

<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 обладнанні 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 ~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.

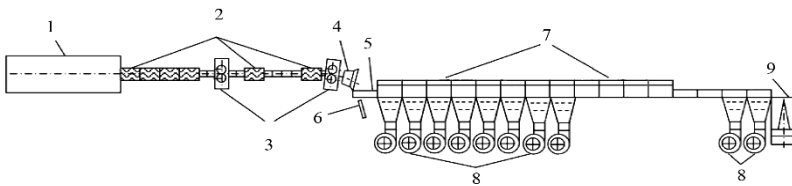


Рисунок 1 – Схематичне розташування технологічного обладнання лінії Стелмор [9]: 1 – чистовий прокатний блок; 2 – ділянка водяного охолодження; 3 – трайбапарати; 4 – виткоутворювач; 5 – приймальний стіл витків прокату; 6 – пірометр; 7 – ділянка регульованого повітряного охолодження з роликівим транспортером 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 дрітної 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, витримування 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.

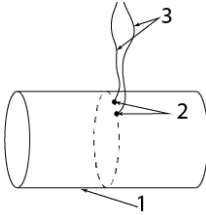


Рисунок 2 – Схематичне зображення вибору місця для підготовки металографічних шліфів на досліджуваних циліндричних зразках (позначене штриховими лініями): 1 – сталевий зразок; 2 – точки приварювання термопарних дрітків; 3 – термопари.

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

охлаждения металла на этой стадии назначалась для каждого из экспериментальных режимов в соответствии с данными табл. 2.

Температура завершения охлаждения металла на II стадии (570 °C) выбрана с оглядом на общеизвестные особенности процессов окисления на поверхности стального проката за повышенных температур [21]. Оксидный слой на углеродистых сталях, который образуется за температур выше 570 °C, складывается преимущественно из вюстит (FeO). В то время как замедленного охлаждения за температур ниже 570 °C вюстит распадается на железо и магнетит (Fe₃O₄), который образуется вследствие диффузии катионов железа и анионов кислорода [22]. Магнетит имеет высокую адгезию к стали и является химически инертным соединением, а его наличие на поверхности проката, который поддается дальнейшему охлаждению пластическим деформацией волочением, является крайне нежелательным. Через высокие абразивные свойства остатки магнетита вызывают преждевременное изнашивание твердосплавного волочильного инструмента во время изготовления проволоки. Вюстит, который образуется за высоких температур, хотя и имеет высокую адгезию к металлу, но при комнатной температуре является довольно хрупким и легко удаляется с поверхности бугорчатого проката как экологически чистым механическим способом, так и химическим травлением в растворе кислот. Поэтому ускоренное охлаждение металла в температурном интервале 570-450 °C замедлит процесс распада вюститной складчатой окислы и способствует более качественной подготовке поверхности бугорчатого проката к процессу волочения [21].

III стадия охлаждения (570-20 °C), как было отмечено выше, отвечает завершающему этапу термической обработки проката на роликовом транспортере после выхода из-под теплоизоляционных крышек на спокойное пространство цеха. Ускоренное охлаждение на этой стадии позволяет сформировать благоприятные для механического удаления оксидного состава поверхностной окислы, а также избежать дополнительного диффузионного перераспределения углерода и других легирующих элементов между структурными складчатыми сталью, что может спровоцировать формирование повышенной количества мартенситных областей.

Результаты металлографических исследований свидетельствуют, что структура стали CrMoV1Si после термической обработки по режиму № 1 (рис. 3а) складывается из 60 % об. полигонального феррита (166-176 HV_{0,02}), 26 % об. сорбитоподобного перлита (229-243 HV_{0,02}), 6 % об. бейнита (381-405 HV_{0,02}) и 8 % об. мартенсита в виде относительно равномерно распределенных в плоскости шлифа отдельных зерен с высокой твердостью (836-875 HV_{0,02}), которые располагаются преимущественно на границах ферритных зерен, а в некоторых случаях и в центре них. Средний показатель микротвердости стали – 276 HV_{0,1}. Средний условный диаметр ферритного зерна – 12,44 мкм (9 номер по ГОСТУ 8972:2019).



Узагальнена графічна інтерпретація мікроструктурної еволюції сталі CrMoV1Si в залежності від температурно-швидкісних параметрів регламентованого безперервного охолодження наведена на рис. 4.

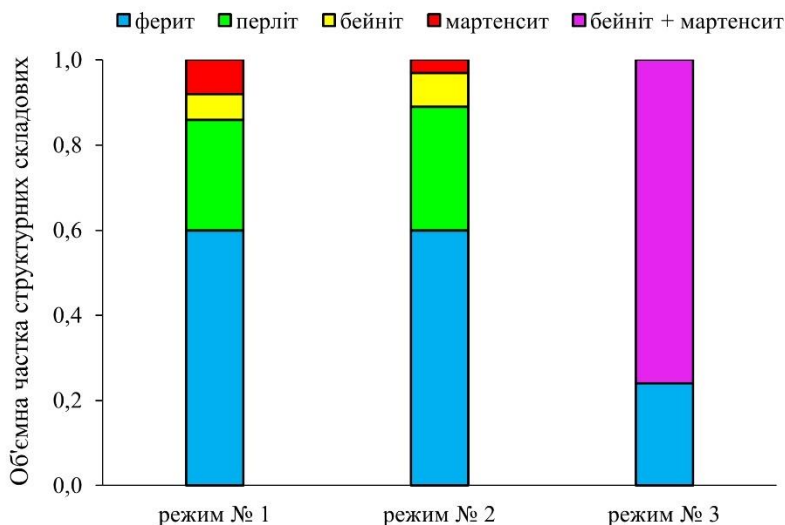


Рисунок 4 – Залежність об'ємної частки структурних складових в сталі CrMoV1Si від режиму експериментального термічного оброблення.

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 термдеформаційних 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/pcm2025.01.044>

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 borsoderzhaschikh 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 zvarivualnogo 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/metal/2022070>
17. Oliinyk, E. V., Parusov, E. V., & Chuiko, I. M. (2024, 10-11 April). Teoretychni ta tekhnologichni zasady znemitsniuuchoho termomekhanichnoho obrobлення stalevoho prokatu zvarivualnogo 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