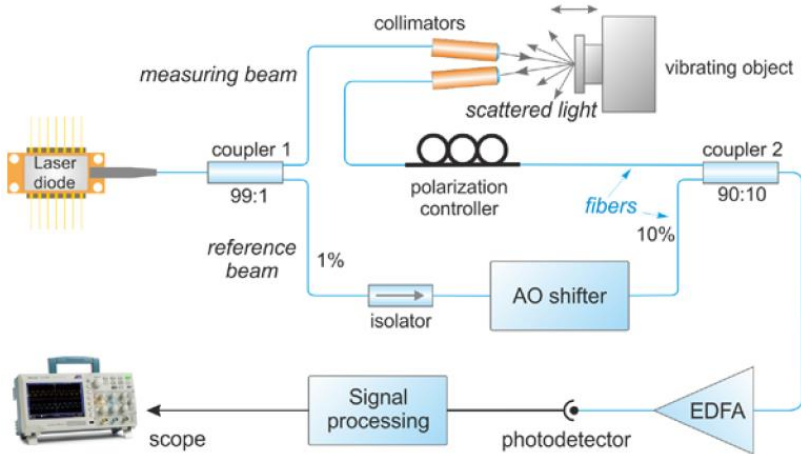


Figure 4. The concept of a fiber-based vibrometer (AO - acousto-optic, EDFA - Erbium Doped Fiber Amplifier, Fibers - standard single mode fibers) [4].

Scattered light, which typically exhibits a power 5-6 orders of magnitude lower than the illuminating radiation, is combined with the reference beam in coupler 2. A coupling ratio was set to 10:90. An erbium-doped fiber amplifier (EDFA) is employed for additional signal amplification before photodetection. This represents a further advantage of using 1550 nm radiation. The interference of the measurement and reference beams on the photodetector results in a frequency-modulated signal with a carrier frequency equal to the frequency of the generator powering the AO shifter.

The heterodyne signal from the photodetector is directed to the signal processing block, which contains the signal conditioner and demodulators (phase or frequency). Following phase or frequency demodulation, a signal with an amplitude proportional to the object's displacement or velocity is obtained, respectively.

The obtained research results served as the basis for conducting vibration tests of the middle ear ossicular chain using FLDV and were presented in detail in paper [22]. The stimulating signal consisted of four component frequencies: 0.5 kHz, 1 kHz, 2 kHz, and 4 kHz, with amplitudes determined

based on the Interacoustic AD629 audiometer (Interacoustic, Middelfart, Denmark) calibrated following ISO 389-1:1998 standards. Figure 5 shows an example of an averaged spectrum for 60 dB HL stimulation measured on a superstructure of the stapes against a noise background (the noise signal was left unfiltered).

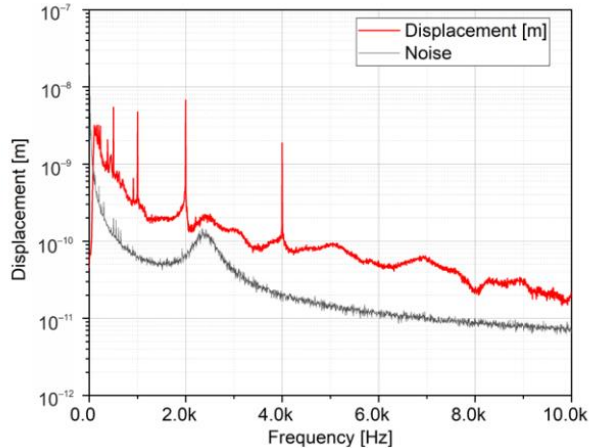


Figure 5. Averaged spectrum for 60 dB HL excitation over noise background [4].

Both the new fiber-based approach and the conventional methods employing the Polytec OFV-534 - the most widely used sensor head in ossicular displacement research [23] - rely on the same core signal-processing element, the AOFS.

Thus, acousto-optic devices are increasingly moving beyond engineering applications and becoming important tools in medical diagnostics. The use of AOFS in fiber-based laser vibrometers enables precise measurement of ossicular vibrations even in complex anatomical conditions, opening new possibilities for otology. At the same time, hyperspectral imaging based on birefringent crystals is rapidly developing, and TeO₂, thanks to its unique properties, can also demonstrate significant advantages in this field.

Quantum systems

In the previous sections, we reviewed the use of TeO₂ acousto-optic crystals in space spectrometry and medical instruments. The next important direction is their role in the rapidly growing field of quantum technologies, a development that is the result of the “second quantum revolution,” which is transforming how we process, transmit, and secure information [23].

In this context, TeO₂-based acousto-optic devices play an enabling role. Acousto-optic modulators (AOMs) and deflectors fabricated from TeO₂ are essential for quantum optics because they provide fast, precise, and low-loss control of photons - the fundamental carriers of quantum information. Their ability to shift frequency, control phase, and dynamically route single photons is critical for several applications:

- Quantum Key Distribution (QKD): QKD protocols require rapid switching between bases. AOMs in TeO₂ offer high-speed modulation with minimal added noise, ensuring high fidelity of quantum states [6].
- Quantum Memories and Repeaters: TeO₂ AOMs are used for optical switching and time-bin encoding, crucial for synchronizing entanglement distribution across long distances [24].
- Quantum Networks: NASA's SCA_N roadmap emphasizes satellite-based links as a backbone of the quantum internet. "A major step forward will be the reliable and long-distance distribution of quantum entanglement, which will enable quantum repeater technology to overcome distance limitations" [23]. TeO₂ devices here can serve as frequency shifters and tunable filters, matching photonic signals across fiber and free-space channels.
- Quantum Computing with Ions or Photons: Multi-channel TeO₂ AOMs allow individual control of ion qubits by frequency and intensity modulation [25], while in photonic quantum processors, they are used for pulse picking and fast optical gating.

The paper of Canadian scientists [6] demonstrates a fast and efficient method for generating and detecting spatial modes of light, crucial for high-dimensional quantum communication and state tomography. Traditional tools like spatial light modulators (SLMs) are limited by refresh rates (~1 kHz). By introducing an acousto-optic modulator (AOM) in a double-pass configuration, the authors achieve mode switching rates up to 500 kHz, vastly outperforming SLM-only systems.

The acousto-optic modulator (AOM) plays a central role in this experiment by enabling both mode generation and mode projection. In the generation stage, the AOM deflects the laser beam according to the applied RF frequency, so that different diffraction angles illuminate separate regions of a static hologram (H1). Each of these regions encodes a distinct spatial mode, for example orbital angular momentum states, which makes it possible to switch rapidly between modes without the need to reprogram the spatial light modulator. The light then enters the AOM (Isomet 1205C-2), which is driven by RF signals with frequencies equally spaced between $\nu_1 = 120$ MHz and $\nu_6 = 70$ MHz, allowing precise steering of the output beam. After generation, the beam is directed to the projection stage, where it passes

through a second hologram (H2) and is analyzed with single-mode fibers and photodiodes. This arrangement enables fast quantum state tomography by projecting unknown states onto mutually unbiased bases at kilohertz rates with an average fidelity of about 97%.

The experimental setup shown in the figure 6 illustrates how the laser and AOM system are integrated. A continuous-wave 532 nm laser is first coupled through optics and directed into the AOM. The RF drive, produced by an arbitrary waveform generator and amplifiers, controls the deflection angles and thereby steers the beam across different regions of hologram H1.

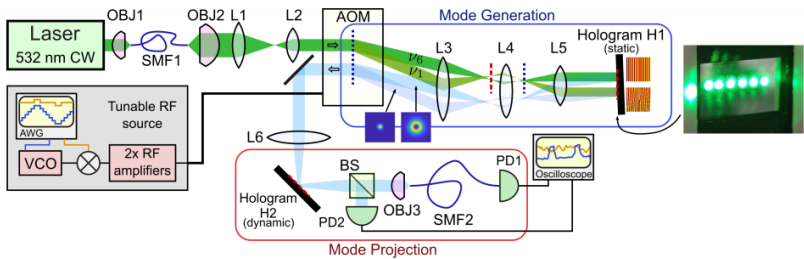


Figure 6. Scheme for rapidly switching between different spatial modes of light by using an AOM as a rapidly steerable mirror to multiplex multiple regions of a static hologram (H1). The generated modes are then analyzed using mode projection with a dynamic hologram (H2) and an SMF. Both holograms are implemented using SLMs. The blue dotted lines show the positions of object planes (near-field) of the AOM, while red dotted lines indicate the positions of the image planes (far field) of the AOM (which are also the object planes for the SLMs). Abbreviations used in the figure: acousto-optic modulator (AOM); beam sampler (BS); objective lens (OBJ); photodiode (PD); single-mode fiber (SMF); voltage-controlled oscillator (VCO) [6].

In the blue path corresponding to mode generation, multiple RF frequencies produce multiple diffraction spots on H1, each associated with a distinct spatial mode. In the red path corresponding to mode projection, the second hologram H2 selects the generated mode and projects it onto a chosen basis for detection by photodiodes PD1 and PD2. The inset photograph with six bright green spots corresponds to the simultaneous illumination of six hologram regions by different RF frequencies, which appear together in the image because the camera integrates over the rapid sub-millisecond switching of the AOM.

In summary, the experiment successfully demonstrated fast switching between six spatial modes at rates up to 500 kHz. With further optimization – such as aligning both passes of the light through the AOM closer to the transducer - switching speeds could exceed 5 MHz. The scalability of the approach can also be enhanced by employing higher-resolution SLMs or

multi-AOM configurations, enabling the generation of up to 100 modes on a single SLM. Moreover, replacing the SLM with a nanofabricated hologram would not only allow multiplexing of thousands of modes but also significantly increase the damage threshold of the device, making the system suitable for high-power and pulsed laser applications.

Chinese researchers from Tianjin University have recently presents the design and experimental demonstration of a high-performance AOM-based bi-frequency interferometer (ABI) [24]. An ABI employs acousto-optic modulators as both frequency shifters and beam splitters/combiners, enabling interference between optical fields of different frequencies. This architecture allows the device to realize either beating interference, where a modulation signal appears due to frequency difference, or beating-free interference with stable phase control. Such flexibility is highly relevant for quantum technologies, where single-photon states must be processed with high visibility and low loss.

The demonstrated ABI achieved an interference visibility of $(99.5 \pm 0.2)\%$ and an optical transmission efficiency of $(95 \pm 1)\%$, significantly surpassing earlier AOM-based interferometric schemes that often exhibited visibilities below 20% [24, 26]. The authors introduced a dithering phase-locking scheme, in which the same AOM used for beam splitting also provided phase modulation. This innovation reduced the number of required optical components and improved overall system efficiency.

The indispensable role of AOMs in this setup arises from their ability to simultaneously provide high-speed frequency shifting, amplitude control, and switching. Within the ABI framework, this enables: bi-frequency coherent combination of quantum states, useful for generating large-scale entanglement; frequency tuning of quantum states, which allows spectral matching between independent quantum systems; and high-isolation optical switching, realized by gating RF signals, which is critical for protecting single-photon detectors and routing fragile quantum states [27].

Conclusions

Tellurium dioxide (TeO_2) remains one of the most versatile and efficient acousto-optic materials, combining high birefringence, strong photoelastic interaction, and low acoustic velocities. As this review has shown, TeO_2 -based devices underpin a wide spectrum of modern applications: from space spectrometry, where AOTF spectrometers enable in situ mineralogical and atmospheric studies on Mars and the Moon; through medicine, where AO frequency shifters are integrated into advanced diagnostic tools such as fiber-based laser Doppler vibrometers; to quantum technologies, where TeO_2 AOMs and deflectors provide unmatched precision in frequency shifting, switching, and photon-level state manipulation.

Across these domains, one clear trend is evident: China has emerged as a global leader in many of the most promising application areas of TeO₂-based devices. The Chang'e lunar program with its VNIS and LMS spectrometers has set benchmarks for in situ planetary spectroscopy, while Chinese groups are at the forefront of developing high-performance interferometric schemes such as the AOM-based bi-frequency interferometer (ABI), achieving near-perfect interference visibility and efficiency for quantum applications. This systematic progress contrasts with the slowdown or cancellation of comparable NASA programs in recent years, further highlighting the momentum of Chinese research and engineering in acousto-optics.

Looking ahead, the unique properties of TeO₂ crystals will continue to drive innovations in hyperspectral imaging, biomedical diagnostics, secure quantum communication, and scalable quantum computing. The combination of advanced crystal growth techniques, well-established device architectures, and continuous breakthroughs in interferometric and multiplexed systems makes TeO₂ a cornerstone material of applied photonics.

References

1. Babachenko, O. I., Liubeka, I. M., Kononenko, G. A., Podolskyi, R. V., Safronova, O. A. & Agarkov K. V. (2024). Obtaining TeO₂ single crystal for acousto-optic applications: raw materials, growth process, and properties. (Review). *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 38, 542-565. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2024-38-542-565>
2. Lim, S., Baek, S., Whitlow, J., D'Onofrio, M., Chen, T., Phiri, S., Crain, S., Brown, K. R., Kim, J., & Kim, J. (2024). Design and characterization of individual addressing optics based on multi-channel acousto-optic modulator for 171Yb⁺ qubits. *arXiv:2402.13560*
3. Chen, Y., Li, W., Hyypä, J., Wang, N., Jiang, C., Meng, F., Tang, L., Puttonen, E., & Li, C. (2021). A 10-nm Spectral Resolution Hyperspectral LiDAR System Based on an Acousto-Optic Tunable Filter. *Sensors*, 19, 1620. <https://doi.org/10.3390/s19071620>.
4. Waz, A. T., Masalski, M., & Morawski, K. (2024). Fiber-Based Laser Doppler Vibrometer for Middle Ear Diagnostics. *Photonics*, 11, 1152. <https://doi.org/10.3390/photonics11121152>
5. Radpour, R., Delaney, J. K., & Kakoulli, I. (2022). Acquisition of High Spectral Resolution Diffuse Reflectance Image Cubes (350–2500 nm) from Archaeological Wall Paintings and Other Immovable Heritage Using a Field-Deployable Spatial Scanning Reflectance Spectrometry Hyperspectral System. *Sensors*, 22, 1915. <https://doi.org/10.3390/s22051915>.
6. Braverman, B., Skerjanc, A., Sullivan, N., & Boyd, R. W. (2020). Fast Generation and Detection of Spatial Modes of Light using an Acousto-Optic Modulator. <https://doi.org/10.1364/OE.404309>
7. Chang, I. C. (1981). Acousto-Optic tunable filters. *Opt. Eng.*, 20, 824–829. <https://doi.org/10.1117/12.7972821>
8. Harris, S. E., & Wallace, R. W. (1969). Acousto-Optic Tunable Filter. *J. Opt.*

Soc. Am., 59, 744–747. <https://doi.org/10.1364/JOSA.59.000744>

9. Chang, I. C. (1974). Noncollinear acoustooptic filter with large angular aperture. *Appl. Phys. Lett.* 25, 370–372. <https://doi.org/10.1063/1.1655512>

10. Pustovoit, V. I., & Pozhar, V. E. (1999). Acousto-optic spectrometers for Earth remote sensing. *Earth Obs. Syst.* 3750, 243–249.

11. Korablev, O., Bertaux, J.-L., Fedorova, A., Fonteyn, D., Stepanov, A., Kalinnikov, Y., Kiselev, A., Grigoriev, A., Jegoulev, V., Perrier, S., et al. (2006). SPICAM IR acousto-optic spectrometer experiment on Mars Express. *J. Geophys. Res.*, 111. <https://doi.org/10.1029/2006JE002696>

12. Li, J., Gui, Y., Xu, R., Zhang, Z., Liu, W., Lv, G., Wang, M., Li, C., & He, Z. (2021). Applications of AOTF Spectrometers in In Situ Lunar Measurements. *Materials*, 14, 3454. <https://doi.org/10.3390/ma14133454>

13. Xu, R., Li, C., Yuan, L., Lv, G., Xu, S., Li, F., Jin, J., Wang, Z., Pan, W., Wang, R., Wang, M., Xie, J., Yang, J., Wang, J., & He, Z. (2022). Lunar Mineralogical Spectrometer on Chang'E-5 Mission. *Space Science Reviews*, 218(41). <https://doi.org/10.1007/s11214-022-00910-6>

14. Neefs, E., Vandaele, A. C., Drummond, R., Thomas, I. R., Berkenbosch, S., Clairquin, R., Delanoye, S., Ristic, B., Maes, J., Bonnewijn, S., Pieck, G., Equeter, E., Depiesse, C., Daerden, F., Van Ransbeeck, E., Nevejans, D., Rodriguez-Gómez, J., López-Moreno, J.-J., Sanz, R., Morales, R., Candini, G. P., Pastor-Morales, M. C., Aparicio del Moral, B., Jeronimo-Zafra, J.-M., Gómez-López, J. M., Alonso-Rodrigo, G., Pérez-Grande, I., Cubas, J., Gomez-Sanjuan, A. M., Navarro-Medina, F., Thibert, T., Patel, M. R., Bellucci, G., De Vos, L., Lesschaeve, S., Van Vooren, N., Moelans, W., Aballea, L., Glorieux, S., Baek, A., Kendall, D., De Neef, J., Soenen, A., Puech, P.-Y., Ward, J., Jamoye, J.-F., Diez, D., Vicario-Arroyo, A., & Jankowski, M. (2015). NOMAD spectrometer on the ExoMars Trace Gas Orbiter mission: Part 1—Design, manufacturing and testing of the infrared channels. *Applied Optics*, 54(28), 8494–8520. <https://doi.org/10.1364/AO.54.008494>

15. Bertaux, J.L., Fonteyn, D., Korablev, O., Chassefière, E., Dimarellis, E., Dubois, J.P., Hauchecorne, A., Cabane, M., Rannou, P., Lvasseur-Regourd, A.C., Cernogora, G., Quemerais, E., Hermans, C., Kockarts, G., Lippens, C., de Maziere, M., Moreau, D., Muller, C., Neefs, B., Simon, P.C., Forget, F., Hourdin, F., Talagrand, O., Moroz, V.I., Rodin, A., Sandel, B., & Stern, A. (2000). The study of the martian atmosphere from top to bottom with SPICAM light on mars express. *Planet. Space Sci.*, 48, 1303–1320. [https://doi.org/10.1016/S0032-0633\(00\)00111-2](https://doi.org/10.1016/S0032-0633(00)00111-2)

16. Fouchet, T., Reess, J.-M., Montmessin, F., Hassen-Khodja, R., Nguyen-Tuong, N., Humeau, O., Jacquino, S., Lapauw, L., Parisot, J., Bonafous, M., Bernardi, P., Chapron, F., Jeanneau, A., Collin, C., Zeganadin, D., Nibert, P., Abbaki, S., Montaron, C., Blanchard, C., Arslanyan, V., Achelihi, O., Colon, C., Royer, C., Hamm, V., Beuzit, M., Poulet, F., Pilorget, C., Mandon, L., Forni, O., Cousin, A., Gasnault, O., Pilleri, P., Dubois, B., Quantin, C., Beck, P., Beyssac, O., Le Mouélic, S., Johnsson, J. R., McConnochie, T. H., Maurice, S., & Wiens, R. C. (2021). The SuperCam Infrared Spectrometer for the Perseverance Rover of the Mars 2020 mission. *Icarus*. Preprint, submitted November 1, 2021. <https://doi.org/10.48550/arXiv.2110.15428>

17. Statement of Brimrose Corporation. Brimrose. URL:

<https://www.brimrose.com/brimrose-statement>

18. He, Z. P., Wang, B. Y., Lv, G., Li, C. L., Yuan, L. Y., Xu, R., Chen, K., Wang, J. Y. (2014). Visible and near-infrared imaging spectrometer and its preliminary results from the Chang'E 3 project. *Rev. Sci. Instrum.*, 85, 083104. <https://doi.org/10.1063/1.4891865>

19. Li, C. L., Xu, R., Lv, G., Yuan, L. Y., He, Z. P., Wang, J. Y. (2019). Detection and calibration characteristics of the visible and near-infrared imaging spectrometer in the Chang'e-4. *Rev. Sci. Instrum.*, 90, 103106. <https://doi.org/10.1063/1.5089737>

20. Xu, R., Li, C., Yuan, L., Lv, G., Xu, S., Li, F., Jin, J., Wang, Z., Pan, W., Wang, R., et al. Lunar Mineralogical Spectrometer on Chang'E-5 Mission. *Space Sci. Rev.* (under review). <https://doi.org/10.1007/s11214-022-00910-6>

21. Masalski, M., Waz, A., Błauciak, P., Zatonski, T., & Morawski, K. (2021). Handheld laser-fiber vibrometry probe for assessing auditory ossicles displacement. *J. Biomed. Opt.*, 26, 077001

22. Peacock, J., Dirckx, J., & Von Unge, M. (2014). Magnetically driven middle ear ossicles with laser vibrometry as a new diagnostic tool to quantify ossicular fixation. *Acta Otolaryngol.*, 134, 352–357.

23. Semenenko, H., Wright, S., Lollie, M., Flórez, J., Hoban, M., & Curchod, F. (2020). Quantum Communication 101. NASA CaN

24. Li, W., Deng, Q., Guo, X., & Li, X. (2023). *An acousto-optic modulator based bi-frequency interferometer for quantum technology*. arXiv:2210.00406v3

25. Lim, S., Baek, S., & Whitlow, J., et al. (2024). *Design and characterization of individual addressing optics based on multi-channel acousto-optic modulator for 171Yb+ qubits*. arXiv:2402.13560v1

26. Mathevet, R., Chalopin, B., Massenot, S. (2020). Single photon beat note in an acousto-optic modulator-based interferometer. *Am. J. Phys.* 88, 313

27. Kawasaki, A. et al. (2022). Generation of highly pure single-photon state at telecommunication wavelength. *Opt. Express*, 30, 24831

І. М. Любека^{1,*}, начальник виробничого відділу

К. В. Агарков¹, оператор з вирощування кристалів

¹ ТОВ «Крис-Тех», Україна

* Автор для листування: i.liubeka@crys-teh.com

АКУСТООПТИЧНІ ПРИСТРОЇ НА ОСНОВІ КРИСТАЛІВ TeO₂: КОСМІЧНА СПЕКТРОМЕТРІЯ, МЕДИЦИНА ТА КВАНТОВІ СИСТЕМИ. (ОГЛЯД)

Анотація. Діоксид телуру (TeO₂, парателурит) залишається ключовим матеріалом у фотоніці завдяки високому акустооптичному показнику якості, сильній двоприменезаломлюваності та широкій прозорості. Пристрої на основі TeO₂ - модулятори, дефлектори та перенастроювані фільтри - широко застосовуються для керування пучком, спектрального відбіру та поляризації. У цьому огляді детально розглянуто три основні напрями, у яких такі пристрої стали критично важливими: космічна спекторметрія, медицина та квантові

технології. У космічних дослідженнях акустооптичні перенастроювані фільтри (AOTF) з TeO_2 інтегровані у провідні наукові інструменти, такі як NOMAD (ESA, ExoMars), SuperCam (NASA, Perseverance), а також спектрометри місії Китаю Chang'e. Ці системи забезпечують високороздільний спектральний аналіз поверхонь і атмосфер планет, розкриваючи інформацію про мінералогію, леткі речовини та потенційну придатність до життя. У медичній сфері акустооптичні частотозсувні пристрої (AOFS) та волоконно-оптичні лазерні доплерівські вібрметри на основі TeO_2 дозволяють здійснювати точні, неінвазивні вимірювання вібрацій слухових кісточок середнього вуха. Такі системи використовуючи безпечне та гнучке телеком-діапазонне випромінювання, відкривають нові можливості в отологічній діагностиці. Використання TeO_2 підкреслює міждисциплінарний характер акустооптики, яка об'єднує фізику, інженерію та медицину. Квантові технології - це, можливо, найперспективніший напрям. Акустооптичні модулятори та дефлектори з TeO_2 є незамінними для керування світлом на рівні окремих фотонів: швидкого частотного зсуву, фазової стабілізації, маршрутизації та генерації просторових мод. Завдяки можливості інтегруватися у бі-частотні інтерферометри та багатоканальні квантові мережі, ці пристрої стають ключовими елементами квантового інтернету, квантових комунікацій та масштабованих квантових обчислень. У цілому, такі перспективні напрями вимагають не лише масштабування виробництва TeO_2 -кристалів, але й постійного підвищення їхньої якості. Метою цього огляду є демонстрація конкретних прикладів застосування пристроїв на основі TeO_2 у різних галузях та підкреслення їхнього зростаючого значення для фотоніки нового покоління.

Ключові слова: діоксид телуру, акустооптичні пристрої, акустооптичний перенастроюваний фільтр, акустооптичний модулятор, акустооптичні частотозсувні пристрої, космічна спектрометрія, квантові комунікації, квантова інтерферометрія.

Посилання для цитування: Любека І. М., Агарков К. В. Акустооптичні пристрої на основі кристалів TeO_2 : космічна спектрометрія, медицина та квантові системи. (Огляд). *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії*. 2025. Вип. 39. С. 309-324. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2025-39-19>

Рукопис надійшов до редакції / Received 17.07.2025

Рекомендовано до друку / Accepted 21.10.2025

УДК 621.771.066:681.518.54:531.3

В. В. Вереньов¹, д.т.н., ст.н.с., ORCID 0000-0002-2561-5365**С. В. Білодіденко**², д.т.н., проф., ORCID 0000-0002-5768-594X**В. В. Коренной**^{1,*}, н.с., ORCID 0000-0002-8329-781X**Г. І. Сокол**³, д.т.н., проф., ORCID 0000-0002-6183-9155¹ Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України² Український державний університет науки і технологій³ Дніпровський національний університет імені Олеся Гончара* Автор для листування: koren_noy@ukr.net

ДІАГНОСТИЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ДИНАМІКИ ВЗАЄМОДІЇ СУМІЖНИХ ПРОКАТНИХ КЛІТЕЙ ЧЕРЕЗ ПОЛОСУ

Анотація. Розглядаються динамічні процеси – момент сил пружності в лініях приводу валків і вібрація обладнання в режимі взаємодії двох клітей під час захвату полоси та сумісної прокатки. Визначені особливості коливань параметрів, коли в попередній кліті ведеться прокатка товстої полоси і в цей час відбувається її захват в наступній кліті. З-за наявності зносу та зазорів реакція ділянок лінії приводу запізнюється: чим вони більше, тим більше час запізнення. Шляхом дослідів на діючих станах доведено, що цей час являється достатньо важливим діагностичним показником. Запропоновано використати цю особливість у шестиклітьових групах безперервної прокатки. Доведено, що подібним показником слугує швидкість розповсюдження ударної хвилі вздовж лінії приводу від кліті до двигуна. Ведеться порівняння часу запізнення і швидкості при захваті полоси та взаємодії клітей через полосу. Способи реалізуються шляхом розміщення датчиків вібрації на відповідних ділянках лінії приводу.

Ключові слова: прокатна кліть, діагностика, вібрація, технічний стан, зазори, час запізнення, лінія приводу, робочі валки, обладнання, безперервна прокатка.

Посилання для цитування: Діагностичні властивості динаміки взаємодії суміжних прокатних клітей через полосу / В. В. Вереньов, С. В. Білодіденко, В. В. Коренной, Г. І. Сокол // *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії*. 2025. Вип. 39. С. 325-332. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2025-39-20>

© В. В. Вереньов, С. В. Білодіденко, В. В. Коренной, Г. І. Сокол, 2025

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

Мета роботи полягає у тому, щоб визначити особливості перехідних процесів під час безперервної прокатки гарячої полоси в декількох клітках і можливість їх використання для встановлення поточного технічного стану обладнання. Наведені відповідні приклади динамічних процесів і можливості їх застосування у діагностичних системах.

Вступ. Динаміка взаємодії суміжних прокатних клітей через полосу досліджена достатньо повно. В період захвату метала валками наступної кліті визначені особливості формування поздовжнього зусилля в смузі, моменту сил пружності в лініях приводу валків, вібрація обладнання та інші. Максимальний момент сил пружності в перехідний період на шпинделях і валу двигуна відповідно в 2 – 2,5 і 3 – 4 рази перевищує момент в сталому режимі прокатки. Значно впливають на динаміку взаємодії клітей знос та зазори в зчленуваннях ліній приводу. З метою їх визначення запропоновані нові діагностичні показники – час запізнення реакції ділянок та швидкість розповсюдження ударної хвилі від валків до двигуна [1, 2]. Чим більше зазори тим більше час і менше швидкість. Поряд з цим виникають питання відносно подальших досліджень і використання результатів.

Розглянемо запропоновані нові діагностичні показники на прикладі стана 1680 комбінату «Запоріжсталь». Сляби подвоєної довжини товщиною 110...150 мм прокатують в безперервному режимі в парах чорнових клітей дуо - №1 після чого послідовно в клітках №2 - №3 і №3 - №4. Відстань між клітками становить відповідно 6,25 м, 19 м і 25 м. В різних режимах прокатки (рис. 1) початкова реакція в лінії кліті дуо формується у вигляді максимального піка моменту, що свідчить про ударну дію масивного слябу по валкам кліті №1.

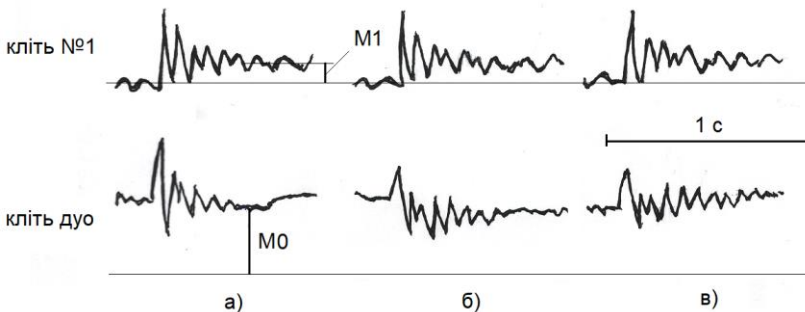


Рисунок 1 - Реакція лінії приводу кліті дуо на захват сляба в кліті №1 на прикладі моментів сил пружності, де M1, M0 – статичне значення моментів сил пружності у кліті №1 та дуо: а) узгоджений режим, б) натяг; в) підпор.

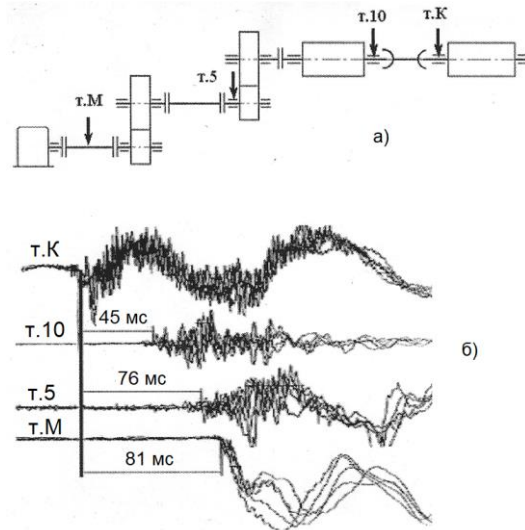


Рисунок 2 – Схема лінії приводу кліті дуо (а) і типові сигнали вібрацій і моменту сил пружності на проміжному валу під час захвату сляба (б): т. К - станина кліті, т. 10 - корпус шестеренної кліті, т. 5 - корпус редуктора, т. М - момент сил пружності.

Завдяки значній поздовжній жорсткості сляба коротке ударне навантаження (підпор) в зворотному напрямку одночасно діє на валки та кліть дуо і далі до двигуна. Схема лінії приводу кліті дуо наведена на рисунку 2а. Оскільки лінія приводу знаходиться в напруженому стані, її реакція випереджає реакцію лінії кліті №1. На рисунку 2б одержані досить стабільні перехідні процеси завдяки тому, що сляби у кліть дуо задавались з постійною швидкістю.

Важливо відзначити, що реакція лінії приводу кліті дуо на захват сляба в кліті № 1 відбувається під час прокатки, коли лінія приводу напружена і зазори в з'єднаннях закриті (рис. 3).

Тому час проходження (реакції) крутильного ударного імпульсу від станини кліті до кожної ділянки лінії приводу приймає своє найменше значення. Це важливий момент, яким необхідно скористатися. З'являється можливість одержувати постійні середні значення часу запізнення для різних ділянок лінії приводу. Шляхом порівняння часу реакції ділянок, одержаних під час захвату металу валками в кліті дуо, з найменшими їх значеннями при взаємодії визначають наскільки

розвинуті знос і зазори, тобто технічний стан обладнання. Наприклад, згідно рисунку 2 час реакції шпindelної ділянки при захваті сляба коли впливають зазори становить 45 мс, майже в 5 разів перевищує час запізнення 8 мс при взаємодії клітей на рисунку 3. Одночасно з цим загальний час реакції моменту дорівнює 81 мс проти 11,4 мс. Їх відношення дорівнює 7,1 і вказує на загальний стан лінії приводу. Тому періодичне визначення цих відношень дозволяє характеризувати ступінь зносу на ділянках, наприклад, вкладишів універсальних шпindelів.

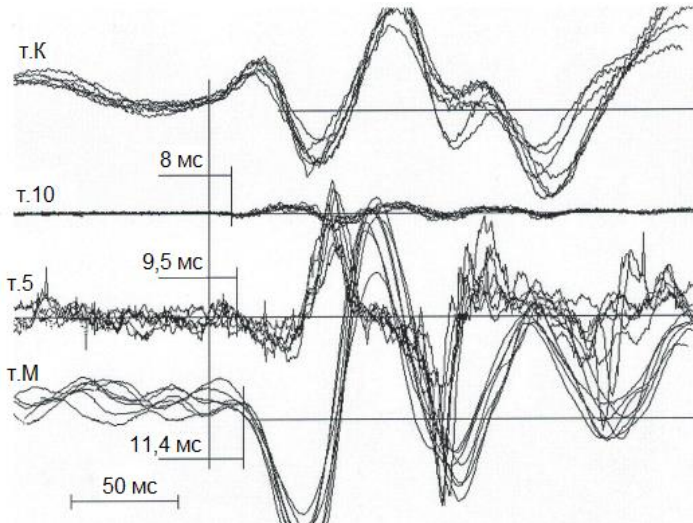


Рисунок 3 - Перехідні процеси і запізнення реакції ділянок лінії приводу кліті дуо при захваті слябів у кліті №1: т. К - станина кліті, т. 10 - корпус шестеренної кліті, т. 5 - корпус редуктора, т. М - момент сил пружності.

Подібна ситуація складається і в безперервній чистовій групі прокатних клітей. При відстані між клітями 6 м в тонкій смузі послідовно із захватом формується натягіння, а в механічному обладнанні сплеск вібрації. Завдяки цій особливості визначення зносу та зазорів можливе одночасно в усіх клітях під час прокатки однієї полоси. На прокатних станах з окремими клітями та поштучній прокатці запропоновано спосіб попередньої прокатки з частковим обгисненням передньої частини полоси по довжині, наприклад, до 1 м. За рахунок цього на полосі формується штучне відхилення товщини, захват якого робочими валками під час повторної прокатки вже з

потрібним обтисненням супроводжується сплеском вібрації обладнання при закритих зазорах. В [2] наведено цей спосібна прикладі безперервної багатониткової прокатки на сортових станах. Час запізнення ділянок лінії приводу при захваті першої полоси (коли впливають зазори) порівнюють з меншим часом запізнення при захваті наступних полос вже при закритих зазорах.

Важливим додатковим показником технічного стану ділянок лінії приводу є швидкість розповсюдження ударної хвилі вздовж обладнання лінії приводу – від станин кліті до двигуна. Тіло універсального шпинделя кліті дуо представляє собою сталевий циліндр довжиною 4,5 м. В подібних деталях швидкість розповсюдження крутильної ударної хвилі дорівнює $V_0 = 3200$ м/с [3]. Згідно наших досліджень під час захвату сляба швидкість такої хвилі в шпинделі дорівнює 100 м/с за рахунок часу 45 мс, який потрібен для замикання зазорів. Під час прокатки при замкнених зазорах її швидкість становить 550 м/с, але менше ніж V_0 . В той же час швидкість ударної хвилі від кліті до двигуна дорівнює 1620 м/с, а між двома редукторами - 1370 м/с. Тому маютья підстави стверджувати, що час запізнення і швидкість ударної хвилі залежать від стану мастила і бруду (окалина, пил) в шарнірах шпинделів та зубчатих зачепленнях, температури навколишнього середовища, тощо. Але їх вплив та значущість залишаються невідомими і заслуговують додаткових досліджень. Динаміка взаємодії клітей №2 - №3 і №3 - №4 через більш тонку та довгу полосу, згідно дослідженням, відбувається через ривки натягу (рис. 4). В цьому випадку, оскільки зазори закриті, маємо найменший час реакції ділянок лінії приводу попередньої кліті, який доцільно сприйняти в якості зразкового для зазначеного вище порівняння.

Інше питання полягає в тому, що пружна ударна хвиля через полосу передається з деяким запізненням від наступної до попередньої кліті, але по різному за рахунок співвідношення швидкості клітей, технічного стану обладнання, технологічних збурень і форми переднього краю по ширині. В кліті №2 дія натягу призводить до зменшення моменту без сплеску, в кліті №3 зі сплеском (рис. 4), як реакція на захват в кліті №4. Важливо знати час запізнення і швидкість розповсюдження ударної хвилі в гарячому металі між клітями і визначити їх діагностичні властивості.

Під час дослідів на стані 1680 вирішувались інші задачі, для визначення часу передачі пружної хвилі необхідний більш точний інструментарій. Оцінки по часу запізнення моменту сил пружності на проміжних валах згаданих трьох пар клітей вказують на значне відхилення цієї швидкості: в клітях дуо-№1 від 80 м/с до 160 м/с, в

інших парах 700 – 900 м/с, тому скористатися ними неможливо. Для цього необхідні вимірювання безпосередньо, наприклад, вібрації (деформації) станин обох робочих клітей або тиску в системах гідравлічного врівноваження валків, що дозволяє визначати час та швидкість проходження ударної хвилі натягу між клітями, з'ясувати їх залежність від температури металу, ширини, товщини полоси, швидкості прокатки і технічного стану обладнання, зв'язок із маркою сталі.

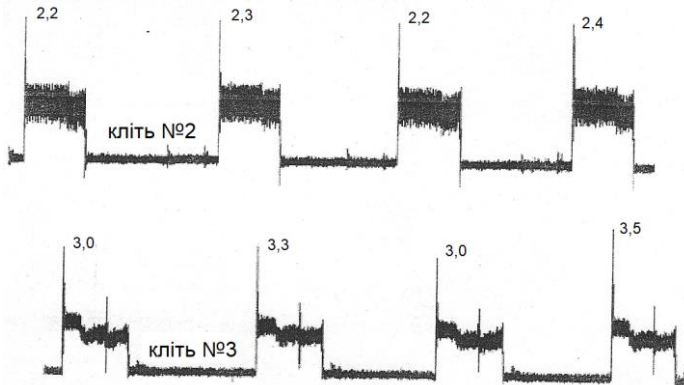


Рисунок 4 - Взаємодія через полосу товщиною 85 мм клітей №2 – №3 і №3 - №4 під час захвату і прокатки.

Таким чином, маються всі підстави для використання динамічних особливостей перехідних процесів при безперервній прокатці з метою діагностичних досліджень, ефективність яких може бути підвищена шляхом незначного розбалансу швидкості в клітях і режиму обтиснення перед захватом полоси.

Висновки

Наведені приклади свідчать про ефективність використання запропонованих ознак і способів для визначення технічного стану лній привода валків. Важливо те, що встановлення часу реакції і швидкості розповсюдження ударної хвилі при закритих зазорах дозволяє одержати найменші постійні їх значення для різних ділянок в якості зразкових і необхідних для порівнянь, що важливо. Залишається визначити, наскільки вони стабільні в процесі довготривалої роботи обладнання. Значна подібність перехідних процесів вібрації та моменту сил пружності в лінії привоу вказує на те, що запропоновані способи діагностики [1, 2] можуть бути реалізовані на прокатних станах з використанням стаціонарних вібродатчиків, що дозволяє

підвищити якість визначення технічного стану обладнання і обслуговування прокатних станів.

Перелік посилань

1. *Диагностика и динамика прокатных станов*. Монография / В. В. Веренев, В. И. Большаков, А. Ю. Путники, А. А. Коринь, С. В. Мацко / Днепропетровск : ИМА-пресс, 2007. 144 с., 48 ил. ISBN 978-966-331-161-6.
2. *Діагностика прокатних станів у перехідних режимах роботи*. Монографія / В. В. Вереньов / Київ : Наукова думка, 2024. 111 с. ISBN 978-966-00-19.30-0.
3. *Неразрушающий контроль металлов и изделий*. Справочник под ред. Г. С. Самойловича. М. : Машиностроение, 1976. 450 с.

References

1. Verenev, V. V., Bolshakov, V. I., Putniki, A. Yu., Korin, A. A., & Matsko, S. V. (2007). *Diagnostika i dinamika prokatnykh stanov* [Diagnostics and dynamics of rolling mills] IMA-press
2. Verenev, V. V. (2024). *Diahnostyka prokatnykh staniv u perekhidnykh rezhymakh roboty* [Diagnostics of rolling mills in transient operating modes]. Naukova dumka
3. Samoylovich, G. S. (Ed.). (1976). *Nerazrushayushchiy kontrol metallov i izdeliy* [Non-destructive testing of metals and products] Mashinostroenie

V. V. Verenev¹, D. Sc. (Tech.), Senior Researcher, ORCID 0000-0002-2561-5365

S. V. Bilodidenko², D. Sc. (Tech.), Professor, ORCID 0000-0002-5768-594X

V. V. Korennoi^{1*}, Researcher, ORCID 0000-0002-8329-781X

G. I. Sokol³, D. Sc. (Tech.), Professor, ORCID 0000-0002-6183-9155

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

² Ukrainian State University of Science and Technologies

³ Oles Honchar Dnipro National University

* Corresponding author: koren_noy@ukr.net

DIAGNOSTIC PROPERTIES OF THE DYNAMICS OF THE INTERACTION OF ADJACENT ROLLING STANDS THROUGH A STRIP

Abstract. Dynamic processes are considered - the moment of elastic forces in the roll drive lines and the vibration of the equipment in the mode of interaction of two stands during strip capture and joint rolling. The features of parameter fluctuations are determined when a thick strip is being rolled in the previous stand and at this time it is being captured in the next stand. Due to the presence of wear and gaps, the reaction of the drive line sections is delayed: the larger they are, the longer the delay time. Experiments on operating mills have proven that this time is a fairly important diagnostic indicator. It is proposed to use this feature in six-stand groups of continuous rolling. It is proven that a similar indicator is the speed of shock wave propagation along the drive line from the stand to the engine. A comparison of the delay time and speed during strip capture and stand interaction through the strip is

carried out. The methods are implemented by placing vibration sensors on the corresponding sections of the drive line.

Keywords: rolling stand, diagnostics, vibration, technical condition, gaps, delay time, drive line, work rolls, equipment, continuous rolling.

For citation: Verenev, V. V., Bilodidenko, S. V., Korennoi, V. V., & Sokol, G. I. (2025). Diagnostic properties of the dynamics of interaction of adjacent rolling stands through a strip. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 39, 325-332. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2025-39-20>

Рукопис надійшов до редакції / Received 24.07.2025

Рекомендовано до друку / Accepted 21.10.2025

УДК 621.771.06-11

В. М. Самохвал^{1*}, к.т.н., доцент, ORCID 0000-0003-0585-7225**О. С. Васильєв**¹, здобувач третього рівня вищої освіти**Р. В. Концедал**¹, здобувач третього рівня вищої освіти**Є. В. Стасько**¹, здобувач третього рівня вищої освіти¹ Дніпровський державний технічний університет

* Автор для листування: volsamokhval@gmail.com

ОБГРУНТУВАННЯ ВИБОРУ ДІАМЕТРІВ ВАЛКІВ ПО КЛІТЯМ ПРУТКОВИХ ТА СТРИЖНЕВИХ ПРОКАТНИХ СТАНІВ

Анотація. Метою роботи є розробка методики обґрунтованого вибору діаметрів валків за клітями пруткових та стрижневих прокатних станів. З аналізу співвідношень діаметрів валків та розмірних параметрів розкатів існуючих станів, виявлено прямо пропорційну залежність між діаметрами валків та логарифмом площі перерізу розкату по клітях станів. Пропонована методика зводиться до визначення діаметрів валків як добутку коефіцієнту пропорційності та логарифму площі перерізу розкату по клітях з наступним усередненням у межах підгрупи, де площа змінюється не більше ніж у три рази. Рекомендоване значення коефіцієнту пропорційності становить 60.

Ключові слова: діаметр валків, прутковий прокатний стан, стрижневий стан, група клітей стану, дрововий блок, площа поперечного перерізу.

Посилання для цитування: Обґрунтування вибору діаметрів валків по клітях пруткових та стрижневих прокатних станів / В. М. Самохвал, О. С. Васильєв, Р. В. Концедал, Є. В. Стасько // *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії*. 2025. Вип. 39. С. 333-346. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2025-39-21>

Постановка проблеми

Витрати на валки, як основний робочий інструмент процесів прокатування, становлять вагомий частку операційних витрат. Від вибору матеріалу та розмірних параметрів валків, дотримання відповідних умов їх застосування, організації робіт валкового господарства, де забезпечується відновлення та облік валків, значною мірою залежать техніко-економічні показники виробничих процесів та конкурентоздатність продукції. Тому всі перелічені аспекти застосування прокатних валків зберігають свою актуальність.

© В. М. Самохвал, О. С. Васильєв, Р. В. Концедал, Є. В. Стасько, 2025



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

За оцінками [1], світове споживання готової сталевий продукції у 2024 році склало 1793 млн. т, за обсягів виготовлення сталі 1882,6 млн. т. З цього обсягу прокату найбільшу частку становить довгомірна продукція у вигляді арматури, стрижнів, профілів, а саме 879 млн. т (49 %). Обсяги споживання плоского прокату становили 717 млн. т (40 %), а труб – 197 млн. т (11 %). Із загального обсягу споживання довгомірного прокату арматурні профілі та стрижні (катанка) складають близько 80 %. За прогнозами, тенденція зростання виробництва довгомірного прокату збережеться до 2030 року. Тому, в умовах стабільного зростання галузі, збільшується актуальність поліпшення техніко-економічних показників виробничих процесів. Одним із напрямків такої діяльності є підвищення ефективності використання валків та зменшення витрат на валкове господарство, як вагомої складової операційних витрат. Ефективність використання валків закладається ще на етапі вибору їх розмірних параметрів. Тому розробка методики обґрунтованого вибору розмірних параметрів валків, зокрема для станів довгомірного прокату, є надзвичайно важливою задачею.

Аналіз останніх досліджень та публікацій

Як стверджується на сайті одного з виробників прокатних валків [2], розмірні параметри валків станів довгомірного прокату визначають, виходячи з таких чинників:

- властивостей металу, що прокатується (температурний режим, сила прокатування, рівень твердості);
- розташування робочих клітей та обраної послідовності калібрів (умови захвату та силові параметри для чорнових клітей, зносостійкість та якість поверхні для чистових);
- умови тертя (матеріал валків та швидкісний режим, які визначають умови захвату);
- умови охолодження валків.

На сайті стверджується, що для пруткових станів діаметри валків змінюються у межах від 300 до 600 мм, а для чистових дровових блоків діаметри «обмежено до 200 мм».

За даними [3], для станів довгомірного прокату, що спеціалізуються на виготовленні профілів простої форми, таких як прутки та стрижні, основними критеріями вибору розмірів валків названо: умови захвату, міцність валків та їх зносостійкість. Згідно розрахунків, з умов захвату розкату валками відношення діаметру валків до початкової товщини розкату, показник $B = D / h_0$, становить: для чорнових клітей 3,75; для клітей проміжних груп – 6,67; для чистових груп – 9,6. Для типових розмірів розкатів діаметри валків становлять, відповідно, 600, 460 та

288 мм., з урахуванням округлення, рекомендовані значення показника B становлять приблизно 4, 7 та 10, відповідно для чорнових, проміжних та чистових груп клітей. Також в роботі [3] запропоновано використання додаткового параметру – показника технологічної ефективності як відношення коефіцієнтів видовження та розширення. Згідно цього критерію, максимальний діаметр валків в чистових клітях повинен становити 320 мм.

Розмірні параметри валків, на прикладі кількох сучасних пруткових та дротових станів, проаналізовано в роботі [4]. Межі зміни діаметрів валків станів, які розглянуто в роботі, становлять: для чорнових груп від 650 до 450; для чистових від 280 до 390. Встановлено, що показник B для цих станів змінюється в діапазоні від 3,75 до 38,5. Відношення діаметрів шийок та бочки валків суттєво зменшено і становить від 0,40 до 0,57. Показано, що на пруткових станах використовують від 3 до 5 типорозмірів валків, а для дротових блоків додатково використовують 1 або 2 типорозмірів валків. Доведено, що за критерієм зносостійкості діаметри валків чистових груп пруткових станів повинні становити не менше 350 мм.

У доповнення до розмірних параметрів валків станів, наведених в роботі [4], слід виділити окремі стани з нетиповим складом обладнання. Зокрема, стан пропонується китайською фірмою Xi'an Hani Tech Co. Ltd, призначений для виготовлення прутів, дротових стрижнів та дрібних профілів із заготовки перерізом 150x150 мм і довжиною до 12 м. Стан має у складі 22 робочі кліті та дротовий блок [5]. Діаметри валків по групах станів становлять: чорнова: 4 кліті з валками 750 мм та 2 кліті з валками 600 мм; проміжна: 2 з валками 600 мм та 4 з валками 480 мм; чистова група – 10 клітей з валками 380 мм. Дротовий блок оснащений модулями з валками 285 та 230 мм. До особливостей стану слід також віднести високий коефіцієнт переточування валків — у чорновій групі зазначений діаметр у 750 мм є максимальним, а допустимий мінімальний діаметр наведено 520 мм [5]. Тобто, коефіцієнт переточування становить близько 30 %, в той час для сталевих валків звичайних станів цей показник не перевищує 20 %, а для чавунних валків становить від 10 до 15 %.

Інший стан, виробництва китайської фірми HANGJI, має класичну пруткову лінію у складі 6 клітей чорнової групи з валками діаметром 550 мм, 6 клітей 450 проміжної групи та 6 клітей 320 чистової групи [6]. Лінія прокатування стрижнів оснащена окремо встановленими двома Н-V клітями з валками 285 мм та чистовим блоком, який має 3 модуля з валками 230/210 мм та 5 модулів з валками 170/150 мм.

У висновках роботи [4] відзначається, що наведений діапазон зміни параметру B «зміщено у бік менших значень, у порівнянні з наведеним

у літературі». Але навіть такий зменшений діапазон зміни цього показника, а також значні коливання значень в залежності від розмірів розкату, свідчить, що використання показника B для вибору діаметрів валків є недостатньо обґрунтованим. Використання такого показника, разом з іншим, який визначають як $A = D / h_1$, є коректним для станів плоского прокату [7]. Для станів довгомірного прокату, для яких характерно суттєва зміна обох розмірів поперечного перерізу, використання показників у вигляді відношення діаметру валків до розмірів розкату не забезпечує коректного розв'язання зворотної задачі з визначення діаметрів валків. Це обумовлено значним впливом інших параметрів процесу. Тому, для обґрунтованого вибору діаметрів валків станів довгомірного прокату необхідно використання параметрів, які б більш однозначно визначали залежність діаметру від комплексу технологічних параметрів процесу.

Формулювання мети дослідження

Метою роботи є розробка методики обґрунтованого вибору діаметрів валків по клітях пруткових та стрижневих прокатних станів. Розробка методики включає аналіз показників у вигляді відношення діаметрів валків та поточних значень початкової та кінцевої товщини розкатів та площі їх перерізу для існуючих прокатних станів. Основною задачею досліджень є виявлення параметрів, які з достатньою точністю відображали б залежність діаметрів валків від геометричних параметрів розкату.

Виклад основного матеріалу

Для встановлення існуючих співвідношень між розмірами розкатів та діаметром валків по клітях станів виконаємо моделювання типового процесу прокатування для прокату мінімальних розмірів, тобто катанки діаметром 5,5 мм.

Для типових пруткових та стрижневих станів характерним є використання послідовного розташування клітей з розділенням їх на декілька груп, зменшення діаметру валків від чорнових до чистових груп. Загальна кількість клітей пруткових станів може становити від 16 до 22, в залежності від розмірів заготовки та мінімальних розмірів готового прокату. Але найбільш поширеними є стани у складі 18 клітей, розділених на три групи по 6 клітей у кожній. Стрижневі стани, в сортаменті яких присутня катанка діаметром від 5,5 до 16 мм, зазвичай утворюють, додаючи до пруткового стану дрововий блок з десяти модулів з консольними валками. Можливо також використання кількох блоків, наприклад обтискного, з кількістю модулів від 6 до 8, та калібрувального, у складі 4 модулів [8].

На більшості пруткових та стрижневих станів використовують

квадратні заготовки з стороною 150, 155 або 160 мм. Тобто, розміри заготовок змінюються у досить вузькому інтервалі, а загальна кількість клітей (проходів) змінюється досить істотно – від 26 до 32. Найбільшого поширення набули стани з кількістю клітей пруткової лінії 18 та стрижневої лінії 10.

Для моделювання типового процесу прокатування визначимо розміри заготовок, виходячи з оптимального швидкісного режиму. Швидкість прокатування катанки діаметром 5,5 мм для більшості станів становить 110 м/с. Мінімальна швидкість прокатування в першій чорновій кліті, за умов забезпечення захвату та стійкості валків, становить 0,1 м/с. Отже, за швидкісним режимом прокатування сумарне видовження становить

$$\lambda_{\Sigma} = 110/0,1 = 1100.$$

За такого сумарного видовження для прокатування катанки діаметром 5,5 мм, з площею перерізу в холодному стані 23,76 мм², потрібно застосовувати заготовку з площею перерізу

$$A_0 = 23,76 \cdot 1100 = 26134, \text{ мм}^2$$

що відповідає стороні квадратної заготовки 161,7 мм.

Отже, для прокатування катанки мінімальних розмірів оптимальною є заготовка з стороною 160 мм. З урахуванням закруглень площа перерізу такої заготовки буде дорівнювати 25570 мм².

Для типових стрижневих станів діаметр підкату, що надходить у десятимодульний дротовий блок, становить 17 мм. Отже для пруткової лінії сумарне видовження, за умови використання заготовки перерізом 160×160 мм, становитиме 112,65, а для дротового блоку 9,554. Розподілимо отримані сумарні видовження по клітках стану. Для клітей пруткової лінії призначаємо коефіцієнти видовження по групах: чорнова – 1,32; проміжна – 1,30; чистова – 1,28. Для дротового блоку коефіцієнт видовження по модулях призначимо 1,253.

За визначеними у такий спосіб коефіцієнтами видовження розраховуємо площу перерізу розкатів по клітках стану та приблизні розміри розкатів. Для парних проходів розкат має форму круга, а для непарних – овалу. Розміри овалів визначаємо, виходячи з припущення, що відношення осей овальних розкатів $C_{b/h}$ дорівнює 2. За такого відношення розміри овального розкату визначаються за формулами:

$$h_{ov} = \sqrt{\frac{4 \cdot A_i}{\pi \cdot C_{b/h}}}; \quad b_{ov} = C_{b/h} \cdot h_{ov}, \quad (1)$$

де A_i – площа поперечного перерізу розкату в i -му проході.

Результати розрахунків зводимо до табл. 1. Зауважимо, що отриманий режим прокатування є лише моделлю для аналізу співвідношень розмірів розкату та діаметрів валків. Для реальних режимів прокатування для визначення розмірів розкатів використовують ітераційну процедуру, що включає призначення видовження, визначення розмірів калібрів, призначення зазорів, розрахунок розширення та, за потреби, уточнення розмірів калібрів.

Таблиця 1 – Розрахунковий режим прокатування.

N	Видовж. lam	Площа Ai	Товщина d (h)	Ширина b	LN(Ai)	Зміна площі
0		25570	160	160	10,15	
1	1,32	19371,21	111,05	222,10	9,87	2,3
2	1,32	14675,16	136,69	136,69	9,59	
3	1,32	11117,55	84,13	168,26	9,32	
4	1,32	8422,38	103,56	103,56	9,04	
5	1,32	6380,59	63,73	127,47	8,76	2,99
6	1,32	4833,78	78,45	78,45	8,48	
7	1,30	3718,29	48,65	97,31	8,22	
8	1,30	2860,23	60,35	60,35	7,96	
9	1,30	2200,17	37,43	74,85	7,70	2,86
10	1,30	1692,44	46,42	46,42	7,43	
11	1,30	1301,88	28,79	57,58	7,17	
12	1,30	1001,44	35,71	35,71	6,91	
13	1,28	782,38	22,32	44,64	6,66	2,73
14	1,28	611,23	27,90	27,90	6,42	
15	1,28	477,53	17,44	34,87	6,17	
16	1,28	373,07	21,79	21,79	5,92	
17	1,28	291,46	13,62	27,24	5,67	2,10
18	1,28	227,70	17,03	17,03	5,43	

Динаміка зміни розрахункової площі перерізу по клітках пруткового стану показано на рис. 1. Використовуючи умову зменшення площі перерізу в 2,3—3,0 рази, наведено на рисунку криву, можемо розділити на п'ять умовних ділянок зміни площі. Тобто, в межах кожної такої ділянки площа перерізу змінюється не більше ніж у три рази і тому, для кожного такого діапазону зміни площі перерізу розкату, можуть бути використані валки однакового діаметру. В

результаті отримуємо обґрунтування поділу клітей пруткового стану на п'ять підгруп або п'ять типорозмірів клітей за діаметрами валків.

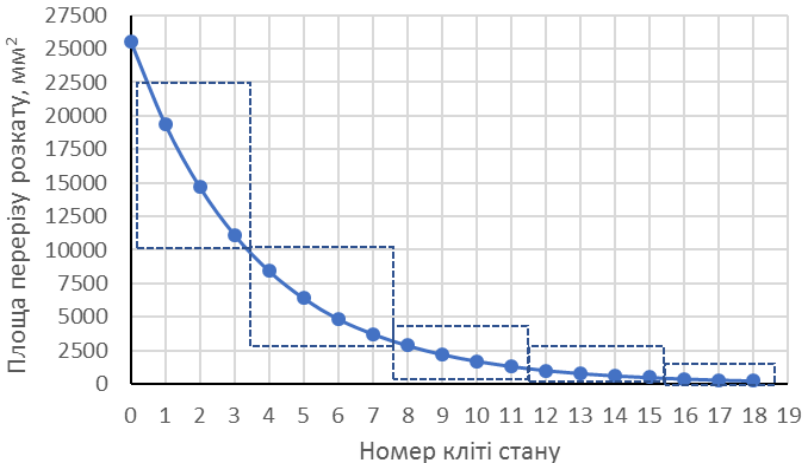


Рисунок 1 – Динаміка зміни площі перерізу по клітях пруткового стану.

Як зазначено в роботі [4], для більшості існуючих пруткових станів використовують від трьох до п'яти типорозмірів валків, тому запропонований поділ на п'ять ділянок підтверджено на практиці.

Для аналізу залежності діаметру валків від розмірів розкату отриманий розрахунковий режим використали для визначення параметрів $A = D/h_1$ та $B = D/h_0$, для умов трьох різних пруткових станів. Результати розрахунків наведено у табл. 2. Згідно отриманих даних, обидва параметри змінюються у досить широких діапазонах, як у межах одного стану, так і для різних станів. До того ж має місце суттєва різниця значень параметрів для овальних та круглих калібрів. Коефіцієнт варіації значень цих параметрів, як відношення стандартного відхилення до середнього значення, становить від 0,46 до 0,57. Це свідчить про значну варіативність цих параметрів і неможливість їх використання для визначення діаметру валків пруткових станів.

В якості більш стабільного параметру, що характеризує співвідношення діаметру валків та розмірів розкату, було запропоновано використати показник, який визначають як відношення діаметру валків до логарифму площі перерізу розкату

$$C_i = D_i / \ln(A_i). \quad (2)$$

Таблиця 2 – Діаметри валків та розрахункові параметри для існуючих пруткових станів.

N st	Cobe-Steel-1 [4]				HANGJI [6]			
	D	A	B	C	D	A	B	C
1	450	4,05	2,81	45,59	550	4,95	3,44	55,72
2	450	3,29	2,03	46,90	550	4,02	2,48	57,33
3	450	5,35	3,29	48,30	550	6,54	4,02	59,04
4	450	4,35	2,67	49,79	550	5,31	3,27	60,85
5	400	6,28	3,86	45,66	550	8,63	5,31	62,78
6	400	5,10	3,14	47,15	550	7,01	4,31	64,83
7	400	8,22	5,10	48,66	450	9,25	5,74	54,74
8	400	6,63	4,11	50,26	450	7,46	4,62	56,54
9	380	10,15	6,30	49,37	450	12,02	7,46	58,47
10	380	8,19	5,08	51,12	450	9,69	6,01	60,53
11	380	13,20	8,19	52,99	450	15,63	9,69	62,75
12	380	10,64	6,60	55,00	450	12,60	7,82	65,13
13	330	14,79	9,24	49,53	320	14,34	8,96	48,03
14	330	11,83	7,39	51,44	320	11,47	7,17	49,88
15	330	18,93	11,83	53,50	320	18,35	11,47	51,88
16	330	15,14	9,46	55,73	320	14,68	9,18	54,04
17	330	24,23	15,14	58,15	320	23,49	14,68	56,39
18	330	19,38	12,11	60,80	320	18,79	11,75	58,95
Cv		0,57	0,57	0,08		0,48	0,48	0,08

Продовження табл. 2.

N st	Hani Tech [5]			
	D	A	B	C
1	750	6,75	4,69	75,98
2	750	5,49	3,38	78,17
3	750	8,91	5,49	80,50
4	750	7,24	4,46	82,98
5	600	9,41	5,79	68,49
6	600	7,65	4,71	70,73
7	600	12,33	7,65	72,98
8	600	9,94	6,17	75,39
9	480	12,83	7,95	62,37
10	480	10,34	6,41	64,57
11	480	16,67	10,34	66,93
12	480	13,44	8,34	69,47
13	380	17,03	10,64	57,04
14	380	13,62	8,51	59,23
15	380	21,79	13,62	61,60
16	380	17,44	10,90	64,17
17	380	27,90	17,44	66,96
18	380	22,32	13,95	70,01
Cv		0,46	0,46	0,11

Використання логарифму площі перерізу у цьому показнику дозволяє лінеаризувати залежність площі перерізу розкату по клітях стану. За даними табл. 2, цей показник має значно меншу варіативність у межах одного стану. Зрозуміло, що для різних станів, точніше для різних діаметрів валків, які використовуються на різних станах, значення цього показника суттєво відрізняються. Але у межах кожного з станів, які включено для аналізу, коефіцієнт варіативності становить від 0,08 до 0,11.

Усереднивши значення параметру C_i по клітях, отримані для різних станів, отримаємо узагальнений показник C_m . Цей показник змінюється у межах від 51,5 до 64,5, за середнього значення 59,36. Отже, для оціночних розрахунків діаметру валків, відповідно до зміни площі поперечного перерізу розкату, може бути використана формула

$$D_i = C_m \cdot LN(A_i), \quad (3)$$

або

$$D_i = 60 \cdot LN(A_i). \quad (4)$$

Виконавши розрахунки по всіх клітях пруткового стану, використовуючи формулу (4), та усереднивши значення для визначених вище підгруп клітей, отримаємо значення діаметрів для них:

567; 518; 454; 392; 340 мм.

Розрахункові значення діаметрів можуть бути використані для вибору робочих клітей за найбільш близькими значеннями номінального діаметру валків, які пропонують виробники обладнання. Наприклад, якщо використати лише робочі кліті, наведені в табл. 2, отримуємо такий ряд діаметрів валків робочих клітей:

600; 520 (550); 450; 380; 330 мм.

Співвідношення логарифму площі перерізу розкату та діаметрів валків п'яти типорозмірів для трьох груп клітей пруткового стану показано на рис. 2.

Розраховані таким чином діаметри валків є рекомендованими значеннями, відповідно до динаміки зміни площі перерізу розкату, і можуть коригуватись з урахуванням конструктивних особливостей клітей або технологічних параметрів.

Аналогічні розрахунки були виконані для дротового блоку для умов прокатування катанки діаметром 5,5 мм з підкату діаметром 17 мм. Розрахункові діаметри для десяти проходів у дротовому блоці становлять від 312 до 192 мм. Розділивши ці проходи між двома блоками у складі 6 та 4 модулів, після усереднення розрахункових діаметрів, отримаємо значення діаметрів валків для них: 280 та 210 мм, що відображено на рис. 2.

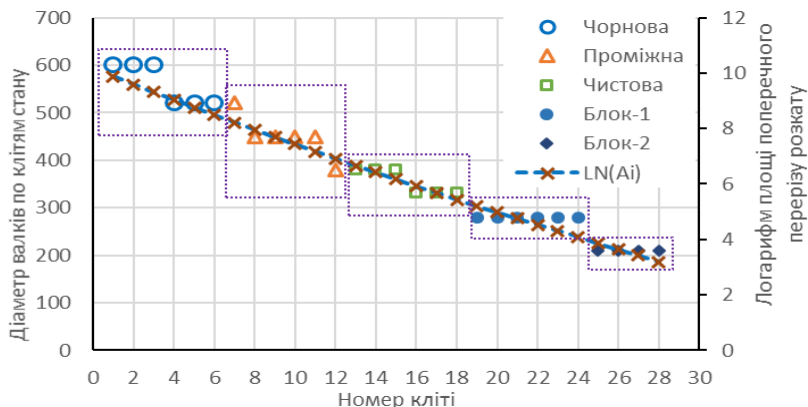


Рисунок 2 – Розподіл логарифму площі перерізу розкату та діаметрів валків по клітях стрижневого стану.

Використання чистових блоків з двома типорозмірами валків є досить поширеним в практиці стрижневих станів. Наприклад, блоки з модулями 285 та 230 мм [5]; 230 та 170 мм [6], 230 та 150 мм [9]. Фірма Морган (Morgan Construction Company), яка нині входить до складу консорціуму Прайметалс (Primetals Technologies), пропонує різноманітні комбінації дровових та редуційно-калібрувальних блоків із використанням модулів з валками 250, 230 та 160 мм, що дозволяє прокатувати катанку діаметром від 4 до 26 мм [10]. Отже, отримані розрахункові значення діаметрів валків для дровових блоків цілком відповідають існуючій практиці.

Як видно з рис. 2, використання методики вибору діаметру валків, що ґрунтується на прямо пропорційній залежності цього параметру від логарифму площі поперечного перерізу розкату, та дотриманні умови, що для клітей одного діаметру площа перерізу змінюється не більше ніж у три рази, забезпечує приблизно однакові умови деформації металу по всіх клітях. Така методика забезпечує рівномірне зменшення діаметру валків по клітях стану, але дещо збільшує кількість типорозмірів валків.

Для порівняння, на рис. 3 наведено розподіл діаметрів валків по клітях існуючого прутково-стрижневого стану. Як видно з рис. 3, для проміжної та чистової груп клітей спостерігається приблизна відповідність діаметрів валків та площі поперечного перерізу розкатів. Для чорнової групи маємо суттєве перебільшення діаметрів валків. Для перших модулів дровового блоку навпаки, діаметри валків суттєво занижені.

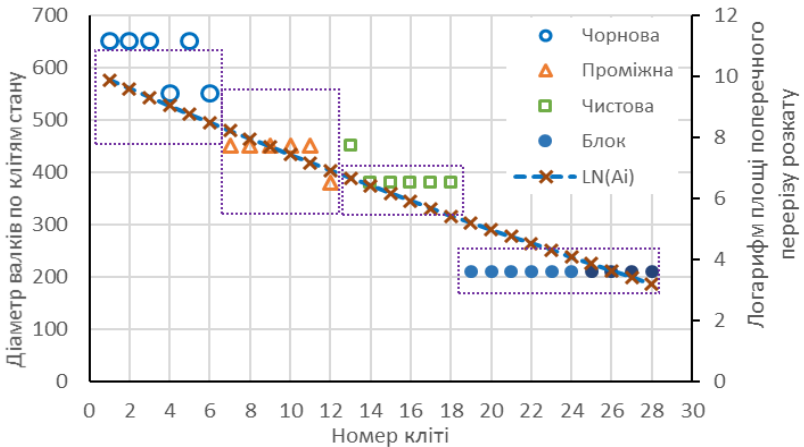


Рисунок 3 – Розподіл діаметрів валків по клітях існуючого прутково-стрижневого стану.

Запропонована методика обґрунтування вибору діаметрів валків може використовуватись при проектуванні нових пруткових та стрижневих станів, а також в ході реконструкцій існуючих станів цього типу.

Висновки

З аналізу співвідношень діаметрів валків та розмірних параметрів розкатів існуючих станів, виявлено можливість використання прямо пропорційної залежності між діаметрами валків та логарифмом площі перерізу розкату по клітях пруткових та стрижневих станів для обґрунтованого вибору діаметру валків. Середнє значення коефіцієнту пропорційності становить близько 60.

Для умов пруткових та стрижневих станів загальновідомі конструктивні параметри у вигляді показників А та В, як відношення діаметру валків до кінцевої та початкової товщини розкату, відповідно, не можуть застосовуватись через значну мінливість (варіативність) їх значень.

Для умов типових пруткових станів, згідно технологічно обумовленої динаміки зміни площі перерізу розкатів, найбільш оптимальним є використання п'яти типорозмірів валків, в діапазоні від 600 до 300 мм. За такої кількості типорозмірів валків забезпечуються умови, коли площа перерізу розкату – для одного типорозміру валків – змінюється не більше ніж у три рази. Значення діаметрів валків одного типорозміру призначають з врахуванням усередненого значення розрахункових діаметрів валків для відповідної підгрупи клітей та

особливостей технології.

За аналогічним критерієм, тобто зміна площі перерізу не більше ніж у три рази для одного типорозміру валків, для блоків стрижневих станів необхідно використовувати не менше двох типорозмірів валків, в діапазоні від 280 до 160 мм.

Перелік посилань

1. World Steel Demand 2024. Steelonthenet. 2025. URL: <https://www.steelonthenet.com/consumption.html>
2. Correctly select the roller to meet production requirements. Mixing Roll. Brofeng. 2024. URL: <https://mixingroll.com/correctly-select-the-roller-to-meet-production-requirements-2/>
3. Самохвал В. М., Васильєв О. С., Концедал Р. В., Локтев Б. С. Критерії вибору діаметрів валків пруткових станів. *Збірник наукових праць Дніпровського державного технічного університету (Технічні науки). Тематичний випуск «До 95-річчя кафедри металургії імені професора В.І. Логінова»*. 2024. с. 145—151. DOI: 10.31319/2519-2884.tm.2024.14
4. Самохвал В. М., Максименко О. П., Нікулін О. В., Приймак А. Б. Аналіз розмірних параметрів валків станів довгомірного прокату. *Збірник наукових праць Дніпровського державного технічного університету (Технічні науки)*. № 1(42). 2023. С. 17–26. DOI: 10.31319/2519-2884.42,2023.2
5. Bevel Gearbox of 90m Finishing Mill-Steel Rolling Line. Xi'an Hani Tech. Co. Ltd. 2025. URL: <https://hanrmtech.en.made-in-china.com/product/ytdrkQKWMZhX/China-Bevel-Gearbox-of-90m-Finishing-Mill-Steel-Rolling-Line.html>
6. High-Speed Wire Rod and Bar Composite Line. HANGJI. 2024. URL: <https://hangjirollingmill.com/wire-rod-and-bar-line/>
7. The Design of Work Roll Diameter. GLIPSE. 2023. URL: The design of work roll diameter - Foshan Glimpse Technology Co., Ltd.
8. Main Features of a Modern Wire Rod Mill. Ispat Guru. Satyendra. 2014. URL: Main Features of a Modern Wire Rod Mill – IspatGuru
9. JSW Wire Rod: Brochure. JSW Steel Limited. 2024. 56 p. URL: <https://www.jswsteel.in/sites/default/files/assets/industry/steel/products/wire-rods/brochure/JSW-Wire-Rod-Brochure-06.12.2024.pdf>
10. Morgan Rod Reducing/Sizing Mill Setting the Standard in Rod Rolling for Unsurpassed Productivity, Tolerances and Mechanical Properties. Primetals Technologies. 2020. URL: https://www.primetals.com/fileadmin/user_upload/content/01_portfolio/4_hot-rolling-long/rod-mill/MORGAN_ROD_REDUCING_-_SIZING_MILL.pdf

Reference

1. World Steel Demand 2024. (2025). Steelonthenet. URL: <https://www.steelonthenet.com/consumption.html>
2. Correctly select the roller to meet production requirements. (2024). Mixing Roll. Brofeng. URL: <https://mixingroll.com/correctly-select-the-roller-to-meet-production-requirements-2/>
3. Samokhval, V. M., Vasyliiev, O. S., Kontsedal, R. V., & Loktev, B. S. (2024) Kryterii vyboru diametriv valkiv prutkovykh staniv [Criteria for choosing the

diameters of the rolls of bar rolling mills]. *Zbirnyk naukovykh prats Dniprovskoho derzhavnogo tekhnichnoho universytetu (Tekhnichni nauky). Tematychnyi vypusk "Do 95-richchia kafedry metalurhii imeni profesora V.I. Lohinova"* [Collection of scholarly papers of Dniprovsky State Technical University (Thematic Issue). "To the 95th anniversary of the Department of Metallurgy named after Professor V.I. Loginov of the Dniprovsky State Technical University"], 145-151. <https://doi.org/10.31319/2519-2884.tm.2024.14>

4. Samokhval, V. M., Maksimenko, O. P., Nikulin, O. V., Pryimak, A. B. (2023). Analiz rozmirnykh parametriv valkiv staniv dovhomirnogo prokatu [Analysis of Dimensional Parameters of Rolls of Long Products Mills]. *Zbirnyk naukovykh prats Dniprovskoho derzhavnogo tekhnichnoho universytetu (Tekhnichni nauky)* [Collection of scholarly papers of Dniprovsky State Technical University (Technical Science)], 1(42), 17-26. <https://doi.org/10.31319/2519-2884.42,2023.2>

5. Bevel Gearbox of 90 m Finishing Mill-Steel Rolling Line (2025). Xi'an Hani Tech. Co. Ltd. <https://hanrmtech.en.made-in-china.com/product/ytdrkQKWMZhX/China-Bevel-Gearbox-of-90m-Finishing-Mill-Steel-Rolling-Line.html>

6. High-Speed Wire Rod and Bar Composite Line (2024). HANGJI. URL: <https://hangjirollingmill.com/wire-rod-and-bar-line/>

7. The Design of Work Roll Diameter (2023). GLIPSE. URL: The design of work roll diameter - Foshan Glimpse Technology Co., Ltd.

8. Maine Features of a Modern Wire Rod Mill (2014). Ispat Guru. Satyendra. URL: Main Features of a Modern Wire Rod Mill – IspatGuru

9. JSW Wire Rod: Brochure (2024). JSW Steel Limited. URL: <https://www.jswsteel.in/sites/default/files/assets/industry/steel/products/wire-rods/brochure/JSW-Wire-Rod-Brochure-06.12.2024.pdf>

10. Morgan Rod Reducing/Sizing Mill Setting the Standard in Rod Rolling for Unsurpassed Productivity, Tolerances and Mechanical Properties (2020). Primetals Technologies. URL: https://www.primetals.com/fileadmin/user_upload/content/01_portfolio/4_hot-rolling-long/rod-mill/MORGAN_ROD_REDUCING_-_SIZING_MILL.pdf

V. M. Samokhval^{1,*}, Ph. D. (Tech.), Assoc. Prof., ORCID 0000-0003-0585-7225

O. S. Vasyliiev¹, Ph. D. Student

R. V. Kontsedal¹, Ph. D. Student

Ye. V. Stasko¹, Ph. D. Student

¹ Dniprovsky State Technical University

*Corresponding author: volsamokhval@gmail.com

SUBSTANTIATION OF THE SELECTING OF ROLLS DIAMETER BY STANDS OF BAR AND ROD ROLLING MILLS

Abstract. One of the main directions of development of rolling production is to increase the efficiency of using rolls, as a significant component of operating costs. The efficiency of using rolls is laid at the stage of choosing their dimensional parameters. Therefore, the development of a methodology for a reasonable choice of

dimensional parameters of rolls, in particular for long products rolling mills, is an extremely important task. The purpose of the work is to develop a methodology for a reasonable choice of roll diameters for the stands of bar and rod rolling mills. The development of the methodology includes the analysis of indicators in the form of the ratio of roll diameters and the current values of the initial and final thickness of the rolls and their cross-sectional area for existing rolling mills. The main task of the research is to identify parameters that with sufficient accuracy reflect the dependence of roll diameters on the geometric parameters of the workpiece. From the analysis of the ratios of roll diameters and dimensional parameters of the rolled workpiece of existing mills, a directly proportional relationship was found between the roll diameters and the logarithm of the cross-sectional area of the workpiece on the stands of bar and rod mills. This relationship can be used to determine the roll diameter using the proportionality coefficient, the average value of which is 60. For the conditions of bar and rod mills, the well-known design parameters in the form of the ratio of the roll diameter to the final (index A) and initial thickness of the workpiece (index B) cannot be used due to the significant variability of their values. According to the proposed method for determining roll diameters for the conditions of typical bar mills, the most optimal is the use of five standard roll sizes, in the range from 600 to 300 mm. This number of roll sizes is determined on the condition that the cross-sectional area of the workpiece for one roll size changes no more than three times. The value of the roll diameters of one roll size is determined as the average value of the calculated diameters for the corresponding subgroup of stands and technology features. According to a similar criterion, i.e. a change in the cross-sectional area of no more than three times for one roll size, it is recommended to use at least two roll sizes for rod mill blocks, in the range from 280 to 160 mm. The proposed methodology can be used when designing new bar and rod mills, as well as during the reconstruction of existing mills of this type.

Key words: roll diameter, bar rolling mill, rod mill, group of stands of the mill, wire block, cross-sectional area.

For citation: Samokhval, V. M., Vasyliiev, O. S., Kontsedal, R. V., & Stasko, Ye. V. (2025). Substantiation of the selecting of rolls diameter by stands of bar and rod rolling mills. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 39, 333-346. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2025-39-21>

Рукопис надійшов до редакції / Received 02.08.2025

Рекомендовано до друку / Accepted 21.10.2025

УДК 622.24:621.822

О. А. Пашенко¹, к.т.н., доц., ORCID 0000-0003-3296-996X**С. П. Мінесв**², д.т.н., проф., ORCID 0000-0002-4594-0915**В. Є. Антончик**^{2,*}, ORCID 0000-0002-4161-9112**В. Ф. Ганкевич**², к.т.н., доц., ORCID 0000-0002-8535-6318**В. Я. Кіба**¹, к.т.н., доц., ORCID 0000-0003-3033-6106**Н. А. Калугіна**², д.т.н., ORCID 0000-0003-2994-5449¹ Національний технічний університет "Дніпровська політехніка"² Інститут геотехнічної механіки ім. М.С. Полякова НАН України* Автор для листування: vladimir.antonchik1958@gmail.com

ПІДВИЩЕННЯ ПРОДУКТИВНОСТІ ГІРНИЧИХ МАШИН ШЛЯХОМ УДОСКОНАЛЕННЯ СИСТЕМ ОХОЛОДЖЕННЯ ПІДШИПНИКІВ ШАРОШКОВИХ ДОЛІТ

Анотація. У статті розглянуто проблему підвищення продуктивності гірничих машин шляхом удосконалення системи охолодження підшипників шарошкових доліт, які використовуються для буріння свердловин у міцних і надміцних породах. В Україні, де запаси вугілля становлять 117,5 мільярда тон, видобуток ускладнений важкими геологічними умовами, зокрема глибинами шахт до 1446 метрів і газонебезпечними пластами. Швидкий знос підшипників через недостатнє охолодження та змащування призводить до частих ремонтів (до 40% механізованих комплексів перебувають у ремонті), зниження продуктивності та підвищення собівартості видобутку. У статті проаналізовано відомі рішення, такі як пристрої для промивки та змащування підшипників, які мають недоліки: епізодичне охолодження, надмірні витрати мастила, забруднення продуктів руйнування породи та складність конструкції. Запропоновано нову систему охолодження для шестишарошкового долота, яка забезпечує пряме подавання водно-мастильної емульсії через капілярні трубки до підшипників, ізолюючи її від каналів продувки свердловини. Експериментальні випробування показали зниження температури підшипників з 150-200°C до 60-80°C, зменшення зносу на 50-70%, збільшення ресурсу долота з 100-300 до 400-600 метрів проходки та підвищення продуктивності буріння на 20-30%. Це знижує ризик аварій, таких як прихвати інструменту та обвали порід, на 80-90% завдяки виключенню налипання шламу. Економічний ефект досягається за рахунок зменшення витрат на буріння на 20-30% та мастила на 30-40%. Надійність гірничих машин зростає через подовження терміну служби підшипників і зменшення простоїв. Рекомендується

© О. А. Пашенко, С. П. Мінесв, В. Є. Антончик, В. Ф. Ганкевич, В. Я. Кіба,
Н. А. Калугіна, 2025Це стаття відкритого доступу за ліцензією CC BY-NC-ND 4.0
<https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/legalcode.uk>

впровадження системи в бурових станках типу СБШ, СБР, СБУ, застосування захисних методів (термічна обробка, покриття) та навчання персоналу для запобігання аваріям. Перспективи включають використання в глибоких шахтах України, розробку автоматизованих систем охолодження, інтеграцію з технологіями отримання рідкого палива з вугілля та експорт конкурентоспроможного обладнання після модернізації заводів. Рішення сприяє зниженню собівартості видобутку вугілля та руд, підвищенню енергетичної безпеки та конкурентоспроможності української гірничої промисловості.

Ключові слова: шарошкове долото, охолодження підшипників, гірничі машини, буріння свердловин, знос підшипників, водно-мастильна емульсія, продуктивність буріння, собівартість видобутку, міцні породи.

Посилання для цитування: Шляхи підвищення продуктивності гірничих машин шляхом удосконалення систем охолодження підшипників шарошкових доліт / О.А. Пашенко, С.П. Мінесь, В.Є. Антончик, В.Ф. Ганкевич, В.Я. Кіба, Н.А. Калугіна // *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії*. 2025. Вип. 39. С. 347-360. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2025-39-22>

Вступ. Україна володіє значними запасами вугілля, які оцінюються в 117,5 млрд тон, що становить один із найбільших ресурсів у світі. Проте видобуток ускладнений важкими геологічними умовами: глибинами шахт до 1446 м, газонебезпечними пластами та високою міцністю порід ($f=6-18$). Це створює значні виклики для гірничих машин, зокрема бурових доліт, які працюють у надважких режимах, що призводить до швидкого зносу їхніх підшипників через недостатнє охолодження та змащування [1, 2].

Проблема низької продуктивності буріння у міцних породах зумовлена саме швидким виходом із ладу підшипників шарошкових доліт, що спричиняє високу собівартість буріння та часті простой обладнання [3, 4]. На шахтах України до 40% механізованих комплексів постійно перебувають у ремонті, що негативно впливає на продуктивність видобутку та підвищує собівартість.

Удосконалення систем охолодження підшипників шарошкових доліт є критично важливим для зменшення зносу, зниження витрат на ремонт і підвищення швидкості буріння. Сучасні вимоги також передбачають забезпечення вибухобезпеки, захисту від пилу та запобігання аваріям, таким як прихвати інструменту чи обвали порід [5].

Таким чином, розробка ефективних рішень для охолодження підшипників є актуальною технічною задачею, яка сприятиме модернізації гірничої техніки, підвищенню її надійності та забезпеченню енергетичної безпеки України.

Мета роботи полягає в розробці удосконаленої системи охолодження підшипників шарошkových доліт для підвищення продуктивності гірничих машин, зменшення зносу підшипників та зниження витрат на буріння у важких геологічних умовах українських шахт.

Огляд літератури. Проблема охолодження підшипників шарошkových доліт для буріння у міцних породах залишається предметом інтенсивних досліджень, оскільки ефективність охолодження безпосередньо впливає на продуктивність буріння та ресурс доліт [6, 7]. Аналіз існуючих технічних рішень виявляє їхні суттєві недоліки та обмеження.

Відомі рішення, такі як пристрої для примусової промивки та змащування підшипників (авторські свідоцтва СРСР № 1465532 та № 1465533), використовують стиснуте повітря з додаванням мастильних речовин [8-11]. Однак вони мають низку недоліків: епізодичне охолодження, недостатнє для інтенсивних навантажень; надмірні витрати мастила через його часткове винесення з повітрям; забруднення продуктів руйнування породи, що призводить до налипання шламу на стінки свердловини та збільшує ризик заштибування.

Інше рішення (авторське свідоцтво СРСР № 885533) передбачає використання стиснутого повітря, розділеного на холодний та теплий потоки. Низька теплоємність повітря обмежує ефективність цього методу, особливо в умовах інтенсивного тепловиділення.

Сучасніша розробка (патент України № 127230) використовує охолоджувальну рідину, яка подається крапельно та змішується з повітрям. Це призводить до неефективного охолодження, оскільки лише частина рідини досягає підшипників, а решта сприяє налипанню шламу. Додатковою проблемою є складність виготовлення та експлуатації пристрою.

Невирішеною залишається проблема відсутності ефективної системи постійного охолодження, яка б забезпечувала пряме подавання охолоджувальної рідини до підшипників без її змішування з повітрям для продувки. Це призводить до недостатнього охолодження, швидкого зносу підшипників, надмірних витрат мастила та зниження швидкості буріння через заштибування. Розробка системи, що вирішує ці проблеми, є критично важливою для підвищення ефективності буріння.

Опис методики досліджень. Для вирішення проблеми підвищення продуктивності гірничих машин шляхом удосконалення охолодження підшипників шарошkových доліт було застосовано комплексний підхід,

що включає теоретичний аналіз, математичне моделювання, експериментальні випробування та економічний аналіз. Методи дослідження охоплюють аналіз зносу підшипників, моделювання теплових і гідродинамічних процесів у системі охолодження, практичні випробування шестишарошкового долота з новою системою охолодження, а також оцінку економічної ефективності та надійності розробленого рішення.

Теоретичний аналіз зносу підшипників базується на оцінці трьох основних типів зносу: механічного, корозійного та усталісного. Механічний знос підшипників шарошкових доліт спричинений тертям у парах кочення (ролики-конічні поверхні цапф) під дією високих контактних напружень, які описуються законом Герца для контактної взаємодії. Контактна напружка σ_H розраховується за формулою:

$$\sigma_H = \sqrt{\frac{FE^*}{\pi ab}}, \quad (1)$$

де F – прикладене навантаження (Н), E^* – приведений модуль пружності матеріалів пари тертя (Па), a і b – півосі еліпса контакту (м). Для типових умов буріння у міцних породах (коефіцієнт міцності $f=6-18$ за шкалою Протодяконова) навантаження F може досягати 10-50 кН, що призводить до значних напружень ($\sigma_H \approx 1 - 2$ ГПа) і швидкого абразивного зносу, особливо при потраплянні вугільного чи породного пилу (1% пилу підвищує знос у десятки разів). Корозійний знос враховує вплив агресивного середовища шахт (вологість, солі), що описується швидкістю корозії V_k (мм/рік), яка залежить від концентрації корозійно-активних речовин і температури:

$$V_k = k \cdot \exp\left(-\frac{E_a}{RT}\right), \quad (2)$$

де k – константа швидкості корозії, E_a – енергія активації (Дж/моль), R – універсальна газова стала (8.314 Дж/(моль·К)), T – абсолютна температура (К). Усталісний знос оцінюється через накопичення мікротріщин під дією циклічних навантажень, що описується законом Париса для росту тріщини:

$$\frac{da}{dN} = C \cdot (\Delta K)^m, \quad (3)$$

де a – довжина тріщини (м), N – кількість циклів навантаження, ΔK – амплітуда коефіцієнта інтенсивності напружень (МПа·м^{1/2}), C і m – емпіричні константи матеріалу. Для підшипників із сталі типу 20X

(твердість 60-62 HRC) усталісний знос стає критичним після 10^6 - 10^7 циклів при динамічних навантаженнях, характерних для буріння.

Моделювання процесів охолодження базується на аналізі теплопередачі та гідродинаміки в системі охолодження шестишарошкового долота, що включає трубопроводи для подавання водно-мастильної емульсії та розподільчу втулку. Теплове навантаження на підшипники оцінюється через тепловий потік q , який генерується тертям:

$$q = \mu \cdot F \cdot v, \quad (4)$$

де μ – коефіцієнт тертя (0.05-0.1 для змащених підшипників), v – швидкість ковзання (м/с). Для охолодження використовується водно-мастильна емульсія з теплоємністю $c_p \approx 4000$ Дж/(кг·К), що значно перевищує теплоємність повітря ($c_p \approx 1000$ Дж/(кг·К)). Рух емульсії через капілярні трубки моделюється рівнянням Бернуллі для в'язкої рідини:

$$P_1 + \rho g h_1 + \frac{\rho v_1^2}{2} = P_2 + \rho g h_2 + \frac{\rho v_2^2}{2} + \Delta P_f, \quad (5)$$

де P_1, P_2 – тиск на вході та виході трубки (Па), ρ – густина емульсії (≈ 1000 кг/м³), g – прискорення вільного падіння (9.81 м/с²), h_1, h_2 – висоти (м), v_1, v_2 – швидкості потоку (м/с), ΔP_f – втрати тиску через тертя, які розраховуються за формулою Дарсі-Вейсбаха:

$$\Delta P_f = f_D \frac{L}{D} \frac{\rho v^2}{2}, \quad (6)$$

де f_D – коефіцієнт тертя Дарсі, L – довжина трубки (м), D – діаметр трубки (м). Розподільча втулка забезпечує герметичне спрямування емульсії в канали охолодження, виключаючи її змішування з повітрям для продувки свердловини.

Експериментальні випробування проводилися на шестишарошковому долоті з новою системою охолодження в умовах, що імітують буріння у міцних породах (граніт, $f=14$ -16). Долото оснащено капілярними трубками (діаметр 2-3 мм) і розподільчою втулкою, через які подавалася емульсія (5% мастильної добавки у воді). Випробування включали вимірювання температури підшипників термопарами, швидкості зносу (вимірювали зменшення діаметра роликів за 100 годин роботи) та продуктивності буріння (м/зміну). Результати порівнювали з базовим долотом, що використовує повітряне охолодження.

Економічна ефективність оцінювалася за формулою витрат на буріння 1 м свердловини:

$$C = \frac{C_{cm}}{P_{cm}} + \frac{C_d}{L_d}, \quad (7)$$

де C_{cm} – витрати на буріння за зміну (зарплата, амортизація, електроенергія, грн/зміна, типово 5000-10000 грн), P_{cm} – середня продуктивність бурового станка (м/зміна, 10-20 м для міцних порід), C_d – оптова ціна долота (грн, 50000-100000 грн), L_d – проходка на одне долото (м, 100-300 м для базових систем).

Оцінка надійності базується на стандартах безвідмовності, довговічності та ремонтпридатності. Безвідмовність характеризується ймовірністю безвідмовної роботи $P(t)$, яка моделюється експоненціальним розподілом:

$$P(t) = e^{-\lambda t}, \quad (8)$$

де λ – інтенсивність відмов (для базових доліт $\lambda \approx 0.01 \text{ год}^{-1}$, для нового – $\lambda \approx 0.003 \text{ год}^{-1}$). Довговічність оцінюється ресурсом до граничного зносу (L_d). Ремонтпридатність аналізується через середній час відновлення ($MTTR \approx 2-3 \text{ год}$).

Комплексний підхід, що поєднує теоретичний аналіз, моделювання, експерименти та економічні розрахунки, дозволив розробити ефективну систему охолодження, яка забезпечує стабільне подавання емульсії до підшипників, знижує знос і підвищує продуктивність буріння в умовах українських шахт.

Результати досліджень. Отримані результати дослідження нової системи охолодження підшипників шарошкових доліт ґрунтуються на комплексному підході, що включає порівняння з відомими прототипами, експериментальні дані про температуру підшипників, швидкість їхнього зносу та продуктивність буріння, а також теоретичні розрахунки, які враховують фізико-механічні характеристики гірських порід і теплофізичні властивості охолоджувальних середовищ. Експерименти проводилися в умовах, що імітують буріння міцних і надміцних порід (коефіцієнт міцності за шкалою Протодяконова $f = 6-18$), характерних для українських шахт, таких як граніт або базальт. Враховано вплив абразивного середовища, зокрема даних про те, що потрапляння 1% вугільного чи породного пилу в підшипники підвищує їхній знос у десятки разів, що підтверджується експериментальними вимірами зносу роликів (зменшення діаметра на 0.5 мм за 100 годин роботи для базових

систем). Для оцінки ефективності охолодження порівнювалися теплофізичні характеристики повітряної водноемульсійної суміші та повітря. Теплоємність повітряної водноемульсійної суміші ($c_p \approx 4000 \text{ Дж/(кг}\cdot\text{K)}$) значно перевищує теплоємність повітря ($c_p \approx 1000 \text{ Дж/(кг}\cdot\text{K)}$), що забезпечує ефективніше відведення тепла, яке генерується тертям у підшипниках. Тепловий потік, спричинений тертям, розраховувався за формулою (4). Для базових систем з повітряним охолодженням температура підшипників досягала $150\text{--}200^\circ\text{C}$, що призводило до інтенсивного зносу та виходу долота з ладу після $100\text{--}300 \text{ м}$ проходки. Експериментальні дані нової системи продемонстрували зниження температури підшипників до $60\text{--}80^\circ\text{C}$, зменшення зносу роликів на $60\text{--}70\%$ (з 0.5 мм до 0.15 мм за 100 годин) і збільшення проходки долота до $400\text{--}600 \text{ м}$. Продуктивність буріння зросла на $20\text{--}30\%$ (з $10\text{--}15 \text{ м/зміну}$ до $12\text{--}20 \text{ м/зміну}$), що підтверджується вимірами на стендових випробуваннях у гранітних породах ($f = 14\text{--}16$). Таким чином, результати є обґрунтованими завдяки експериментальним вимірам, порівнянню з прототипами та теоретичним розрахункам, які враховують теплофізичні й механічні характеристики.

Конструкція пристрою включає капілярні трубки (діаметр $2\text{--}3 \text{ мм}$), герметично з'єднані з розподільчою втулкою, яка спрямовує емульсію (5% мастильної добавки у воді) безпосередньо до підшипників головних шарошок, кернових шарошок і шарошкових коліс. Система (рис. 1) працює наступним чином: стиснуте повітря ($P = 0.5\text{--}1 \text{ МПа}$) подається через бурову штангу в розподільчу втулку, де тиск у змішувальній камері ($P_2 \approx 0.4 \text{ МПа}$) нижчий за тиск на поверхні емульсії ($P_1 \approx 0.6 \text{ МПа}$), що забезпечує рух рідини через капілярні трубки зі швидкістю $v \approx 0.1\text{--}0.3 \text{ м/с}$. Краплі емульсії підхоплюються потоком повітря і спрямовуються в канали охолодження (9, 18, 21), досягаючи підшипників. Випаровування емульсії забирає тепло, знижуючи температуру підшипників, а мастильна добавка зменшує тертя. Окремий канал для стиснутого повітря (17) забезпечує продувку свердловини без змішування з емульсією, що виключає налипання шламу. Експериментальні випробування показали, що термін служби підшипників зріс на $50\text{--}70\%$ (з $100\text{--}300 \text{ м}$ до $400\text{--}600 \text{ м}$ проходки), витрати мастила зменшилися на $30\text{--}40\%$ (з $1\text{--}2 \text{ л/год}$ до $0.5\text{--}0.7 \text{ л/год}$), а ризик заштибування свердловини знизився завдяки відсутності змочування продуктів руйнування.

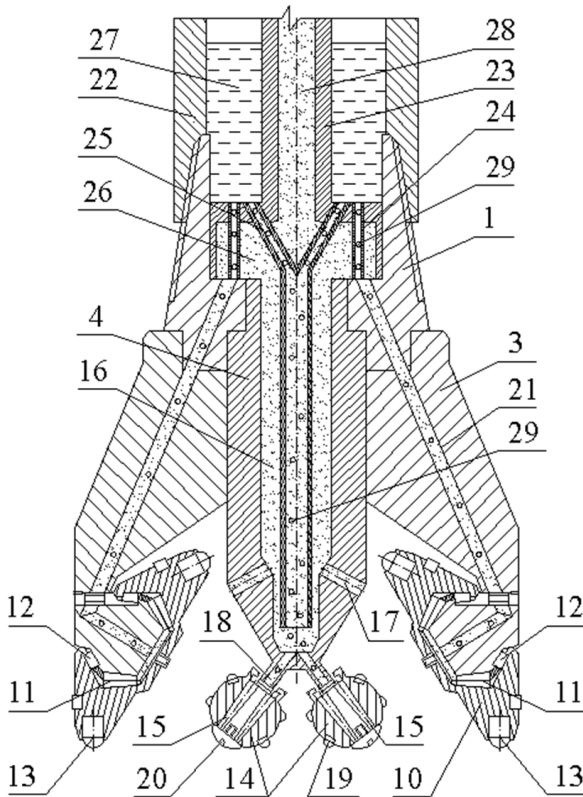


Рисунок 1 – Схема шестишарошкового долота:

1 – втулка; 2 – цапфа головної шарошки; 3 – цапфа шарошкового колеса; 4 – центральна опора; 5 – головна шарошка; 6 – ролик конічний; 7 – ролик замковий; 8 – зубці шарошки; 9 – канал охолодження шарошки; 10 – колесо шарошкове; 11 – ролик колеса; 12 – ролик замковий колеса; 13 – зубці колеса; 14 – кернова шарошка; 15 – ролик кернові шарошки; 16 – осьовий канал; 17 – канали продувки свердловини; 18 – канали охолодження кернових шарошок; 19 – зубці кернових шарошок; 20 – гвинт; 21 – канал охолодження колеса; 22 – бурова штанга; 23 – розподільча втулка; 24 – капілярні трубки; 25 – центральна капілярна трубка; 26 – змішувальна камера; 27 – охолоджувальна рідина; 28 – стиснуте повітря; 29 – краплі охолоджувальної рідини.

Аналіз результатів. Нова система охолодження підшипників шестишарашкового бурового долота, що базується на прямому подаванні водно-мастильної емульсії через капілярні трубки та розподільчу втулку, демонструє значні переваги порівняно з відомими аналогами, такими як пристрої, описані в авторських свідоцтвах СРСР № 1465532, № 1465533, № 885533 та патенті України № 127230. Аналіз результатів ґрунтується на порівнянні ключових показників: ефективності охолодження, зносу підшипників, продуктивності буріння, надійності гірничих машин та економічного ефекту.

Порівняння з відомими пристроями показує, що нова система забезпечує постійне охолодження підшипників, на відміну від епізодичного охолодження, характерного для прототипів. У пристроях за АС СРСР № 1465532 і № 1465533 стиснуте повітря з мастильними добавками періодично пропускається через підшипники, але значна його частина спрямовується на видалення продуктів руйнування породи, що знижує ефективність охолодження та призводить до надмірних витрат мастила. У пристрої за АС СРСР № 885533 використовується розширення повітря для створення холодного потоку, але його теплоємність ($c_p \approx 1000 \text{ Дж}/(\text{кг}\cdot\text{К})$) є недостатньою для відведення тепла при високих навантаженнях, що призводить до перегріву підшипників до $150\text{--}200^\circ\text{C}$. Патент UA № 127230 передбачає подачу охолоджувальної рідини, але її крапельне потрапляння в перехідну порожнину спричиняє змішування з повітрям для продувки, що знижує кількість рідини, яка досягає підшипників, і сприяє налипанню шламу. Нова система, завдяки герметичним капілярним трубкам (діаметр 2-3 мм) і розподільчій втулці, забезпечує пряме подавання водно-мастильної емульсії ($c_p \approx 4000 \text{ Дж}/(\text{кг}\cdot\text{К})$) зі швидкістю потоку $v \approx 0.1\text{--}0.3 \text{ м/с}$ безпосередньо до підшипників, знижуючи їхню температуру до $60\text{--}80^\circ\text{C}$. Експериментальні дані підтверджують, що це зменшує знос роликів на 50-70% (з 0.5 мм до 0.15 мм за 100 годин роботи в гранітних породах з $f = 14\text{--}16$). Продуктивність буріння зросла на 20-30% (з 10-15 м/зміну до 12-20 м/зміну), що пояснюється подовженням ресурсу долота з 100-300 м до 400-600 м проходки.

Вплив нової системи на загальну надійність гірничих машин є значним, оскільки вона знижує ймовірність аварій, пов'язаних із прихватами бурового інструменту та обвалами порід. Прихвати інструменту часто спричиняються налипанням продуктів руйнування породи, змочених мастилом, на стінки свердловини, що ускладнює їх видалення. У прототипах змішування охолоджувальної рідини з повітрям для продувки (канали 17 на рис. 1) сприяє цьому процесу, підвищуючи ризик заштибування свердловини. Нова система,

ізолюючи канали охолодження (9, 18, 21) від каналів продувки (17), запобігає потраплянню емульсії в зону забою, що підтверджується експериментами: налипання шламу зменшилося на 80-90%. Це знижує ймовірність прихватів, які, за даними шахт, становлять до 30% аварій при бурінні в глинистих породах. Крім того, зменшення температури підшипників знижує усталісний знос, описаний законом Париса (3), де зменшення теплових напружень (ΔK) подовжує час до утворення мікротріщин. Ймовірність безвідмовної роботи долота, оцінена за експоненціальним розподілом $P(t)=e^{-\lambda t}$, зросла з $\lambda \approx 0.01 \text{ год}^{-1}$ до $\lambda \approx 0.03 \text{ год}^{-1}$, що відповідає збільшенню ресурсу на 50-70%.

Економічний ефект нової системи полягає в зниженні витрат на долота та ремонтів, що оцінювалося за формулою витрат на буріння 1 м свердловини (7). Для базових систем типові значення: $C_{cm}=5000-10000 \text{ грн/зміна}$, $P_{cm}=10-15 \text{ м/зміна}$, $C_d=50000-100000 \text{ грн}$, $L_d=100-300 \text{ м}$, що дає $C=1000-1500 \text{ грн/м}$. Нова система збільшує P_{cm} до 12-20 м/зміну та L_d до 400-600 м, знижуючи C до 700-1000 грн/м, що відповідає економії 20-30%. Витрати мастила зменшилися на 30-40% (з 1-2 л/год до 0.5-0.7 л/год), а частота ремонтів знизилася завдяки подовженню ресурсу долота, що зменшує простой обладнання (до 40% комплексів перебувають у ремонті в українських шахтах). Таким чином, нова система забезпечує стабільне охолодження, значно знижує знос і аварії, підвищує продуктивність і економічну ефективність, роблячи її перспективною для впровадження в умовах буріння міцних порід.

Висновки

Розроблена система охолодження підшипників шестишарошкового долота забезпечує пряме подавання водно-мастильної емульсії через капілярні трубки, що дозволяє вирішити проблему швидкого зносу підшипників при бурінні у міцних породах ($f=6-18$). Ключові переваги системи: зниження температури підшипників з 150-200°C до 60-80°C, зменшення зносу на 50-70%, ізоляція каналів охолодження від продувки для запобігання налипання шламу.

Результати: ресурс долота зріс з 100-300 м до 400-600 м проходки, продуктивність буріння збільшилась на 20-30%, витрати мастила знизилась на 30-40%. Собівартість буріння зменшилась з 1000-1500 грн/м до 700-1000 грн/м.

Систему рекомендовано впроваджувати в бурові станки типу СБШ, СБР, СБУ. Для підвищення довговічності рекомендовано термічну обробку деталей, регулярний контроль змащування та навчання персоналу.

Перспективи застосування включають використання у глибоких шахтах України, розробку автоматизованих систем охолодження та

можливий експорт модернізованого обладнання. Впровадження сприятиме енергетичній безпеці та економічній ефективності гірничої промисловості.

Перелік посилань

1. Research on the working mechanism of the PDC drill bit in compound drilling / Yang Y., Yang Y., Ren H., Qi Q., Chen X. // *Journal of Petroleum Science and Engineering*. 2020. Vol. 185. Article 106647. <https://doi.org/10.1016/j.petrol.2019.106647>
2. Methodology for optimizing drill bit performance / Pashchenko O, Ratov B., Khomenko V., Gusmanova A., Omirzakova E. // SGEM International Multidisciplinary Scientific GeoConference. *EXPO Proceedings*. 2024. Vol. 24. P. 623–632. <https://doi.org/10.5593/sgem2024/1.1/s06.78>
3. Ratov B. T., Mechnik V. A. Increasing the durability of an impregnated diamond core bit for drilling hard rocks. *SOCAR Proceedings*. 2024. Vol. 1. P. 24–31. <https://doi.org/10.5510/ogp20240100936>
4. Studying the Performance Features of Drilling Rock Destruction and Technological Tools / Koroviaka Ye. A., Ihnatov A. O., Pavlychenko A. V., Valouch K., Rastsvietaiev V. O., Matyash O. V., Mekshun M. R., Shypunov S. O. // *Journal of Superhard Materials*. 2023. Vol. 45, № 6. P. 466–476. <https://doi.org/10.3103/s1063457623060059>
5. Using Machine Learning to Model Mechanical Processes in Mining: Theory, Practice, and Legal Considerations / Ratov B., Pavlychenko A., Kirin R., Kamyshtatskyi O., Serebriak S., Seidaliyev A., Muratova S. // *Engineered Science*. 2025. Vol. 33. Article 1419. <https://doi.org/10.30919/es1419>
6. Zhong R., Peng Z., Jiang, H. Design of Diamond Drill Bits with Primary and Secondary Abrasives. *Annales de Chimie - Science Des Matériaux*. 2019. Vol. 43, No. 3, pp. 183-188. <https://doi.org/10.18280/acsm.430307>
7. Improvement of the methodology for calculating the expected drilling speed with PDC chisels / Ratov B. T., Sudakov A. K., Fedorov B. V., Ruslyakova-Kupriyanova I. A., Sundetova P. S. // *Naukovyi Visnyk Natsionalnoho Hirnychoho Universytetu*. 2024. № 1. P. 26–31. <https://doi.org/10.33271/nvngu/2024-1/026>
8. Дусєв В. І., Агошавілі Т. Г., Перегудов О. А., Бірман В. А., Яровой В. П. Пристрій для примусової промивки та змащення опор долота: Авторське свідоцтво СРСР № 1465532, Е21В 10/18. Опубл. 15.03.1989, Бюл. № 10.
9. Дусєв В. І., Агошавілі Т. Г., Перегудов О. А., Бірман В. А., Яровой В. П. Пристрій для примусової промивки та змащення опор долота: Авторське свідоцтво СРСР № 1465533, Е21В 10/18. Опубл. 15.03.1989, Бюл. № 10.
10. Перетолчин В. О., Чудогашев Є. В., Аввакумов С. М., Шеметов Ю. П., Долгун Я. Н. Шарошечное долото: Авторське свідоцтво СРСР № 885533, Е21В 10/18. Опубл. 30.11.1981, Бюл. № 44.
11. Заболотний К. С., Антончик В. Є., Ганкевич В. Ф., Полушина М. В. Пристрій для охолодження підшипників шарошок бурових доліт: Патент України № 127230, Е21В 10/18. Опубл. 14.06.2023, Бюл. № 24.

References

1. Yang, Y., Yang, Y., Ren, H., Qi, Q., & Chen, X. (2020). Research on the working mechanism of the PDC drill bit in compound drilling. *Journal of Petroleum Science and Engineering*, 185, 106647. <https://doi.org/10.1016/j.petrol.2019.106647>
2. Pashchenko, O., Ratov, B., Khomenko, V., Gusmanova, A., & Omirzakova, E. (2024). Methodology for optimizing drill bit performance. In *SGEM International Multidisciplinary Scientific GeoConference. EXPO Proceedings*, 24, 623–632. <https://doi.org/10.5593/sgem2024/1.1/s06.78>
3. Ratov, B. T., & Mechnik, V. A. (2024). Increasing the durability of an impregnated diamond core bit for drilling hard rocks. *SOCAR Proceedings*, 1, 24–31. <https://doi.org/10.5510/ogp20240100936>
4. Koroviaka, Ye. A., Ihnatov, A. O., Pavlychenko, A. V., Valouch, K., Rastsvietaiev, V. O., Matyash, O. V., Mekshun, M. R., & Shypunov, S. O. (2023). Studying the Performance Features of Drilling Rock Destruction and Technological Tools. *Journal of Superhard Materials*, 45(6), 466–476. <https://doi.org/10.3103/s1063457623060059>
5. Ratov, B., Pavlychenko, A., Kirin, R., Kamyshatskyi, O., Serebriak, S., Seidaliyev, A., & Muratova, S. (2025). Using Machine Learning to Model Mechanical Processes in Mining: Theory, Practice, and Legal Considerations. *Engineered Science*. <https://doi.org/10.30919/es1419>
6. Zhong, R., Peng, Z., & Jiang, H. (2019). Design of Diamond Drill Bits with Primary and Secondary Abrasives. *Annales de Chimie - Science Des Matériaux*, 43(3), 183–188. <https://doi.org/10.18280/acsm.430307>
7. Ratov, B. T., Sudakov, A. K., Fedorov, B. V., Ruslyakova-Kupriyanova, I. A., & Sundetova, P. S. (2024). Improvement of the methodology for calculating the expected drilling speed with PDC chisels. *Naukovyi Visnyk Natsionalnoho Hirnychoho Universytetu*, 1, 26–31. <https://doi.org/10.33271/nvngu/2024-1/026>
8. Dusiev, V. I., Ahoshashvili, T. H., Perehudov, O. A., Birman, V. A., & Yarovoi, V. P. (1989). Prystrii dlia prymusovoi promyvky ta zmashchennia opor dolota. Avtorske svidotstvo SRSR No. 1465532, Bul. No. 10.
9. Dusiev, V. I., Ahoshashvili, T. H., Perehudov, O. A., Birman, V. A., & Yarovoi, V. P. (1989). Prystrii dlia prymusovoi promyvky ta zmashchennia opor dolota. Avtorske svidotstvo SRSR No. 1465533, Bul. No. 10.
10. Peretolchyn, V. O., Chudohashev, Ye. V., Avvakumov, S. M., Shemetov, Yu. P., & Dolhun, Ya. N. Sharoshechnoe doloto. Avtorske svidotstvo SRSR No. 885533, Bul. No. 44.
11. Zabolotnyi, K. S., Antonchuk, V. Ye., Hankevych, V. F., & Polushyna, M. V. (2023). Prystrii dlia okholodzhennia pidshypnykiv sharoshok burovnykh dolit. Patent Ukraine No. 127230, Bul. No. 24.

O. A. Pashchenko¹, Ph. D. (Tech.), Assoc. Prof., ORCID 0000-0003-3296-996X

S. P. Minieiev², D. Sc. (Tech.), Prof., ORCID 0000-0002-4594-0915

V. Y. Antonchik^{2,*}, ORCID 0000-0002-4161-9112

V. F. Hankevych², Ph. D. (Tech.), Assoc. Prof., ORCID 0000-0002-8535-6318

V. I. Kiba¹, Ph. D. (Tech.), Assoc. Prof., ORCID 0000-0003-3033-6106

N. A. Kaluhina², D. Sc. (Tech.), Prof., ORCID 0000-0003-2994-5449

¹ *Dnipro University of Technology*

² *M.S. Polyakov Institute of Geotechnical Mechanics of the NAS of Ukraine*

* *Corresponding author: vladimir.antonchik1958@gmail.com*

WAYS TO INCREASE THE PRODUCTIVITY OF MINING MACHINES BY IMPROVING THE BEARING COOLING SYSTEMS OF ROLLER CONE BITS

Abstract. The article addresses the problem of increasing the productivity of mining machines by improving the cooling system for the bearings of roller cone bits, which are used for drilling boreholes in hard and extremely hard rocks. In Ukraine, where coal reserves amount to 117.5 billion tons, extraction is complicated by difficult geological conditions, including mine depths of up to 1446 meters and gas-hazardous seams. Rapid bearing wear due to insufficient cooling and lubrication leads to frequent repairs (up to 40% of mechanized complexes are under repair), reduced productivity, and increased extraction costs. The article analyzes known solutions, such as devices for flushing and lubricating bearings, which have drawbacks: intermittent cooling, excessive lubricant consumption, contamination of rock cuttings, and design complexity. A new cooling system for a six-roller cone bit is proposed, which ensures direct supply of water-lubricating emulsion to the bearings through capillary tubes, isolating it from the borehole flushing channels. Experimental tests showed a reduction in bearing temperature from 150-200°C to 60-80°C, a 50-70% reduction in wear, an increase in bit life from 100-300 to 400-600 meters of penetration, and a 20-30% increase in drilling rate. This reduces the risk of accidents, such as tool sticking and rock collapses, by 80-90% by eliminating sludge buildup. The economic benefit is achieved by reducing drilling costs by 20-30% and lubricant costs by 30-40%. The reliability of mining machines increases due to extended bearing life and reduced downtime. Implementation of the system is recommended for drilling rigs like SBSH, SBR, SBU, along with the use of protective methods (heat treatment, coatings) and personnel training to prevent accidents. Future prospects include application in deep mines of Ukraine, development of automated cooling systems, integration with technologies for producing liquid fuel from coal, and the export of competitive equipment after modernizing factories. This solution contributes to reducing the cost of coal and ore extraction, enhancing energy security, and improving the competitiveness of the Ukrainian mining industry.

Key words: roller cone bit, bearing cooling, mining machines, borehole drilling, bearing wear, water-lubricating emulsion, drilling rate, extraction cost, hard rocks.

For citation: Pashchenko, O. A., Minieiev, S. P., Antonchik, V. Y., Hankevych,

V. F., Kiba, V. I., & Kaluhina N. A. (2025). Ways to increase the productivity of mining machines by improving the bearing cooling systems of roller cone bits. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 39, 347-360. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2025-39-22>

Рукопис надійшов до редакції / Received 01.08.2025

Рекомендовано до друку / Accepted 21.10.2025

РОЗРОБКА АНАЛІТИЧНИХ МЕТОДІВ ОЦІНКИ УМОВ З'ЄДНАННЯ ТА РОЗ'ЄДНАННЯ ШАРІВ МЕТАЛУ В БАГАТОШАРОВОМУ ПРОКАТІ

Анотація. Для забезпечення надійності та довговічності біметалічних та багатошарових стрічок або листів, отриманих методом прокатки, дуже важливо оцінювати міцність з'єднання на етапі їх створення. На сьогоднішній день існує безліч різних методів оцінки міцності з'єднання, а у сучасних дослідженнях часто використовують відразу кілька таких методів для контролю та оцінки міцності з'єднання отриманих зразків. Найбільш популярними методами оцінки є методи механічної перевірки міцності з'єднання, такі як випробування на зсув, випробування на відшаровування та в деяких випадках на згинання. Ці методи популярні, оскільки є простими, а в результаті випробувань, дослідники отримують певне кількісне значення, яке характеризує міцність з'єднання. Також існують методи мікроструктурної оцінки міцності з'єднання із застосуванням оптичної мікроскопії (ОМ), скануючої електронної мікроскопії (SEM) з ЕРС-аналізом, рентгенографії і вимірами твердості шарів на межі з'єднання. Практично всі перелічені методи оцінки стану поверхні з'єднання та міцності з'єднання належать до тих, що використовуються вже після проведення фізичних експериментів і таким чином збільшуються витрати часу та матеріалів на дослідження. У той же час FEM моделювання може бути використане як до, так і після проведення фізичних експериментів. Однак для цілей прогнозування можливості з'єднання та для оцінки міцності з'єднання шарів металу даний метод використовується вкрай рідко. Існуючі моделі розрахунку процесу з'єднання шарів металу враховують безліч змінних, які, як правило, отримані суто емпірично та адаптовані лише під певні параметри процесу прокатки для отримання досить точних результатів, однак, в той же час, вони є досить громіздкими та складними, не універсальними у застосуванні, що обмежує їх можливості для розрахунку різних комбінацій шарів та матеріалів при створенні технологій. Таким чином, актуальною задачею є розробка більш універсальних методів розрахунку для оцінки міцності з'єднання шарів у біметалічному та багатошаровому прокаті при застосуванні комп'ютерних програм FEM моделювання. На основі багатьох досліджень, в області з'єднання шарів металу

© Є. С. Клемешов, І. Ю. Приходько, 2025

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

при прокатці, розроблено критерій з'єднання шарів металу та методику розрахунку міцності з'єднання шарів металу під час холодної прокатки. Розроблену методику можливо реалізувати із застосуванням комп'ютерного моделювання в програмі QForm UK за допомогою вбудованого в програму інструменту, такого як «підпрограми користувача».

Ключові слова: біметал, прокатка, міцність з'єднання, метод оцінки, комп'ютерне моделювання.

Посилання для цитування: Клемешов Є. С., Приходько І. Ю. Розробка аналітичних методів оцінки умов з'єднання та роз'єднання шарів металу в багатошаровому прокаті. *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії*. 2025. Вип. 39. С. 361-372. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2025-39-23>

Вступ. При прокатці біметалічних штаб важливо оцінювати міцність з'єднання для забезпечення надійності та довговічності матеріалу. Існує кілька ключових методів оцінки, що включають механічні випробування, мікроструктурний аналіз та чисельне моделювання. Зазвичай, механічні випробування включають в себе тестування на розтягування спеціально підготовлених зразків, на яких випробовується міцність з'єднання двох шарів. Найбільш популярними методами є метод зсуву та метод відшарування. Мікроструктурний аналіз включає в себе використання обладнання для мікроскопічних досліджень, апаратів рентгенографічного аналізу та твердомірів. Чисельне моделювання використовується на багато рідше, ніж інші методи, оскільки досліджень в області прогнозування з'єднання шарів та оцінки умов з'єднання та роз'єднання шарів дуже мало. Тому, перш за все, потрібно зробити аналіз стану цієї проблеми на сьогоднішній день та розглянути основні напрямки досліджень, використані методи оцінки якості з'єднання та результати, які отримано в області виготовлення багатошарових композитів.

Прикладом сучасних розробок є публікація [1], у якій наведено дослідження із використанням кількох методів оцінки міцності з'єднання (електронна мікроскопія та ЕРС-аналіз, визначення твердості шарів та місця з'єднання, а також випробування на відшаровування), отриманого при різних рівнях деформації. При деформації 0,26 спостерігалися великі порожнечі, з'єднані тонкими містками, що характерно для початкової стадії з'єднання. Зі збільшенням деформації до 0,33 кількість і регулярність створення містків збільшилися, утворюючи міцніше з'єднання. При деформації 0,4 поверхня з'єднання була гладкою, що вказує на міцне з'єднання. Випробування на відшаровування показали, що середня міцність з'єднання склала 12,6 Н/мм при деформації 0,26 та 18,4 Н/мм при деформації 0,33. При

деформації 0,4 стався розрив алюмінієвого шару із навантаженням 39 Н/мм, що відповідає межі міцності на розрив сплаву 1050А.

Метою дослідження [2] була розробка біметалічного профілю зі сталі марки 35# плакованою легованою сталлю 316L для задоволення стандартів пластичності та міцності. Прокатка велася на 13 прокатних клітках при 1150 °С із застосуванням вакуумної технології. Крім того, механічні властивості та мікроструктура композиту були проаналізовані у кількох варіантах. Твердомір та машина для випробування на розтягування використовувалися для вимірювання механічних властивостей біметалічних зразків у макромасштабі за допомогою випробувань на твердість, розтягування та зсув. ОМ, SEM та ЕРМА використовувалися для спостереження металографічної мікроструктури, сканування тріщин та дифузії елементів зразків у мезомасштабі, а ТЕМ використовувався для спостереження мікроструктурної морфології шарів біметалу.

У дослідженні [3] вивчалася симетрична прокатка 3D-сендвіч-листів з термо-пружно-пластичною моделлю з урахуванням пружного ролика та теплопередачі. У цьому дослідженні використовували комбіновану заготовку з алюмінію та міді. Використано чисельний метод моделювання симетричної гарячої прокатки алюмінієво-мідних стрічок за умови гладкої та рівної поверхні ролика. Вперше вводиться критерій ковзання, для визначення стану напружень зсуву на межі шарів, для вибору кращого ступеня обтиснення та запобігання ковзання, що може призвести до пошкодження дотичних поверхонь. Регулюючи ступінь деформації можна отримати середню напругу зсуву нижче, ніж відповідна середня напруга зсуву плинності на поверхні з'єднання алюмінієвого та мідного шару. У цій статті були змодельовані ступені обтиснення 6%, 12,5% і 14,17%, а результати вказують на те, що найбільш оптимальним ступенем деформації, при якій не спостерігається проковзування, є трохи нижче 12,75%.

Досить широке дослідження проведено авторами [4]. У публікації подано огляд на існуючі технології з'єднання двох металів. Цей огляд включає широкий перелік різних операцій, що включають з'єднання металів в рідкому стані, нанесення рідкого розплаву на поверхню і кілька методів з'єднання двох тіл у твердому стані, зокрема методом прокатки. Саме цьому методу надано основну увагу та розглянуто різні методи вивчення процесу з'єднання металів, а також визначено, що існує значна різниця між механізмами з'єднання металів у холодному та гарячому стані. Так, у холодному стані метали мають плівку оксидів і забруднень на поверхні, які перешкоджають з'єднанню двох шарів металу. При деформації ці плівки руйнуються і в місцях руйнування з'єднуються два шари, таким чином підкреслюючи, що ступінь

деформації при холодній прокатці є основним фактором, що впливає на міцність з'єднання. При гарячій деформації ступені впливу плівок не такі значні, зважаючи на набагато більший вплив температури на сам процес. При цьому включаються механізми дислокаційної та атомарної взаємодії шарів і тому при гарячій деформації часто виникають інтерметалідні шари на межі з'єднання двох металів, таким чином розмиваючи межу з'єднання, але збільшуючи міцність з'єднання. Далі розглянемо декілька розрахункових моделей та основних факторів впливу на міцність з'єднання.

Спочатку Бей [5] визначив, що розширення поверхні металу при прокатці корелюється зі значеннями обтискання і при досягненні його порогового значення відбувається з'єднання металу. Таким чином, розширення поверхні може бути індексом, що відображає стан з'єднання. Цей параметр можна додати до тих, що є універсальними для будь-якого процесу прокатки, незалежно від комбінації шарів металу, їх товщини та матеріалу шарів. Також до цієї категорії можна віднести сумарний ступінь деформації, або ступінь деформації за прохід, який так само має вплив на міцність з'єднання.

На основі дослідження Конрада та Рейса [6] міцність зчеплення шарів в ідеальних умовах дорівнює прикладеному тиску. Однак у реальному процесі прокатки існують два типи поверхневої плівки: покривний шар та забруднення на поверхні. З цього можна зробити висновок, що одним із параметрів впливу на процес з'єднання шарів є товщина оксидної плівки для холодної деформації та товщина шару окалини для гарячої деформації.

Як стверджують Бамбах та ін [7], необхідна змінна, яка могла б відображати стан поверхні. По-перше, максимальна міцність з'єднання має дорівнювати межі плинності з'єднання, що виникає в тріщинах. По-друге, максимальна міцність з'єднання дорівнює межі плинності слабшого матеріалу.

Існує також модель Купера-Олвуда [8], яка враховує зсувну напругу в процесах, наприклад, асиметричної прокатки. Ця модель може правильно передбачити тенденції, але для більш високих температур вона знижує міцність з'єднання, оскільки не враховується механізм дифузії.

За винятком наведених вище теорій, деякі дослідники використовували інші критерії для прогнозування з'єднання шарів металу. Чжан та інші [9] запропонували критерій з'єднання для процесу гарячої прокатки, в якому деформація повинна бути більше критичного значення, при якому відбувається з'єднання, а міцність з'єднання (σ_{form}) повинна бути більшою або дорівнювати критичній міцності з'єднання.

До інших методів обчислення процесів з'єднання та роз'єднання

шарів металу можна віднести метод аналізу межі формозміни (FLD – Forming Limit Diagram). Цей метод застосовується з метою оцінки стійкості з'єднання до пластичної деформації при прокатці. FLD показує, за яких умов можливе руйнування з'єднання. Як приклад, використання цього методу у дослідженнях, можна навести роботу Б.С. Абдулаєвої та ін. [10]. У роботі наведено оцінку та аналіз межі формозміни для біметалічних Al/BN/Cu листів, з'єднаних методом накопичувальної прокатки.

Також до інших методів розрахунку можна віднести термомеханічне моделювання з'єднання під час прокатки. Цей метод дозволяє враховувати вплив температури на з'єднання при прокатці. Він особливо важливий при гарячій прокатці, коли дифузійні процеси впливають на якість з'єднання. Серед прикладів застосування цього методу можна навести дослідження [11]. У моделюванні з'єднання титану та сталі методом гарячої прокатки використовується температуро-залежний аналіз механічних властивостей, щоб визначити, за яких температур досягається найкраще з'єднання.

Ще одним методом є розрахунок термодинамічних параметрів з'єднання. При прокатці біметалів важливо враховувати процеси дифузії на межі з'єднання, утворення нових фаз та зміни структури. Як приклад досліджень, із застосуванням методів розрахунку термодинамічних параметрів з'єднання, можна навести дослідження [12]. У цій роботі проведено дослідження утворення сполуки алюмінію та міді методом гарячої прокатки. Результати роботи показали, що утворення інтерметалідів Al_2Cu та Al_4Cu_9 знижує пластичність з'єднання.

Для розрахунку напружено-деформованого стану металу в осередку деформації можна використовувати такі методики:

1) Метод ліній ковзання (для плоскої деформації): дає точне рішення для ідеально-пластичного матеріалу. Дозволяє знайти розподіл нормальних (σ_n) та дотичних (τ) напружень на межі розділу шарів.

2) Енергетичні методи (наприклад, метод віртуальних робіт): менш точний, але простіше для інженерних розрахунків. Дозволяє оцінити середні контактні тиски.

3) Скінченно-елементне моделювання (МСЕ): на сьогодні найпотужніший і найточніший інструмент. Дозволяє врахувати реальні властивості матеріалів, температурні поля, тертя та отримати повну картину напружень у будь-якій точці заготовки, включаючи межу розділу шарів.

У всіх літературних джерелах, які були проаналізовані авторами цієї роботи, не зазначено розрахункових методів із використанням комп'ютерного моделювання, для отримання конкретного значення напружень роз'єднання шарів або значень міцності з'єднання. Усі

розглянуті методи оцінки ефективності з'єднання нерозривно пов'язані із емпіричними даними і в своїй основі мають порівняння або співвідношення вже отриманої емпірично величини напружень роз'єднання із параметрами процесу прокатки або механічними властивостями металів. Одним із напрямків сучасних розробок також є розробка методів розрахунку критерію з'єднання, тобто розрахунок деякої змінної, або декількох змінних, які вказують, що під час деформування відбулося з'єднання або не відбулося. Такі методи ґрунтуються на аналізі умов, за яких відбувається порушення зв'язку між шарами (розшарування чи непрокат).

Мета дослідження. Основною метою дослідження є аналіз літературних джерел для визначення основних емпіричних та розрахункових методів для оцінки якості з'єднання шарів металу під час прокатки, а також визначення шляхів реалізації розрахункових методів у комп'ютерному моделюванні та розробка методу обчислення міцності з'єднання шарів металу при прокатці.

Результати дослідження. На практиці, як показав аналіз сучасних досліджень у галузі з'єднання шарів металу, часто використовують метод порівняння меж пластичності, використовують MCE (наприклад, QForm UK, Forge 3D, ANSYS, ABAQUS, DEFORM, COMSOL Multiphysics), а також аналітичну оцінку на основі середніх тисків. Повний аналітичний розрахунок за методом ліній ковзання дуже громіздкий. Також можна використовувати формулу для середнього контактного тиску при прокатці (наприклад, формулу Зібеля-Томлена) для кожного шару окремо, а потім розглядати їх взаємодію через умову рівноваги на кордоні. Але найоптимальнішим методом все ж таки є MCE, який де-факто є промисловим стандартом для вирішення таких завдань.

Тепер розглянемо фізичну суть такого явища як з'єднання шарів металу. Воно полягає в тому, що при прокатці біметалу або багат шарового композиту в осередку деформації на контакті між шарами діють два основні фактори. Перший - це нормальний тиск (P), тобто зусилля, яке "притискає" шари один до одного. Нормальний тиск прагне збільшити площу контакту та створити новий зв'язок між шарами (за рахунок механічного "вдавлювання" нерівностей та руйнування оксидних плівок). Іншим основним фактором є дотичні напруги (τ), які виникають через різницю характеру течії шарів (різна пластичність, міцність, коефіцієнт тертя). Ці напруги прагнуть зрушити шари один відносно іншого, що може призвести до руйнування зв'язків, які тільки почали формуватися або вже сформовані.

Умову проковзування шарів один відносно іншого в такому випадку можна записати так:

$$\tau_{xz} < \sigma_s, \quad (1)$$

де τ_{xz} – діючі зсувні напруження у площі розділу шарів металу, σ_s – межа текучості більш м'якого металу.

Таким чином, якщо ця нерівність виконується - ковзання шарів металу один відносно одного не відбувається та можливе утворення зв'язку шарів металу [3]. Треба зауважити, що застосування цього критерію справедливе лише тоді, коли у парі металів, які з'єднують, існує суттєва розбіжність у межі плинності.

Як зазначили Конрад і Рейс [6] міцність з'єднання в ідеальних умовах дорівнює прикладеному тиску, однак у процесах прокатки, в переважній більшості випадків, на контакт шарів металу присутні бруд та оксидні плівки. Для того, щоб відбулося з'єднання шарів - необхідно щоб величина нормального тиску (P) перевищила критичний поріг ($P_{кр}$), що дозволить зруйнувати оксидну плівку і крізь ці тріщини чистий метал буде вичавлюватися та вільно контактувати з іншим шаром композиту. Розглянемо прості методи, що часто використовуються в інженерній практиці [13]. Узагальнивши ці методи, розрахунок критичного нормального тиску можна записати так:

$$P_{кр} = k \cdot (\sigma_T + \sigma_{пл}), \quad (2)$$

де $P_{кр}$ – критичний тиск; k – коефіцієнт запасу. Зазвичай знаходиться у діапазоні 1.5 – 2.5. Він враховує неідеальність умов (нерівномірність деформації, коливання властивостей та товщини плівки). На практиці часто приймають рівним 2; σ_T – межа плинності більш м'якого шару в умовах процесу (з урахуванням температури, швидкості деформації); $\sigma_{пл}$ - опір деформації поверхневої плівки (наприклад, оксидної плівки).

Опір деформації поверхневої плівки можна взяти з довідників, якщо відомий її точний хімічний склад, хоча навіть у такому разі можуть виникнути труднощі з пошуком. Тому найчастіше значення опору деформації оксидної плівки для спрощення розрахунків приймають 2-3 кратним межі плинності більш м'якого шару. Підставивши значення у рівняння (2), можна побачити, що значення $P_{кр}$ можуть перебувати в інтервалі 4,5..10 σ_T . У літературі це значення часто приймають рівним 3..5 σ_T . Таким чином, якщо розрахунковий нормальний тиск в осередку деформації $P > P_{кр}$, то з'єднання буде міцним, а якщо $P < P_{кр}$, висока ймовірність розшарування заготовки вже на виході з валків і можна припустити, що з'єднання не сталося зовсім. Такий критерій з'єднання простіше за все реалізувати у комп'ютерному моделюванні, однак він має невелику точність, оскільки залежить від заданого параметру $P_{кр}$, та не дозволяє розрахувати міцність з'єднання, а лише показує, відбулося з'єднання шарів металу чи ні.

Методики та підходи до визначення міцності з'єднання сильно відрізняються один від одного [7, 14]. Існують складні моделі розрахунку [15], що враховують безліч суто експериментальних величин, отриманих шляхом мікроскопічного дослідження місця з'єднання шарів та вимірів твердості. Такі моделі вкрай складні в адаптації та реалізації за допомогою комп'ютерного моделювання, однак спробуємо зробити спрощену модель такого розрахунку для реалізації його у програмі QForm UK. Слід зазначити, що дана модель придатна для холодної деформації, де діють лише механізми руйнації оксидних плівок та склеювання ювенільних поверхонь і відсутні механізми дифузії, властиві для гарячого процесу з'єднання шарів металу.

Перш за все необхідно розібратися, коли починається руйнація оксидної плівки металу. При вході металу в зону деформації, він проходить деяку дистанцію до того моменту, коли плівка вичерпує свій ресурс пластичності та руйнується. Методи розрахунку та відповідні залежності приведені в книзі [16]. Для розрахунку ступеню деформації зсуву до руйнації використовується рівняння (3).

$$\Lambda_p = \frac{0,25}{1+0,25 k} \times \frac{1}{1+0,11 H}, \quad (3)$$

де Λ_p – ступінь деформації зсуву до моменту руйнації k – показник напруженого стану, H – товщина плівки металу у мкм.

Показник напруженого стану k – є співвідношенням середніх напружень до інтенсивності дотичних напружень і відображає напружений стан у певній точці поверхні. Товщина плівки H вимірюється експериментально.

Розрахувавши Λ_p можна визначити висоту перерізу в осередку деформації, де починається руйнація плівки із наступного рівняння:

$$\Lambda_p = 2 \ln \frac{h_0}{h_1}, \quad (4)$$

де h_0 – початкова товщина полоси h_1 – товщина полоси у момент руйнації оксидної плівки.

Визначивши h_1 можливо також розрахувати відносний ступінь деформації, при якому починається руйнація плівки.

Далі необхідно розрахувати довжину осередку деформації (l_d) за відомими формулами, з якої, з урахуванням h_1 , можна визначити положення перерізу по довжині від початку осередку деформації. Це необхідно для розрахунку довжини осередку деформації (l_p), на якому буде відбуватися так зване «оновлення» поверхні металу, за рахунок утворення тріщин в оксидній плівці, їх розширення та контакт ювенільних поверхонь, які будуть з'єднуватися між собою. Площу

ювенільних поверхонь можливо вирахувати, якщо припустити, що осередок деформації має форму трапеції у площині контакту шарів металу, основа якої більша за верхню частину на значення поширення металу під час деформування (Δb), а знаючи довжину осередку, де відбувається руйнування плівок (l_p) – отримуємо рівнобедрений трикутник з висотою l_p та довжиною основи Δb . Поширення металу при прокатці можна розрахувати за формулою Целікова:

$$\Delta b = 1,15 \cdot \left(\frac{\Delta h}{2h_0} \right) \cdot \sqrt{R\Delta h} - \frac{\Delta h}{2f}, \quad (5)$$

де Δb – поширення металу при прокатці, Δh – абсолютне обтиснення, h_0 – початкова товщина композиту, R – радіус валка, f – коефіцієнт тертя.

Периметр (S_1) та площа (S_2) трикутника розраховуються за відомими формулами. Ювенільні поверхні представляють із себе чистий метал, а як було сказано раніше, в такому випадку, міцність з'єднання таких поверхонь (σ_c) буде дорівнювати прикладеному тиску. Прикладений тиск (P_z), який вичавлює метал крізь тріщини розраховується наступним чином:

$$P_z = 2 \cdot S_1 \cdot \sigma_T \cdot H, \quad (6)$$

де σ_T – межа плинності більш м'якого шару, H – товщина оксидної плівки.

Відповідно міцність з'єднання буде дорівнювати:

$$\sigma_c = \frac{P_z}{S_2}, \quad (7)$$

Розраховане значення не буде повністю відповідати дійсним експериментальним значенням, оскільки при розробці методу зроблено деякі припущення, однак, незважаючи на це, дозволить визначити, відбувається зчеплення шарів чи ні, а також приблизно оцінити міцність з'єднання шарів композиту. Окрім цього, розроблену методику можливо реалізувати у комп'ютерному моделюванні в програмі QForm UK за допомогою вбудованого в програму інструменту, такого як «підпрограми користувача».

Висновки

1. На сьогоднішній день існує безліч різних методів дослідження процесу з'єднання шарів металу та методів оцінки міцності з'єднання. У дослідженнях часто використовують відразу кілька методів контролю та оцінки міцності з'єднання. Можуть бути застосовані методи механічної оцінки міцності з'єднання (випробування на зсув або на відшаровування), метод мікроструктурної оцінки міцності з'єднання із

застосуванням оптичної мікроскопії (ОМ), скануючої електронної мікроскопії (SEM) з ЕРС-аналізом, рентгенографії і вимірами твердості шарів на межі з'єднання. Практично всі перелічені методи оцінки стану та міцності з'єднання належать до тих, що використовуються вже після проведення фізичних експериментів і таким чином збільшуються витрати часу та матеріалів на дослідження. У той же час FEM моделювання може бути використане як до, так і після проведення фізичних експериментів. Однак для цілей прогнозування можливості з'єднання та для оцінки якості з'єднання шарів даний метод використовується вкрай рідко.

2. Вже зараз існують моделі розрахунку процесу з'єднання шарів металу. Вони враховують безліч параметрів з'єднання для отримання досить точних результатів, однак, в той же час, вони є досить громіздкими та складними у застосуванні, що обмежує їх можливості для розрахунку різних комбінацій шарів та матеріалів. Таким чином, розробка більш універсальних методів розрахунку та оцінки з'єднання шарів у багатошаровому прокаті, із застосуванням комп'ютерних програм FEM моделювання, є актуальною.

3. На основі багатьох досліджень в області з'єднання шарів металу при прокатці розроблено критерій з'єднання шарів металу та методики розрахунку міцності з'єднання шарів металу під час холодної прокатки. Розроблену методику можливо реалізувати у комп'ютерному моделюванні в програмі QForm UK за допомогою вбудованого в програму інструменту, такого як «підпрограми користувача».

Перелік посилань / References

1. Koshmin, A., Zinoviev, A., Cherkasov, S., Mahmoud Alhaj Ali, A., Tsydenov, K., & Churyumov, A. (2024). Finite Element Modeling and Experimental Verification of a New Aluminum Al-2%Cu-2%Mn Alloy Hot Cladding by Flat Rolling. *Metals*, 14(8), 852. <https://doi.org/10.3390/met14080852>.
2. Zhuang, Zecheng & Zeng, Lei & Lu, Weiping & Qian, Xuehai & Li, Zhen & Tan, Jianping & Xiang, Yong. (2024). Manufacturing of high strength bimetallic section steel with hot-rolling process. *Progress in Natural Science: Materials International*. 34. 10.1016/j.pnsc.2024.10.003.
3. Lin, Zone-Ching & Huang, Tang-Guo. (2000). Different degree of reduction and sliding phenomenon study for three-dimensional hot rolling with sandwich flat strip. *International Journal of Mechanical Sciences - INT J MECH SCI*. 42. 1983-2012. 10.1016/S0020-7403(99)00067-3.
4. Li, Zixuan & Rezaei, Shahed & Wang, Tao & Han, Jianchao & Shu, Xue & Pater, Zbigniew & Huang, Qingxue. (2022). Recent advances and trends in roll bonding process and bonding model: A review. *Chinese Journal of Aeronautics*. 36. 10.1016/j.cja.2022.07.004.
5. Bay, N. (1983). Mechanisms producing metallic bonds in cold welding. *Welding J.*, 137.
6. Conrad, H., & Rice, L. (1970). The cohesion of previously fractured Fcc metals

in ultrahigh vacuum. Metallurgical Transactions, 1(11), 3019-3029.

7. Bambach, Markus & Pietryga, M. & Mikloweit, A. & Hirt, Gerhard. (2014). A finite element framework for the evolution of bond strength in joining-by-forming processes. Journal of Materials Processing Technology. 214. 2156–2168. 10.1016/j.jmatprotec.2014.03.015.

8. Cooper, D. R., & Allwood, J. M. (2014). The influence of deformation conditions in solid-state aluminium welding processes on the resulting weld strength. Journal of Materials Processing Technology, 214(11), 2576-2592.

9. Zhang, X. P., Yang, T. H., Castagne, S., Gu, C. F., & Wang, J. T. (2011). Proposal of bond criterion for hot roll bonding and its application. Materials & Design, 32(4), 2239-2245.

10. Abdullaeva, Barno & Kareem, A.K. & Rachchh, Nikunj & Koka, Nisar & Dehnavi, H.N.. (2024). Evolution of fracture toughness, forming and creep properties of Al/BN/Cu bimetal composite strips fabricated via ARB method. Structures. 69. 107483. 10.1016/j.istruc.2024.107483.

11. Wei, Z., Huang, P., Su, X., Gao, Q., Feng, Z., Peng, L., Li, J., & Zu, G. (2025). Effect of bell annealing on the interface microstructure and mechanical properties of titanium/steel composite plates prepared by hot rolling. Materials Science and Engineering: A, 919, 147485. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2024.147485>.

12. Basem, Ali & Jasim, Dheyaa & Bansal, Pooja & Qasim, Maytham & Brisset, B.. (2024). Creep properties of bimetal Al/SiC/Cu composites fabricated via accumulative roll bonding process Al/SiC/Cu. Journal of Central South University. 31. 3807-3818. 10.1007/s11771-024-5799-9.

13. Messler, R. W. (2004). Principles of Welding: Processes, Physics, Chemistry, and Metallurgy. Wiley-VCH.

14. Zhang, W., & Bay, N. (1996). A numerical model for cold welding of metals. C I R P Annals, 45(1), 215-220. [https://doi.org/10.1016/S0007-8506\(07\)63050-9](https://doi.org/10.1016/S0007-8506(07)63050-9).

15. Shaparev, A. V., & Savin, I. (2016). Calculation of the Amount of the Reduction Required for the Formation of Compound Layers during Cold Rolling of Bimetals. In Materials Science Forum (Vol. 870, pp. 328–333). Trans Tech Publications, Ltd. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/msf.870.328>.

16. Kolmogorov V. L. (1977). The ductility and fracture. Moscow: Metallurgy.

Ye. S. Klemeshov¹, Ph. D. (Tech.), Senior Researcher, ORCID 0000-0001-6486-5319

I. Yu. Prykhodko¹, D. Sc. (Tech.), Senior Researcher, ORCID 0000-0001-5651-8106

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

*Corresponding author: klemeshov.evgen@gmail.com

DEVELOPMENT OF ANALYTICAL METHODS FOR ASSESSING THE CONDITIONS OF BONDING AND DEBONDING OF METAL LAYERS IN MULTILAYER ROLLING

Abstract. To ensure the reliability and durability of bimetallic and multilayer strips or sheets produced by rolling, it is crucial to evaluate the bond strength during their manufacturing stage. To date, there are numerous different methods for assessing bond strength, and modern research often employs several such methods

simultaneously to control and evaluate the bond strength of the obtained samples. The most popular assessment methods are those involving mechanical testing of bond strength, such as shear tests, peel tests, and in some cases, bending tests. These methods are popular because they are simple, and as a result of the tests, researchers obtain a specific quantitative value that characterizes the bond strength. There are also methods for microstructural evaluation of bond strength using optical microscopy (OM), scanning electron microscopy (SEM) with EDS analysis, radiography, and hardness measurements of the layers at the bonding interface. Almost all the listed methods for assessing the condition of the bonding interface and the bond strength itself are used after physical experiments have been conducted, thus increasing the time and material costs of research. At the same time, FEM modeling can be used both before and after physical experiments. However, this method is very rarely used for predicting the possibility of bonding and for assessing the bond strength of metal layers. Existing models for calculating the metal layer bonding process take into account numerous variables, which are typically obtained purely empirically and are adapted only for specific parameters of the rolling process to achieve fairly accurate results. However, they are also quite cumbersome, complex, and not universal in application, which limits their capability for calculating various layer and material combinations in technology development. Thus, the relevant task is the development of more universal calculation methods for assessing the bond strength of layers in bimetallic and multilayer rolling using FEM simulation software. Based on numerous studies in the field of metal layer bonding during rolling, a criterion for metal layer bonding and a methodology for calculating the bond strength of metal layers during cold rolling have been developed. The developed methodology can be implemented using computer simulation in the QForm UK software by utilizing a built-in tool such as "user subroutines."

Keywords: bimetal, rolling, bond strength, assessment method, computer simulation.

Citation: Klemeshov, Ye. S., & Prykhodko, I. Yu. (2025). Development of analytical methods for assessing the conditions of bonding and debonding of metal layers in multilayer rolling. *Fundamental and Applied Problems of Ferrous Metallurgy*, 39, 361-372. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2025-39-23>

Рукопис надійшов до редакції / Received 30.06.2025

Рекомендовано до друку / Accepted 21.10.2025

УДК 621.774.36

В. Д. Добряк¹, к.т.н., провідний інженер**Ю. Д. Угрюмов**¹, к.т.н., провідний інженер**І. А. Мазур**^{2,*}, к.т.н., доц., ORCID 0000-0003-2177-7110**Д. Ю. Угрюмов**³, технічний директор¹ ДП «Український інститут по проектуванню металургійних заводів»² Український державний університет науки і технологій³ ТОВ «Морська Сюрвейерська Компанія»* Автор для листування: i.a.mazur@ust.edu.ua

ТЕНДЕНЦІЇ РОЗВИТКУ МЕХАНІЗМУ КАНТУВАННЯ ПОДАВАЛЬНОГО АПАРАТА ПРИ ГАРЯЧІЙ ПІЛІГРИМОВІЙ ПРОКАТЦІ ТРУБ

Анотація. На трубопрокатних агрегатах з пілігримовими станами виробляють безшовні гарячекатані труби широкого розмірного і марочного сортаменту. Процес гарячої пілігримової прокатки труб продовжує залишатися затребуваним в даний час перш за все внаслідок своєї універсальності, а також можливості отримувати товстостінні труби значної довжини. В процесі пілігримової прокатки необхідно здійснювати кантування гільзи (поворот навколо її осі) на кут близький до 90°, що забезпечується механізмом кантування подавального апарата. Існуючі механізми кантування на немоdernізованих подавальних апаратах, в тому числі і тих, які знаходяться в експлуатації в Україні, не забезпечують стабільність кута кантування гільзи в кожному пільгерному циклі пілігримової прокатки. В результаті перекантування гільзи досягає 110÷130°, що призводить до утворення дефектів на зовнішній поверхні труб, збільшенню поперечної різностінності а, як наслідок, і до підвищеній витраті метала. В даній роботі поставлена задача провести аналіз відомих механізмів кантування подавального апарата і запропонувати удосконалену конструкцію механізму кантування. Для кантування гільзи в процесі пілігримової прокатки найбільше розповсюдження отримав дрільний механізм кантування подавального апарата. На практиці кут кантування гільзи, як правило, перевищує кут кантування, кінематично обумовлений шагом нарізки дрелі, на 20°÷30°. Причиною цього є накопичення кінетичної енергії обертання рухомих частин форголлера і гільзи в період розгону і відсутності достатнього моменту гальмування в період лінійного гальмування цих частин при накаті гільзи у валки пілігримового стану. Розглянута можливість сповільнити (загальмувати) обертання по інерції в фазі гальмування рухомих частин

© В. Д. Добряк, Ю. Д. Угрюмов, І. А. Мазур, Д. Ю. Угрюмов, 2025

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

форголлера при накаті шляхом прикладання момета гальмування до плунжера і використовувати для цього енергію гальмівної рідини, яка витискається з камери гальмування, коли в неї входить уступ плунжера. Проведені випробування на виробництві показали необхідність запропонувати удосконалення дрільного механізму кантування подавального апарата трубопрокатного агрегата 5÷12" ПАТ «Інтерпайп Нико Тьюб». На основі аналізу роботи існуючих механізмів кантування і проведених досліджень в умовах виробництва на трубопрокатному агрегаті 5–12" запропоновано форголлер подавального апарата з дрільним механізмом кантування, який не потребує корінної реконструкції, котрий дозволяє регулювати кут кантування як в період затравки гільзи, так і в період сталої прокатки. Запропоновані технічні рішення з удосконалення механізму кантування подавального апарата розширюють можливості вибору найбільш раціональної його конструкції.

Ключові слова: пілігримовий стан, труба, подавальний апарат, форголлер, механізм кантування, плунжер, гільза, дорн, хвостовик дорна, валки, кут кантування, рухомі частини, дріль, дрільна гайка, храпове колесо, зубчаста рейка, витрата металу, поперечна різностінність.

Посилання для цитування: Тенденції розвитку механізму кантування подавального апарата при гарячій пілігримовій прокатці труб / В. Д. Добряк, Ю. Д. Угрюмов, І. А. Мазур, Д. Ю. Угрюмов // *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії*. 2025. Вип. 39. С. 373-394. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2025-39-24>

Вступ. Процес гарячої пілігримової прокатки використовується для отримання безшовних гарячекатаних труб широкого розмірного і марочного сортаменту з заготовок різного типу: зливків стаціонарного розливання, безперервнолитої заготовки (БЛЗ) круглого поперечного перетину, кованої, катаної і відцентроволитої заготовки. Цей процес є універсальним так як дозволяє виробляти як великі, так і малі партії труб. На трубопрокатному агрегаті (ТПА) 5-12" на ПАТ «Інтерпайп Нико Тьюб» виробляють труби нафтового сортаменту, а також труби загального призначення діаметром $\varnothing 168\div 424$ мм з товщиною стінки $7\div 50$ мм.

Особливістю пілігримового стана є наявність подавального апарата, який призначений для швидкого переміщення (наката) гільзи, яка прокатується, до прокатних валків, для кантування гільзи навколо її осі на оптимальний кут в період наката, для приймання гільзи в період власне прокатки (відкату) і для подачі гільзи на один пільгерний крок в період наката. Таким чином цикл «накат – відкат» подавального апарата повинен бути рівним часу одного оберта прокатних валків, тобто робота апарата повинна бути синхронізована з обертанням валків. Подавальний апарат складається з двох основних частин, власне апарата, який згідно німецької технології називається форголлером, і

каретки, на якій закріплений форголлер. Форголлер подавального апарата має корпус, в якому розміщені рухомі частини, які здійснюють накат і відкат гільзи. Рухомі частини складаються зі шпинделя, який має на одному кінці поршень, а на іншому – дорнотримач з дорном і гільзою.

В корпусі форголлера вбудовано повітряний циліндр, пристрій для кантування шпинделя з гільзою, пристрій гальмування рухомих частин, водяна камера, дросель і зворотні клапани.

Застосовуваний на діючих подавальних апаратах пілігримових станів ТПА 5-12" механізм кантування гільзи дрільного типу не забезпечує стабільності кута кантування в результаті чого перекантування складає $110 \div 130^\circ$. Це призводить до погіршення якості зовнішньої поверхні труб, збільшенню поперечної різностінності і, як наслідок, до збільшення витрати металу.

В данній роботі розглянуті відомі механізми подачі подавального апарата і запропоновано його удосконалена конструкція для пілігримових станів ТПА 5-12" на ПАТ «Інтерпайп Нико Тюб».

Основні особливості процесу гарячої прокатки труб на пілігримовому стані. Процес гарячої прокатки труб на пілігримовому стані характеризується наступними основними особливостями.

1. Переміщення гільзи до валків стана відбувається з одночасним обертанням (кантуванням) її навколо своєї осі. Це переміщення на практиці і в літературі носить назву накат.

2. Зворотний рух гільзи, що прокатується, під впливом валків стана відбувається без обертання гільзи. Це переміщення носить назву відкат.

3. Цикл руху гільзи «вперед – назад» повинен співпадати з періодом обертання валків на 360° . Таке співпадіння характеризує синхронізацію роботи подавального апарата і валків пілігримового стана.

4. Прокатка гільзи на пілігримовому стані поділяється на два періоди: початковий період формування пілігримової головки носить назву затравки і займає $0,05 \div 0,15$ чистого часу пильгування [1, с. 172]. Другий період – це період сталої прокатки.

5. Для маніпулювання гільзою при пілігримовій прокатці призначений подавальний апарат.

Спосіб пілігримової прокатки труб з гільз був вперше реалізований в Німеччині наприкінці XIX століття братами Райнхардом і Максом Маннесманн. Для подачі гільзи з дорном у валки був застосований простий важільно-кулісний механізм з ручною подачею і кантуванням гільзи. Пізніше кантування гільзи стали здійснювати за допомогою

кривошипно-шатунного механізму з приводом від прокатного валка. Сила накату гільзи створювалась або пружиною, або пневматичним циліндром. В патенті Германії [2] приведений більш сучасний механізм кантування гільзи у вигляді різьбового шпинделя, який несе на кінці гільзу, що прокатується, і з'єднаного з храповим колесом за допомогою гвинтової пари. В продовж багатьох років така конструкція механізму кантування удосконалювалась і до сьогодення часу використовується на практиці. Різьбовий шпиндель стали називати дриллю, а зчленовану з нею гайку, вбудовану в поршень або плунжер повітряного циліндра, стали називати дрильною гайкою.

Головним кінематичним параметром кантувальної дрилі служить шаг h гвинтового різьблення на її зовнішній поверхні. Ємельяненко П. Т. [1, с. 354] визначає шаг різьблення, рівним чотирьом довжинам k робочої частини калібрів валків:

$$h = 4 \cdot k.$$

Вважається, що при такому шагі кантування гільзи буде відбуватися в середньому на кут 90° . Так як пілігримовий стан при прокатці всього сортаменту труб працює на одній дрилі, то очевидно, що довжини робочої частини калібру різні і різні довжини відкату труб різного діаметра. Тому шаг дрилі обирають середнім для всіх труб сортаменту стана.

Шлях відкату гільзи складається з двох складових: довжини робочої частини калібру і шляху гальмування рухомих частин з гільзою після виходу гільзи із контакту з валками. Тому завжди має місце розкид шляху відкату при прокатці кожної труби. Цей розкид віддзеркалюється на куті кантування гільзи при накаті.

На практиці кут кантування гільзи при накаті, як правило, перевищує кут кантування, кінематично обумовлений шагом різьблення дрилі, на $20 \div 30^\circ$. Вичерпне пояснення цьому явищу дано в статті [3]. Причиною перекантування гільзи при накаті признано накопичення кінетичної енергії обертання рухомих частин форголлера і гільзи в період розгону і відсутності достатнього моменту гальмування в період лінійного гальмування цих частин при накаті.

В роботах українських вчених В. Ф. Пешата і В. М. Лободи [4] розглянута динамічна задача механізму кантування плунжера подавального апарата у формі рівнянь Д'аламбера. Отримані вираження для розрахунку таких параметрів, що характеризують процес кантування, як: φ_1 – кут поворота плунжера з гільзою; φ_2 – кут поворота дрилі; x – поступальне переміщення плунжера. Автори проаналізували отримані вираження і показали, що якщо до дрилі

прикладати момент гальмування, який перевищує різницю між моментом, діючим на дріль зі сторони плунжера, що обертається по інерції, і моментом опору храпового механізму, то провертання дрилі не буде, тобто не буде перекантування плунжера з гільзою по інерції.

В роботах [5, 6] було запропоновано сповільнити (загальмувати) обертання по інерції в фазі гальмування рухомих частин форголлера при накаті шляхом прикладання момента гальмування не до дрилі, а до плунжера і використовувати для цього енергію гальмівної рідини, що витискається з камери гальмування, коли в неї входить уступ плунжера. Щоб струмінь гальмівної рідини створював момент гальмування, рідина по внутрішнім каналам плунжера спочатку відводиться від уступа паралельно осі плунжера, а потім повертається на 90° і по дотичній виводиться на поверхню в сторону кантування і поступає в водяний бак форголлера. З метою промислового випробування даного пристрою гальмування на одному з подавальних апаратів пілігримового стану 6-12" були виконані незначні конструктивні зміни. Зокрема, уступ плунжера був зменшений в діаметрі на 20 мм на довжині, яка перевищує довжину камери гальмування приблизно на 50 мм. На цій ділянці плунжера були профрезеровані три канавки глибиною 20 мм і шириною 30 мм під кутом 120° друг відносно друга. В кінці цих канавок під прямим кутом до них по дотичній були профрезеровані три поперечні канавки (рис. 1). Потім на цю ділянку плунжера була напресована обічайка, яка відновила діаметр плунжера. Таким чином канавки стали внутрішніми каналами плунжера, які з'єднують камеру гальмування з водяним баком форголлера.

Промислові випробування проведені при прокатці труб $\varnothing 178 \times 10$ зі сталі 32Г2. В канали, які з'єднують камеру гальмування з водяним баком, були встановлені два зворотні і один дросельний клапани. Спочатку всі клапани були повністю відкриті, що означало мінімізацію тиску в камері гальмування в період накату. Число обертів валків було 58 об/хв. Кут кантування гільзи склав $80 \div 85^\circ$. Помічено відкручування дорнкової головки зі штока повітряного циліндра. Коли зворотні клапани закривалися на половину, кут кантування змінився незначно і склав приблизно 90° . Відкручування дорнкової головки стало помітніше. По результатам випробувань зроблені наступні висновки:

1. Реактивний момент гальмування надмірно загальмовує обертальний рух плунжера з гільзою, що призводить до відкручування дорнкової головки. Необхідно конструктивно виключити можливість її відкручування з кінця плунжера або ніпеля.

2. Реактивний момент гальмування оказує вплив на час гальмування в сторону збільшення. Для збереження часу циклу

знадобилося збільшити початковий тиск повітря в робочому циліндрі з 0,4 МПа до 0,55 МПа.

3. Необхідно продовжити випробування в напрямку оптимізації реактивного моменту гальмування за рахунок кількості каналів і площі їх прохідного перетину, а також в напрямку регулювання кута кантування за рахунок регулювання тиску в камері гальмування.

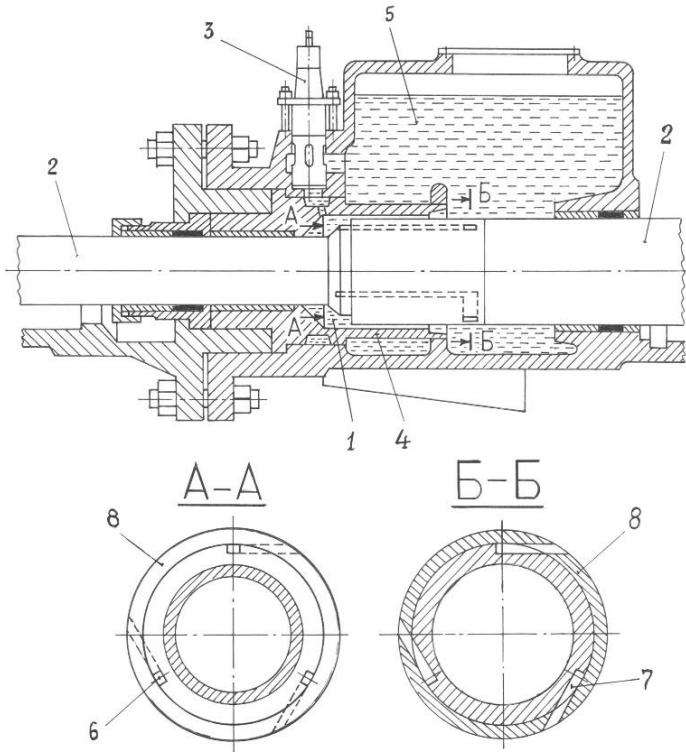


Рисунок 1 – Форголлер подавального апарата (фрагмент) з моментом гальмування, що створюється струменями гальмівної рідини: 1 – камера гальмування; 2 – плунжер (шпіндель); 3 – дросель; 4 – втулка гальмування; 5 – водяна камера; 6 – поздовжня канавка; 7 – поперечна канавка; 8 – обічайка.

Питання про оптимальному куті кантування гільзи розглянутий українськими вченими О.А.Пляцковским і ін. в роботі [7]. 90° кантування гільзи при пілігримовій прокатці необхідно в період затравки і при прокатці квадратних штанг. Но при сталій прокатці труб 90° кантування, вважають автори, не є оптимальним. Вони відмічають,

що при куті кантування 90° і коефіцієнті полірування $K=3$ ділянки труби, котрі при першому циклі прокатки знаходяться в області зазорів між ребрами валків, поліруються круглою частиною калібрів всього один раз, так як через цикл вони знов потрапляють в зазори, а потім виходять з валків. Це несприятливо відображається на геометрії труб і якості їх поверхні, а також призводить до необхідності збільшення коефіцієнта полірування шляхом зменшення подачі, а відповідно – продуктивності стана.

Кут кантування 120° також неможна вважати оптимальним, так як при третій операції полірування ділянки потовщення потрапляють в пряму частину випуску калібру і не поліруються належним чином. По рекомендації О.А.Пляцковским і ін. [7] оптимальний кут кантування φ при коефіцієнті полірування $K \leq 3$ знаходиться в межах:

$$120^\circ - \frac{\alpha}{3} > \varphi > 90^\circ + \frac{\alpha}{3},$$

де α – кут поперечного випуску калібру.

Зазвичай приймають $\alpha = 36^\circ$, тому оптимальний кут кантування гільзи знаходиться в межах:

$$108^\circ > \varphi > 102^\circ.$$

Постановка задачі. В зв'язку з тим, що на існуючих в Україні пілігримових станах подавальні апарати не забезпечують стабільну величину кута кантування гільзи близького до 90° . Це приводить до зниження продуктивності, погіршення якості труб і, як наслідок, збільшення витрати метала. Тому ці питання є актуальними для модернізованих подавальних апаратів, які знаходяться в експлуатації в тому числі в Україні.

Задачею даної роботи є розгляд тенденцій розвитку механізмів кантування подавальних апаратів шляхом аналізу відомих технічних рішень і пропозиція нового рішення механізму кантування для подавального апарата, який знаходиться в експлуатації на пілігримовому агрегаті 5–12" на ПАТ «Інтерпайп Нико Тьюб».

Основна частина. Аналіз відомих технічних рішень механізмів кантування на подавальних апаратах. В патентній літературі відомий ряд технічних рішень механізму кантування гільзи при пілігримовій прокатці труб [8-14].

В рішенні [8] описаний механізм кантування, в якому поворот гільзи здійснюється двома пневоциліндрами на кут $\pm 45^\circ$. В сучасних швидкохідних подавальних апаратах пневмоциліндри недостатньо швидко спрацьовують, а кантування гільзи на 45° не забезпечує якості поверхні і геометрії труби.

В відомому рішенні [9] поворот гільзи здійснюється цапфою, яка взаємодіє з копірною напрямною. Такий механізм вузько спеціалізований, не виключає залежність кута кантування від шляху наката і не дає можливості регулювати кут кантування.

Згідно рішенню [10] кантувальна дріль постачена черв'ячним колесом, яке знаходиться в зачепленні з приводним плаваючим черв'яком, а храпове колесо жорстко закріплено на кантувальній дрilі. Даний механізм не виключає перекачування гільзи при накаті, не дозволяє регулювати кут кантування.

Згідно рішення [11] поворот гільзи здійснюється від храпового колеса, яке приводиться в рух повітряним циліндром, а храпове колесо взаємодіє з зубчатим колесом, яке передає обертання штанзі. Даний пристрій також не забезпечує швидкохідність і не регулює кут кантування.

Згідно рішення [12] поворот гільзи здійснюється поворотним диском, який взаємодіє з гнучким елементом, котрий своїми кінцями з'єднаний з приводним і гальмівним пневмоциліндрами. Даний пристрій має вищевказані недоліки.

В відомому рішенні [13] кантування гільзи здійснюється на укороченій дрilі, жорстко пов'язаній з додатковим повітряним циліндром. В цьому пристрої кут кантування залежить від ступеня стиснення повітря в додатковому циліндрі, від витоків повітря і зносу ущільнення, відсутнє регулювання кута кантування гільзи при накаті.

Згідно технічному рішенню [14] контактуюча дріль при накаті переміщується до кліті разом з дрильною гайкою, яка вбудована в поршень повітряного циліндра. Це зменшує енергію зворотного руху рухомих частин форголлера, а відповідно – і кут перекачування гільзи. З іншого боку, зменшує кут кантування в період затравки, що збільшує час затравки і число ударів. Тут також відсутнє регулювання кута кантування.

В роботі [15], присвяченій обладнанню цехів з пілігримовими установками, описаний механізм для докантування гільзи під час затравки. Функція механізму полягає в тому, що в період наката дріль отримує обертання разом з гільзою і плунжером від окремого двигуна через храповий механізм, який під час робочого ходу, тобто при прокатці, не перешкоджає дрilі обертатися під дією дрильної гайки, вбудованої в поршень або в плунжер. Описаний механізм придатний

тільки для докантування гільзи при затравці, так як при сталому режимі прокатки кантувальна дріль не гальмується на прикінці ходу плунжера і відбувається перекантування гільзи.

В цій же книзі описаний пневматичний механізм кантування. В ньому поворот плунжера здійснюється зубчатим колесом, яке вільно сидить на шліцьовій гайці, в якій ковзає шток плунжера з прямими шліцями. Зубчате колесо отримує обертання від рейки, яка є штоком повітряного циліндра. В свою чергу зубчате колесо за допомогою храпового механізму пов'язано зі шліцьовою гайкою. Кантування здійснюється на кут, що відповідає ходу рейки-штока. На прикінці кантування шліцьова гайка гальмується гальмівним храповим механізмом. Випробування показали низьку надійність гальмівного храпового механізму і обмерзання в зимовий період розподільної системи пневмопривода.

В роботі [15] приведений гідралічний механізм кантування з двома ступенями свободи. В ньому використовується той же принцип повороту дрилі з плунжером і гільзою під час наката. Черв'ячне колесо встановлене на кінець дрилі за допомогою шліцьового з'єднання. В зачепленні з черв'ячним колесом знаходиться «плаваючий» черв'як. Останній з одного боку з'єднаний з електроприводом обертання, а з іншого боку має поршень в гідралічному циліндрі привода поступального переміщення черв'яка. При прокатці гільзи, тобто в період відката, черв'ячне колесо нерухоме, а черв'як безперервно обертається, тому він переміщується в сторону гідроциліндра. Причому, приход черв'яка в крайнє положення повинно співпадати з закінченням прокатки гільзи. В період наката черв'як швидко переміщується в сторону привода обертання під дією гідроциліндра і повертає черв'ячне колесо і плунжер з гільзою на кут 90° . Є колодкове гальмо, яке загальмовує дріль і черв'ячне колесо, що заставляє черв'як переміщуватися в сторону гідроциліндра, тобто в вихідне положення. Як бачимо з опису, конструкція складна, тому вона не знайшла застосування на виробництві.

Відомо технічне рішення фірм «Маннесманн – Демаг» (Німеччина) для примусового докантування гільзи [16]. Дріль кантує плунжер з гільзою на кут, завідома менший 90° , тим часом як додатковий пристрій, виконаний у вигляді черв'ячної пари з приводом, примусово докантовує плунжер з гільзою до кута $90^\circ \pm (5 \div 10^\circ)$. Пристрій працює також в період затравки гільзи, скорочуючи число ударів.

Нове технічне рішення механізму кантування подавального апарата. В роботі запропонований форголлер подавального апарата з дрільним механізмом кантування, який не потребує корінної реконструкції, в якому механізм кантування виконаний таким, що

дозволяє регулювати кут кантування як в період затравки гільзи, так і в період сталкої прокатки [17]. На рис. 2 показаний форголлер подавального апарата, що пропонується, в поздовжньому розрізі. На рис. 3 показана хвостова частина дрилі з елементами механізму кантування. На рис. 4 показаний розріз по А-А на рис. 3, а на рис. 5 – розріз Б-Б на рис. 3.

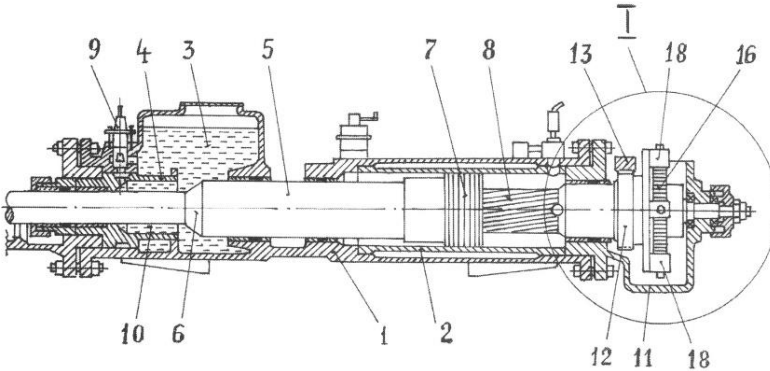


Рисунок 2 – Форголлер подавального апарата з механізмом регулювання кута кантування дрилі при затравці і при сталій прокатці гільзи: 1 – корпус; 2 – повітряний циліндр; 3 – водяна камера; 4 – втулка гальмування; 5 – плунжер (шпindelь); 6 – уступ плунжера; 7 – поршень; 8 – дріль; 9 – переливний клапан; 10 – гальмівна камера; 11 – кронштейн; 12 – зубчате колесо; 13 – зубчата рейка; 16 – храпове колесо; 18 – кармани.

Форголлер містить: корпус 1 зі вбудованим в нього пневматичним циліндром 2; водяну камеру 3 з втулкою гальмування 4; шпindelь (шток) 5 з уступом 6 і поршнем 7; дріль 8. В передній частині корпусу вмонтовані два переливних клапана 9. На передньому кінці шпинделя посаджені опорний барабан і дорнова головка з ніпелем, на рисунку не показані. Рухомий уступ 6 шпинделя 5 і втулка гальмування 4 утворюють камеру гальмування 10, коли уступ при накаті входить во втулку.

Дріль 8 має шліцьові пази, нарізані по гвинтовій лінії з шагом 4400 мм в напрямку «справа-нагору-вліво», тобто по правилу лівої різьби. Шліцьові пази дрилі контактують зі шліцьовими виступами дрильної гайки, жорстко закріпленої всередині поршня 7 (гайка на рис. не показана). До задньої частини корпусу 1 приєднаний кронштейн 11, котрий центрується в корпусі пояском і кріпиться фланцевими з'єднаннями. Кронштейн 11 служить опорою обертання для дрилі 8 і містить підшипниковий вузол для сприйняття осьових і радіальних навантажень зі сторони дрилі. На кінцевій частині дрилі всередині

кронштейна 11 встановлено на підшипнику ковзання зубчасте колесо 12 з можливістю обертання, яке знаходиться в зачепленні з зубчастою рейкою 13, яка приводиться в рух гідроциліндрами 14 і 15. На шліцьовому хвостовику дрилі поруч з зубчастою рейкою 12 посаджено храпове колесо 16 з можливістю передачі крутного моменту на дріль при обертанні проти годинникової стрілки, якщо дивитись по А-А або по Б-Б. храпове колесо 16 взаємодіє з підпружиненими собачками 17, які розташовані з можливістю радіального руху в карманах 18, жорстко пов'язаних з планшайбою 19, яка за допомогою болтового з'єднання жорстко пов'язана з зубчатым колесом 12. Встановлення двох гідроциліндрів: лівого 14 і правого 15 дозволяє зменшити діаметри циліндрів.

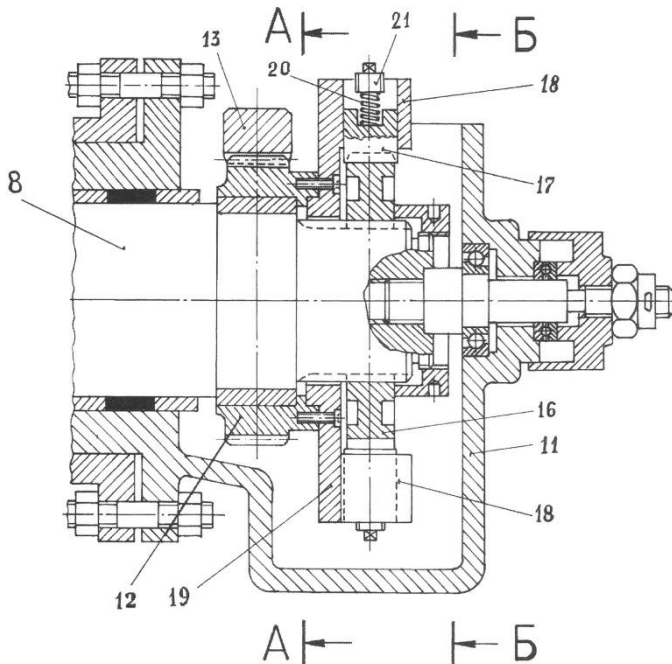


Рисунок 3 – Хвостова частина дрилі (місце I на рис. 2) з елементами механізму кантування: 8 – дріль; 11 – кронштейн; 12 – зубчасте колесо; 13 – зубчата рейка; 16 – храпове колесо; 17 – собачка; 18 – кармани; 19 – планшайба; 20 – пружина; 21 – різьбова пробка.

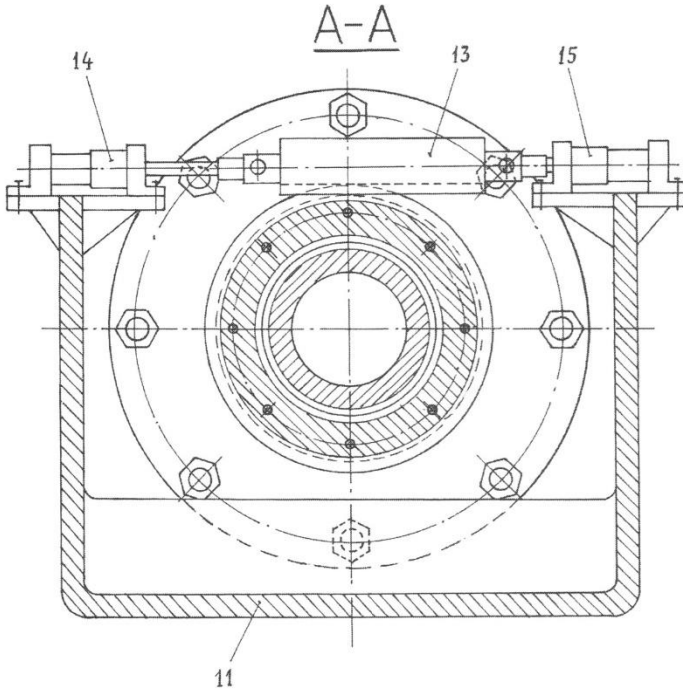


Рисунок 4. – Розріз по А-А на рис. 3: 1 – корпус; 13 – зубчата рейка; 14 – лівий гідроциліндр; 15 – правий гідроциліндр; 16 – храпове колесо; 18 – кармани; 19 – планшайба; 20 – пружина; 21 – різьбова пробка.

Собачки 17 притискаються до храпового колеса 16 пружинами 20, які опираються на різьбові пробки 21. Показані на рис. 5 чотири собачки працюють попарно. Одна пара, розташована на вертикальному діаметрі, знаходиться в робочому положенні – во впадинах зубців, а друга пара знаходиться на вершинах зубців – в півшага від впадини. Це дозволяє в 2 рази збільшити точність позиціонування храпового колеса, а відповідно, і дрилі. Наприклад, якщо на храповому колесі 36 зубців, то точність позиціонування однієї пари собачок дорівнює 10° . Якщо друга пара собачок повернута на півшага зубців, точність позиціонування храпового колеса дорівнює 5° . Якщо необхідна більш висока точність задання кута повороту дрилі, вводиться ще одна пара собачок. Тоді дві з трьох пар собачок зсуваються на $1/3$ шагу зубців храпового колеса друг відносно друга, рахуючи від першої пара.

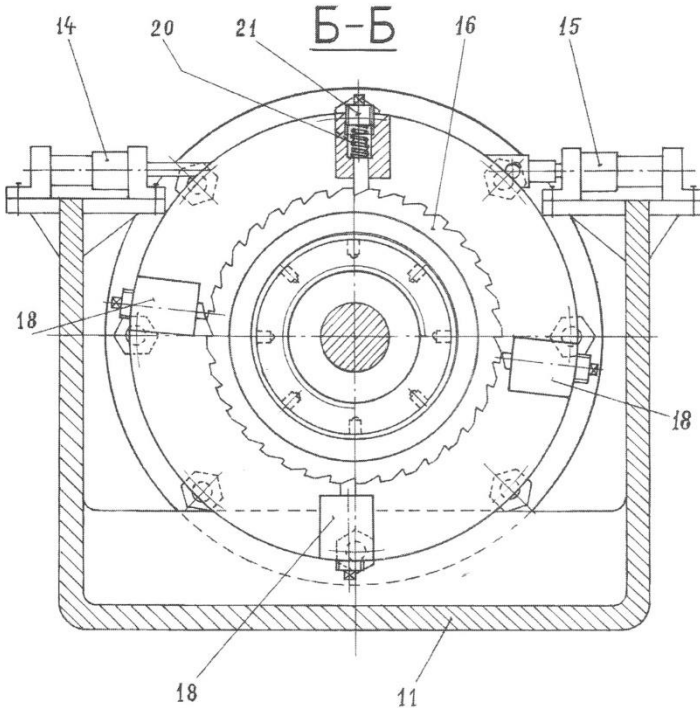


Рисунок 5 – Розріз по Б-Б на рис. 3: 1 – корпус; 14 – лівий гідроциліндр; 15 – правий гідроциліндр; 16 – храпове колесо; 18 – кармани; 20 – пружина; 21 – різьбова пробка.

Форголлер подавального апарата, що пропонується, працює наступним чином. Як відомо, прокатка труби з гільзи на пілігримовому стані починається з затравки гільзи. Перед початком затравки подавальний апарат із закріпленим в ньому форголлером знаходиться на максимальному віддаленні від прокатної кліти, а шпindel 5 з уступом 6 і поршнем 7 знаходиться в крайньому передньому положенні під дією стисненого повітря в поршневій порожнині повітряного циліндра 2. Примітка: на рис. 2 поршень не знаходиться в крайньому положенні. Шпindel нерухомий оскільки уступ 6 впирається в дно втулки гальмування 4. При цьому вода з камери гальмування 10 витискається в водяну камеру 3 крізь переливні клапани 9 і зазор між шпindelом 5 і втулкою гальмування 4. Дриль 8 контактує своєю кінцевою частиною з дрильною гайкою (на рис. 2 не показана), яка жорстко закріплена в поршні 7. Зубчата рейка 13 знаходиться в крайньому правому положенні, а дві собачки 17 знаходяться во

впадинах між зубцями в діаметрально протилежних точках і притискаються до храпового колеса 16 пружинами 20, знаходячись в карманах 18 планшайбі 19. Різьбовими пробками 21 відрегульована сила стискання кожної пружини, достатня для подолання сили тертя собачки в кармані і ваги собачки.

Оператор пілігримового стана задає величину ходу гідроциліндрів 14, 15 за допомогою рукоятки із задавальними потенціометрами, наприклад, на 10° гільзи по валкам. На кожний удар приходиться 36° кута поворота дрилі проти годинникової стрілки. Отже, хід S гідроциліндрів повинен бути заданим на величину, що визначається за рівнянням:

$$S = R_k \cdot \varphi,$$

де $R_k = D_k/2$ – радіус (діаметр) початкової окружності зубчатого колеса; φ – кут кантування, в рад.

Для визначення величини S кут кантування $\varphi = 36^\circ$ у радіанах буде дорівнювати $\varphi = 36^\circ \cdot (\pi/180) = 0,2 \cdot \pi$. Тоді, хід S гідроциліндрів буде дорівнювати:

$$S = R_k \cdot \varphi = \frac{0,685}{2} \cdot 0,2 \cdot \pi = 0,215 \text{ м}.$$

Далі оператор вмикає гідроциліндр подачі каретки вперед у напрямку до прокатної кліті, відбувається зустріч гільзи з валками, обтискання гільзи і її відкат. Під час відкату дріль обертається проти годинникової стрілки разом з храповим колесом. Собачки не перешкоджають обертанню дрилі. В момент закінчення по сигналу датчиків в роботу вступають гідроциліндри 14, 15, які приводять в рух зубчасту рейку 13, яка обертає зубчате колесо 12 проти годинникової стрілки на кут 36° (в якості прикладу). Як одне ціле із зубчатим колесом обертається планшайба 19, кармани 18, собачки 17, храпове колесо 16, дріль 8 разом з поршнем 7, шпинделем 5 і гільзою, що прокатується, в зборі з дорном, барабаном і дорновою головкою. Цей поворот (кантування) рухомих частин форголлера з гільзою відбувається за час їх наката до кліті.

Таким чином, при затравці гільзи за кожен оберт валків пілігримового стана зубчата рейка автоматично здійснює один подвійний хід: спочатку справа на ліво під час холостого ходу валків (наката), потім зліва на право під час прокатки гільзи (відката).

Відзначимо, що перед початком сталого періоду прокатки зубчата рейка знаходиться в правому положенні.

Період сталої прокатки гільзи відрізняється від періоду затравки тим, що для зменшення кута перекантування гільзи дріль необхідно повернути проти годинникової стрілки, якщо дивитися зі сторони хвостової частини. Щоб такий поворот зробити, необхідно щоб зубчата рейка знаходилась в правому положенні, що ми маємо по закінченню періоду затравки. Задаючи величину ходу рейки, можна регулювати кут поворота дрилі при накаті, а отже, і фактичний кут кантування. Правий і лівий гідроциліндри привода зубчатої рейки виконані як лінійні цифрові серводвигуни з керуванням від задавальних потенціометрів із пульта керування оператора пілігримового стану.

Оператор стану задає хід зубчатої рейки такий, щоб поворот дрилі при накаті в напрямку, протилежному перекантуванню гільзи, усував це перекантування повністю або частково, щоб потрапити в область оптимальних кутів кантування [7]. Припустимо, повний кут кантування гільзи, який фіксує оператор стану по приладу або візуально, дорівнює 120° . Він приймає рішення знизити кут кантування до оптимального 105° . Це означає, що дріль під час накату необхідно повернути на кут $\varphi = 120^\circ - 105^\circ = 15^\circ$ або $0,26$ рад в сторону, протилежну кантуванню гільзи. Для здійснення цього повороту зубчата рейка при ході справа на ліво повинна переміститися на величину:

$$S = R_K \cdot \varphi = \frac{0,685}{2} \cdot 0,26 \approx 0,089 \text{ м.}$$

Цей розрахунок повинен виконувати комп'ютер, в який оператор вводить величину кута повороту дрилі, і він же дає команду на хід рейки. В момент початку відкату надходить сигнал на повернення зубчатої рейки в вихідне праве положення, із якого починається новий цикл прокатки гільзи. Таким чином, при сталій прокатці гільзи за кожен оберт валків пілігримового стану зубчата рейка здійснює один подвійний хід: спочатку справа наліво під час накату, а потім зліва направо під час відкату.

Дрильний механізм кантування гільзи при пілігримовій прокатці труб від моменту виникнення до наших днів не зазнав серйозних змін, незважаючи на наявність великої кількості технічних рішень в патентній і науково-технічній літературі по його удосконаленню. Усунення основного недоліка дрильного механізму кантування – це відсутність регулювання кута кантування як при сталій прокатці, так і при затравці – так і залишилось в проєктах і не було доведено до впровадження у виробництво.

Ідея про те, щоб розділити два рухи: лінійне переміщення рухомих частин з гільзою і їх кантування при накаті, тобто зробити їх кінематично незалежними один від одного, висказувалася багато років тому назад. І тільки на початку 2000 років з'явився реальний промисловий подавальний апарат, в якому ця ідея була реалізована. Значний інтерес представляє подавальний апарат фірми ITWH (Industrie Technik Walzwerkanlagen Handel) [18].

На ТПА з пілігримовим агрегатом 8-16" (АТ «ЧТПЗ») у 2005-2006 р. освоєний новий подавальний апарат (рис. 6), постачений фірмою ITWH (Німеччина). Апарат складається з двох основних частин: форголлера і каретки. Корпус форголлера складається із чотирьох частин, з'єднаних болтами. Четверта (задня) частина містить шліцьовий вал, який служить продовженням штока, котрий на передньому кінці несе дорнотримач з дорном і гільзою. На шліцьовому валу посаджене сонячне зубчате колесо, яке знаходиться в зачепленні з двома ведучими шестернями, кожна з яких приводиться в обертання від гідромотора за допомогою універсального шпинделя.

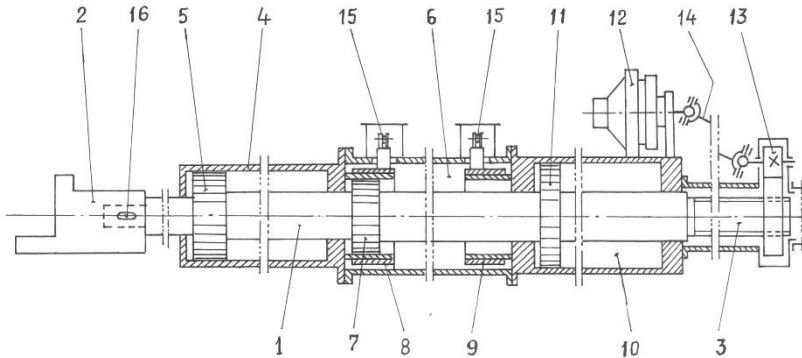


Рисунок 6 – Схема подавального апарата фірми ITWH (Німеччина): 1 – полий шток; 2 – дорнотримач; 3 – шліцьовий вал; 4 – напрямний циліндр; 5 – опорний барабан; 6 – гальмівна масляна камера; 7 – гальмівний поршень; 8, 9 – втулки гальмування; 10 – повітряний циліндр; 11 – поршень повітряного циліндра; 12 – гідромотори (два) привода кантування гільзи; 13 – зубчата передача; 14 – карданний вал; 15 – привод повороту обійми регулювання; 16 – клинове з'єднання.

Весь процес прокатки автоматизований, в тому числі і кантування гільзи на кут $90^{\circ} \pm 1^{\circ}$. Система керування виконує введення заданого значення, врахування і повідомлення о куті кантування, врахування обертів кантування. Всі параметри відкладаються в архіві даних прокатки.

В цьому подавальному апараті втілені самі останні досягнення техніки для його стійкої і високопродуктивної роботи.

Однак придбання такого подавального апарата потребує серйозного економічного обґрунтування в зв'язку з відсутністю нормального завантаження діючого пілігримового агрегата в Україні.

В умовах, що склалися, а також значній невизначеності в перспективі поліпшення роботи подавальних апаратів, які експлуатуються в Україні, необхідно вирішувати шляхом їх поступової модернізації. Приведені в даній роботі технічні рішення розширюють можливості використання найбільш раціонального рішення для модернізації механізму кантування подавального апарата.

Висновки

1. Особливістю гарячої пілігримової прокатки труб є необхідність кантування гільзи в кожному пільгерному циклі на кут близький до 90° , що забезпечується механізмом кантування подавального апарата.

2. Дрильний механізм кантування на діючих подавальних апаратах пілігримових станів ТПА 5-12" ПАТ «Інтерпайп Нико Тюб» не забезпечує стабільності кута кантування, що призводить до погіршення якості зовнішньої поверхні труб і підвищеної поперечної різностінності, збільшуючи витрату металу.

3. Розглянуті особливості роботи дрильного механізму кантування подавального апарата пілігримового стану ТПА 5-12" і досліджено прикладання моменту гальмування до плунжера за рахунок використання енергії гальмівної рідини, яка витискається з камери гальмування, коли в неї входить уступ плунжера.

4. Результати дослідження дозволили окреслити ряд заходів для забезпечення стабільності кута кантування гільзи шляхом зміни механізму кантування.

5. Виконано огляд літературних джерел з питання використання різних механізмів кантування на подавальних апаратах. Найбільш сучасним є технічне рішення фірми «Маннесманн – Демаг» (Німеччина) для додаткового докантування гільзи до кута $90^\circ \pm (5 \div 10^\circ)$.

6. Запропоновано форголлер подавального апарата з дрильним механізмом кантування, який не потребує корінної реконструкції, в якому механізм кантування дозволяє регулювати кут кантування як в період затравки гільзи, так і в період сталої прокатки.

7. Наведені в даній роботі технічні рішення розширюють можливості вибору найбільш раціональної конструкції механізму кантування для модернізації подавальних апаратів.

Перелік посилань

1. Емельяненко П. Т. Пильгерстаны. Харьков : ОНТИ НКТИ, 1937. 639 с.
2. Patentschrift № 91212 Kaiserliches Patentamt : Klasse 7a; Patentiert im Deutschen Reiche vom 22 oktober 1895 ab.
3. Улучшение параметров торможения подвижных масс при прокатке на пильгерстане / В. Д. Добряк, Б. Г.Павловский и др. *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2004. №1. С. 37–40. <https://www.metaljournal.com.ua/mgp-01-2004/>
4. Пешат В. Ф., Лобода В. М. Динамика механизма кантовки плунжера подающего аппарата пильгерстана. *Теория механизмов и машин : Республиканский межведомственный научно-технический сборник*. 1970. Вып. 9. С. 30-32.
5. Угрюмов Ю. Д., Добряк В. Д., Павловский Б. Г. Повышение точности толщины стенки труб на трубопрокатных агрегатах с пилигримовыми станами путем совершенствования подающих аппаратов. *Черная металлургия : Бюллетень НТИ «Черметинформация»*. 2009. Вып. 7. С. 71-77.
6. Подавальний апарат пілігримового стана : пат. 73552 Україна : МПК B21B21/04. №2002097465 ; заявл. 16.09.2002 ; опубл. 15.04.2004, Бюл. №4. <https://base.nipo.gov.ua/searchbulletin/search.php?action=viewdetails&dbname=inv&IdClaim=15492>
7. Пляцковский О. А., Чернявский А. А., Соколовский Г. А. Определение рациональных углов кантовки гильзы при прокатке на установках с пилигримовым станом. *Черная металлургия : Бюллетень ЦНИИЧМ*. 1972. Вып. 15. С. 45-47.
8. А.с. 156916 СССР, МКИ B21 B21/04, B21 B21/06. Механизм кантовки гильз подающего аппарата пилигримовых станов / М.А. Шубик и Д.Я. Мотрий. № 754321/22-2 ; заявл. 06.12.1961 ; опубл. 25.09.1963, Бюл. №17. <https://patents.su/2-156916-156916.html>
9. А.с. 171832 СССР, МКИ B21 B21/04, B21 B21/06. Механизм кантовки гильз подающего аппарата пильгерстанов / М.А. Шубик, Д.Я. Мотрий, Д.И. Бураков. № 894690/22-2 ; заявл. 13.04.1964 ; опубл. 22.06.1965, Бюл. №12. <https://patents.su/2-171832-mekhanizm-kantovki-gilz-podayushhego-apparata-pilgerstanov.html>
10. А.с. 314567 СССР, МКИ B21 B21/06. Механизм кантовки подающего аппарата пилигримового стана / А.М. Иоффе и А.В. Праздников. № 1371563/22-2 ; заявл. 24.10.1969 ; опубл. 21.09.1971, Бюл. №28. <https://patents.su/3-314567-mekhanizm-kantovki-podayushhego-apparata-pilgrimovogo-stana.html>
11. А.с. 452942 СССР, МКИ B21 B21/06. Поворотное устройство пильгерстана / Йозеф Тот и Георги Римар. № 1672807/22-2 ; заявл. 21.06.1971 ; опубл. 05.12.1974, Бюл. №45. <https://patents.su/6-452942-povorotnoe-ustrojstvo-pilgerstana.html>
12. А.с. 498895 СССР, МКИ B21 B21/06. Механизм поворота подающего аппарата пилигримового стана / Георги Римар и Йозеф Тот. № 1683185/22-2 ; заявл. 19.07.1971 ; опубл. 05.01.1976, Бюл. №1. <https://patents.su/4-498895-mekhanizm-povorota-podayushhego-apparata-pilgrimovogo-stana.html>

13. А.с. 1174110 СССР, МКИ В21 В21/06. Подающий аппарат пилигримового стана / М. А. Шубик, О. В. Танцырев, А. М. Меньшиков и др. № 3713710/22-02 ; заявл. 23.03.1984 ; опубл. 23.08.1985, Бюл. №31. <https://patents.su/4-1174110-podayushhijj-apparat-piligrimovogo-stana.html>

14. А.с. 1443994 СССР, МКИ В21 В21/06. Подающий аппарат пилигримового стана / М. А. Шубик и Э. А. Ровинский. № 4249847/23-02 ; заявл. 27.05.1987 ; опубл. 15.12.1988, Бюл. №46. <https://patents.su/3-1443994-podayushhijj-apparat-piligrimovogo-stana.html>

15. Оборудование цехов с пилигримовыми трубопрокатными установками / С. Н. Кожевников, А. В. Праздников, А. М. Иоффе, Г. А. Бибик, В. Ф. Пешат ; под ред. С. Н. Кожевникова. Москва : Металлургия, 1974. 256 с.

16. Крупман Ю. Г., Лейбман И. Б., Кагарлицкий А. С. Технологические процессы, оборудование и информационно-управляющие системы, применяемые фирмой «Маннесманн – Демаг» (ФРГ) при прокатке труб на агрегатах с пилигримовым станом. *Черная металлургия : Бюллетень НТИ «Черметинформация»*. 1987. Вып. 10. С. 15-31.

17. Подавальний апарат пілігримового стана : пат. 129408 Україна : МПК В21В21/04, В21В21/06. №а202201674 ; заявл. 24.05.2022 ; опубл. 17.04.2025, Бюл. №16. <https://base.nipo.gov.ua/searchbulletin/search.php?action=viewdetails&dbname=invc&IdClaim=354334>

18. Добряк В. Д., Степаненко А. Н., Угрюмов Ю. Д. Тенденции развития подающих аппаратов пилигримовых станов. *Совершенствование производства стали, труб и железнодорожных колес* / под ред. А. Г. Величка, В. И. Большакова, В. Ф. Балакина. Днепропетровск : ЧМП «Экономика», 2015. С. 339 -357.

References

1. Emelyanenko, P. T. (1937). *Pilgerstany*. Harkov : ONTI NKTI. 639 s.
2. Patentschrift No. 91212 Kaiserliches Patentamt : Klasse 7a ; Patentiert im Deutschen Reiche vom 22 oktober 1895 ab.
3. Dobryak, V. D., Pavlovskij, B. G., Merezko, V. L., & Shifrin, E. I. (2004). Uluchshenie parametrov tormozheniya podvizhnyh mass pri prokatke na pilgerstane. *Metallurgicheskaya i gornorudnaya promyshlennost*, (1), 37–40. <https://www.metaljournal.com.ua/mgp-01-2004/>
4. Peshat, V. F., & Loboda V. M. (1970). Dinamika mehanizma kantovki plunzhera podayushhego apparata pilgerstana. *Teoriya mehanizmov i mashin : Respublikanskij mezhdovedstvennyj nauchno-tehnicheskij sbornik*, (9), 30-32.
5. Ugryumov, Yu. D., Dobryak, V. D., & Pavlovskij B. G. (2009). Povyshenie tochnosti tolshiny stenki trub na truboprokatnyh agregatah s piligrimovymi stanami putem sovershenstvovaniya podayushih apparatov. *Chernaya metallurgiya: Byulleten NTI "Chermetinformaciya"*, (7), 71-77.
6. Shifrin, Y. I., Nechayev, V. I., Krasnov, V. V., Dobryak, V. D., Petrini, V. D., & Ermakov, R. P. (2004). *Podavalnij aparat piligrimovogo stana*. (Patent 73552). Ukrpatent. <https://base.nipo.gov.ua/searchbulletin/search.php?action=viewdetails&dbname=invc&IdClaim=15492>

7. Plyackovskij, O. A., Chernyavskij, A. A., & Sokolovskij G. A. (1972). Opredelenie racionalnyh uglov kantovki gylzy pri prokatke na ustanovkah s piligrimovym stanom. *Chernaya metallurgiya:Byulleten CNIChM*, (15), 45-47.
8. Shubik, M. A. & Motrij, D. Ya. (1963). *Mehanizm kantovki gilz podayushego apparata piligrimovyh stanov.* (A.s. No. 156916). Gosudarstvennyj komitet po delam izobretenij i otkrytij SSSR. <https://patents.su/2-156916-156916.html>
9. Shubik, M. A., Motrij, D. Ya., & Burakov, D. I. (1964). *Mehanizm kantovki gilz podayushego apparata pilgerstanov.* (A.s. No. 171832). Gosudarstvennyj komitet po delam izobretenij i otkrytij SSSR. <https://patents.su/2-171832-mekhanizm-kantovki-gilz-podayushhego-apparata-pilgerstanov.html>
10. Ioffe, A. M., & Prazdnikov, A. V. (1969). *Mehanizm kantovki podayushego apparata piligrimovogo stana.* (A.s. No. 314567). Komitet po delam izobretenij i otkrytij pri Sovete Ministrov SSSR. <https://patents.su/3-314567-mekhanizm-kantovki-podayushhego-apparata-piligrimovogo-stana.html>
11. Tot, J. & Rimar, G. (1972). *Povorotnoe ustrojstvo pilgerstana.* (A.s. No. 452942). Gosudarstvennyj komitet Soveta Ministrov SSSR po delam izobretenij i otkrytij. <https://patents.su/6-452942-povorotnoe-ustrojstvo-pilgerstana.html>
12. Rimar, G., & Tot, J. (1976). *Mehanizm povorota podayushego apparata piligrimovogo stana.* (A.s. No. 498895). Gosudarstvennyj komitet Soveta Ministrov SSSR po delam izobretenij i otkrytij. <https://patents.su/4-498895-mekhanizm-povorota-podayushhego-apparata-piligrimovogo-stana.html>
13. Shubik, M. A., Tancyrev, O. V., Menshikov, A. M., Labendik, E. G., Ivahenko, A. S., Borzyh P. A., Sherbakova, V. N., Zelenyj, N. I., & Sedov, A. P.(1985). *Podayushij apparat piligrimovogo stana.* (A. s. No. 1174110). Gosudarstvennyj komitet SSSR po delam izobretenij i otkrytij. <https://patents.su/4-1174110-podayushhij-apparat-piligrimovogo-stana.html>
14. Shubik, M. A., & Rovinskij, E. A. (1988). *Podayushij apparat piligrimovogo stana.* (A. s. No. 1443994). Gosudarstvennyj komitet SSSR po delam izobretenij i otkrytij. <https://patents.su/3-1443994-podayushhij-apparat-piligrimovogo-stana.html>
15. Balakin, V. F., Stasevskij, S. L., Dobryak, V. D., Ugryumov, Yu. D. (2015). Sovershenstvovanie goryachej piligrimovoj prokatki za schet upravleniya zazorom mezhdu gilzoi i dornom. *Fundamentalnye i prikladnye problemy chernoj metallurgii*, 30, 245-259. Kozhevnikov, S. N., (Ed.). (1974). *Oborudovanie celov s piligrimovymi truboprokatnymi ustanovkami.* Moskva : Metallurgiya.
16. Krupman, Yu. G., Lejbman, I. B., & Kagarlickij A. S. (1987). Tehnologicheskie processy, oborudovanie i informacionno-upravlyayushie sistemy, primenyaemye firmoj "Mannesmann – Demag" (FRG) pri prokatke trub na agregatah s piligrimovym stanom. *Chernaya metallurgiya : Byulleten NTI "Chermetinformaciya"*, (10), 15-31.
17. Balakin, V.F., Dobryak, V.D., Ugryumov, Yu.D., Nikolayenko, Yu.M., & Stasevskij, S.L. (2025). *Podavalnyi aparat pilihrymovoho stana.* (Patent No. 129408). Ukrpatent. <https://base.nipo.gov.ua/searchbulletin/search.php?action=viewdetails&dbname=inv&IdClaim=354334>

18. Dobryak, V. D., Stepanenko, A. N., & Ugryumov, Yu. D. (2015). Tendencii razvitiya podayushih apparatov pilgrimovyh stanov. V. A. G. Velichka, V. I. Bolshakova, V. F. Balakina (Eds.). *Sovershenstvovanie proizvodstva stali, trub i zhelezodorozhnyh koles*. Dnepropetrovsk : ChMP "Ekonomika", pp. 339 -357.

V. D. Dobriak¹, Ph. D. (Tech.), Senior Engineer

Yu. D. Uhriumov¹, Ph. D. (Tech.), Senior Engineer

I. A. Mazur^{2,*}, Ph. D. (Tech.), Associate professor, ORCID 0000-0003-2177-7110

D. Yu. Uhriumov³, 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

DEVELOPMENT TRENDS OF FEEDER TILTING MECHANISM IN HOT PILGRIM ROLLING

Abstract. Pipe rolling units with pilgrim mills produce seamless hot-rolled pipes of a wide range of sizes and grades. The process of hot pilgrim rolling of pipes continues to be in demand at present, primarily due to its versatility, as well as the ability to obtain thick-walled pipes of considerable length. In the process of pilgrim rolling, it is necessary to perform sleeve canting (rotation around its axis) at an angle close to 90° , which is provided by the canting mechanism of the feeder. Existing canting mechanisms on non-modernized feeders, including those in operation in Ukraine, do not ensure the stability of the canting angle of the sleeve in each pilgrim cycle of pilgrim rolling. As a result, the canting of the sleeve reaches $110^{\circ}\div 130^{\circ}$, which leads to the formation of defects on the outer surface of the pipes, an increase in the transverse wall difference and, as a result, to increased metal consumption. In this work, the task is to analyze the known mechanisms of tilting the feeder and to propose an improved design of the tilting mechanism. For tilting the sleeve in the process of pilgrim rolling, the most widespread is the drill mechanism of tilting the feeder. In practice, the angle of tilting the sleeve, as a rule, exceeds the angle of tilting, kinematically determined by the pitch of the drill, by $20^{\circ}\div 30^{\circ}$. The reason for this is the accumulation of kinetic energy of rotation of the moving parts of the forgoller and the sleeve during the acceleration period and the lack of sufficient braking torque during the linear braking of these parts when the sleeve rolls into the rolls of the pilgrim mill. The possibility of slowing down (braking) the rotation by inertia in the braking phase of the moving parts of the forgoller during rolling by applying a braking torque to the plunger and using for this purpose the energy of the brake fluid, which is squeezed out of the braking chamber when the plunger ledge enters it, is considered. Tests conducted in production showed the need to propose improvements to the drill tilting mechanism of the feeder of the $5\div 12$ " pipe rolling unit of PJSC "Interpipe Niko Tube". Based on the analysis of the operation of existing tilting mechanisms and research

conducted in production conditions on a 5–12" pipe rolling unit, a feeder fore-holler with a separate tilting mechanism was proposed, which does not require radical reconstruction and allows you to adjust the tilting angle both during the sleeve seeding period and during continuous rolling. The proposed technical solutions for improving the tilting mechanism of the feeder expand the possibilities of choosing the most rational design.

Key words: pilgrim machine, pipe, feeder, forgoller, tilting mechanism, plunger, sleeve, mandrel, mandrel shank, rolls, tilting angle, moving parts, drill, drill nut, ratchet wheel, gear rack, metal consumption, transverse wall difference.

For citation: Dobriak, V. D., Uhriumov, Yu. D., Mazur, I. A., & Uhriumov, D. Yu. (2025). Development trends of feeder tilting mechanism in hot pilgrim rolling. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 39, 373-394. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2025-39-24>

Рукопис надійшов до редакції / Received 14.07.2025

Рекомендовано до друку / Accepted 21.10.2025

ЗМІСТ

Металургія

<i>Руденко Р. М., Сігарьов Є. М., Руденко М. Р., Кащев М. А.</i> Вплив капілярного всмоктування вологи на формування гранул агломераційної шихти	4
<i>Нестеров О. С., Гармаш Л. І., Лопатенко К. П., Болденко М. Г., Чайка О. Л., Іванча М. Г., Джигота М. Л.</i> Вплив водневмісних газів на процеси розм'якшення та плавлення різних типів залізорудної сировини в доменній печі	20
<i>Горупах В. В., Семенов Ю. С., Худяков О. Ю., Шумельчик Є. І., Ващенко С. В., Баюл К. В.</i> Дослідження окружного газорозподілу в доменній печі з використанням інформації про розподіл дуття та сучасних засобів контролю	34
<i>Степаненко Д. О., Белькова А. І., Тогобицька Д. М., Лісова Л. О., Греков С. В.</i> Вплив вмісту Cr_2O_3 на властивості шлакових розплавів систем $CaO-SiO_2-Al_2O_3-MgO-FeO/Fe_2O_3-MnO$	61
<i>Кисляков В. Г., Маначин І. О., Похвалітий А. А.</i> Дослідження на "гарячій" моделі поведінки домішок у чавуні під час комплексної обробки	78
<i>Чернятевич А. Г., Молчанов Л. С.</i> Напрямки підвищення енергоефективності конвертерної плавки в умовах ПрАТ «КАМЕТ-СТАЛЬ»	89
<i>Раздобрєєв В. Г., Куваєв М. В.</i> Розрахунок коефіцієнту тепловіддачі при моделюванні процесу примусового охолодження сортового прокату в потоці води.	135
<i>Греков С. В., Піптюк В. П., Прокопенко П. Г., Самохвалов С. Є., Какушкін Є. С.</i> Експериментальні дослідження процесів позапічного легування металевого розплаву методом холодного фізичного моделювання. Частина 1. Вибір матеріалів, підготовка і тестове випробування обладнання	148
<i>Лапшин Є. С., Шевченко О. І.</i> Обґрунтування можливості отримання з техногенних відходів вторинної сировини, що містить цінні компоненти	160

- Грес Л. П., Гупало О. В., Каракаш Є. О., Єрьомін О. О.,
Перетятко Є. В. Особливості утилізації теплоти
низькотемпературних відхідних димових газів доменних
повітрянагрівачів 175

Матеріалознавство

- Бабаченко О. І., Подольський Р. В., Кононенко Г. А., Сафронова
О. А., Сафронов О. Л., Дементьєва Ж. А. Порівняльний
аналіз зміни мікротвердості литих і катаних залізничних
коліс різних класів після екстреного гальмування 195
- Олійник Е. В., Парусов Е. В., Чуйко І. М., Парусов О. В.,
Голубенко Т. М. Дослідження закономірностей формування
структури прокату зі сталі CrMoV₁Si під час моделювання
промислових режимів повітряного охолодження 210
- Столбовий В. О., Дейнеко Л. М., Пінчук В. Л., Кривчик Л. С.
Особливості глибокого іонно-плазменого азотування
інструменту з штампових сталей для виробництва
корозійностійких труб 226
- Борисенко А. Ю., Барановська О. Є. Дослідження впливу
технологічних факторів виробництва на структуру та
твердість литих заготовок поршневих кілець із сірого чавуну 246
- Ротт Н. О., Сазанішвілі З. В. Вплив вібраційної обробки на
структурутворення та властивості заевтектичного силуміну 264
- Федоряченко С.О., Зіборов К.А., Лаухін Д.В., Щукін О.В., Орел
О.В., Король В.М., Гаркавенко Д.В. Математичне
моделювання розвитку мікротріщин за умов існування
внутрішніх дефектів металевих виливків 274
- Вишневецький В. В. Вплив модифікації поверхні вуглецевого
наповнювача на міжфазну адгезію в термопластичних
композитах CFRTF. (Огляд). 285
- Чорноіваненко К. О., Узлов К. І., Повзло Є. Л. Вплив деформації
на формування композитної структури при науглецюванні
хромистої сталі 296
- Любека І. М., Агарков К. В. Акустооптичні пристрої на основі
кристалів TeO₂: космічна спектроскопія, медицина та
квантові системи. (Огляд). 309

Галузеве машинобудування

<i>Вереньов В. В., Білодіденко С. В., Коренной В. В., Сокол Г. І.</i> Діагностичні властивості динаміки взаємодії суміжних прокатних клітей через полосу	325
<i>Самохвал В. М., Васильєв О. С., Концедал Р. В., Стасько Є. В.</i> Обґрунтування вибору діаметрів валків по клітям пруткових та стрижневих прокатних станів	333
<i>Пащенко О. А., Мінеєв С. П., Антончик В. Є., Ганкевич В. Ф., Кіба В. Я., Калугіна Н. А.</i> Шляхи підвищення продуктивності гірничих машин шляхом удосконалення систем охолодження підшипників шарошкових доліт	347
<i>Клемешов Є. С., Приходько І. Ю.</i> Розробка аналітичних методів оцінки умов з'єднання та роз'єднання шарів металу в багатошаровому прокаті	361
<i>Добряк В. Д., Угрюмов Ю. Д., Мазур І. А., Угрюмов Д. Ю.</i> Тенденції розвитку механізму кантування подавального апарата при гарячій пілігримовій прокатці труб	373
ЗМІСТ	395

CONTENT

Metallurgy

<i>Rudenko R. M., Sigarev Ye. M., Rudenko M. R., Kashcheev M. A.</i> Impact of capillary moisture uptake on the formation of iron ore sinter mix granules	4
<i>Nesterov O. S., Garmash L. I., Lopatenko K. P., Boldenko M. H., Chaika O. L., Ivancha N. H., Dzhyhota M. H.</i> Influence of hydrogen on reduction processes in a blast furnace	20
<i>Horupakha V. V., Semenov Yu. S., Khudyakov O. Yu., Shumelchik Ye. I., Vashchenko S. V., Baiul K. V.</i> Research of circular gas distribution in a blast furnace using information on blow distribution and modern control measures	34
<i>Stepanenko D. O., Belkova A. I., Togobitskaya D. M., Lisova L. O., Grekov S. V.</i> Influence of Cr_2O_3 content on the properties of slag melts of the $\text{CaO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-MgO-FeO/Fe}_2\text{O}_3\text{-MnO}$ systems	61
<i>Kysliakov V. H., Manachyn I. O., Pokhvalityi A. A.</i> Research on the "hot" model of impurities behavior in cast iron during complex processing	78
<i>Cherniatevych A. H., Molchanov L. S.</i> Directions for increasing the energy efficiency of converter smelting in the conditions of PrJSC "KAMET-STEEL"	89
<i>Razdobrieiev V. H., Kuvaiev M. V.</i> Calculation of the heat transfer coefficient when simulating the process of forced cooling of rolled rolls in a water flow.	135
<i>Grekov S. V., Piptyuk V. P., Prokopenko P. H., Samokhvalov S. Ye., Kakushkin Ye. S.</i> Experimental studies of out-of-furnace alloying processes of melted metal using cold physical modeling. Part 1. Material selection, preparation, and testing	148
<i>Lapshyn Ye. S., Shevchenko O. I.</i> Justification of the possibility of obtaining secondary raw materials containing valuable components from technological waste	160
<i>Gres, L. P., Gupalo, O. V., Karakash, Ye. O., Yeromin, O. O., Peretiatko, Ye. V.</i> Features of heat recovery of low-temperature flue gas from blast furnace stoves.	175

Material Science

<i>Babachenko O. I., Podolsky R. V., Kononenko G. A., Safronova O. A., Safronov O. L., Dementieva Zh. A.</i> Comparative analysis of changes in microhardness of cast and rolled railway wheels of different classes after emergency braking	195

<i>Oliinyk E. V., Parusov E. V., Chuiko I. M., Parusov O. V., Golubenko T. M.</i> Study of structure formation patterns in CrMoV1Si steel wire rod during simulation of industrial air cooling modes	210
<i>Stolbovy V. O., Deineko L. M., Pinchuk V. L., Kryvchyk L. S.</i> Features of deep ion-plasma nitriding of stamped steel tools for the production of corrosion-resistant pipes	226
<i>Borysenko A. Yu., Baranovska O. E.</i> Research on the influence of technological factors of production on the structure and hardness of cast piston rings blanks made of gray iron.	246
<i>Rott N. O., Sazanishvili Z. V.</i> Influence of vibration treatment on the structure formation and properties of hypereutectic silumin	264
<i>Fedorichenko S. O., Ziborov K. A., Laukhin D. V., Shchukin O. V., Orel, O. V., Korol V. M. Harkavenko D. V.</i> Mathematical modeling of microcrack propagation under the presence of internal defects in metal castings	274
<i>Vysnevetskyi V. V.</i> Influence of carbon filler surface modification on interfacial adhesion in thermoplastic CF RTP composites (Review).	285
<i>Chornoivanenko K. O., Uzlov K. I., Povzlo, Y. L.</i> Influence of deformation on the formation of composite structure during carburizing of chromium steel	296
<i>Liubeka I. M., Agarkov K. V.</i> Acousto-optic devices based on TeO ₂ crystals: space spectrometry, medicine, and quantum systems. (Review)	309
Industrial Machinery Engineering	
<i>Verenev V. V., Bilodidenko S. V., Korennoi V. V., Sokol G. I.</i> Diagnostic properties of the dynamics of interaction of adjacent rolling stands through a strip	325
<i>Samokhval V. M., Vasyliiev O. S., Kontsedal R. V., Stasko Ye. V.</i> Substantiation of the selecting of rolls diameter by stands of bar and rod rolling mills	333
<i>Pashchenko O. A., Minieiev S. P., Antonchyk V. Y., Hankevych V. F., Kiba V. I., Kaluhina N. A.</i> Ways to increase the productivity of mining machines by improving the bearing cooling systems of roller cone bits	347
<i>Klemeshov Ye. S., Prykhodko I. Yu.</i> Development of analytical methods for assessing the conditions of bonding and debonding of metal layers in multilayer rolling	361
<i>Dobriak V. D., Uhriumov Yu. D., Mazur I. A., Uhriumov D. Yu.</i> Development trends of feeder tilting mechanism in hot pilgrim rolling	373
CONTENT	398

Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова
Національної академії наук України

**Фундаментальні та прикладні проблеми
чорної металургії**

Збірник наукових праць
Випуск 39
2025 рік

**Fundamental and applied problems
of ferrous metallurgy**

Collection of scientific papers
Issue 39
2025

(Українською та англійською мовами)

Художній редактор – *О. В. Гупало*
Технічний редактор – *О. В. Гупало*
Комп'ютерна верстка – *О. В. Гупало*

Здано до складання 21.10.2025. Підписано до друку 21.10.2025.
Формат 84 x 108/32. Ум. друк. арк. 2,84
Обл.-вид. арк. 12,5. 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/>

