

ЗНЕМІЦНЮВАЛЬНЕ ТЕРМОМЕХАНІЧНЕ ОБРОБЛЕННЯ БУНТОВОГО ПРОКАТУ ІЗ НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВИХ Cr-Mo-V СТАЛЕЙ

Е.В. Парусов, І.М. Чуйко, Е.В. Олійник, О.В. Парусов

Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України. 49107, м. Дніпро, пл. Академіка Стародубова, 1.
E-mail: tometal@ukr.net

У роботі узагальнено результати промислової апробації технології знеміцнювального термомеханічного оброблення бунтового прокату діаметром 5,5 мм із низьковуглецевих Cr-Mo-V сталей зварювального призначення. Запропонована технологія розроблена на засадах глибокого синтезу результатів досліджень щодо впливу температурно-деформаційних параметрів оброблення на перебіг фазово-структурних перетворень та особливостей утворення структур гартування у досліджуваних сталях за різних умов безперервного охолодження. Доведено, що реалізація науково обґрунтованого режиму постдеформаційного охолодження на лінії Стелмор, який містить стадію водяного охолодження від температури завершення гарячого деформування 1050 °С до 950 °С та подальше диференційоване триетапне повітряне охолодження з визначеними швидкостями у різних температурних інтервалах, сприяє зниженню показників міцності, підвищенню пластичності металу та утворенню задовільної кількості поверхневої окалини. Така реакція механічних властивостей прокату є наслідком зменшення кількості у феритній матриці бейніту та мартенситу до 5...10 об. % кожного залежно від марки сталі. Це досягається завдяки керованому формуванню специфічної зеренної структури гарячедеформованого аустеніту та пригніченню перерозподілу легувальних елементів між γ - і α -фазами в процесі подальшого дифузійного перетворення. Встановлено, що зниження в межах марочного складу вмісту вуглецю та марганцю є додатковим фактором, який обумовлює інтенсифікацію та повноту протікання дифузійного $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення в досліджуваних сталях, внаслідок чого поліпшується комплекс механічних властивостей бунтового прокату з точки зору його технологічності перероблення у зварювальний дріт за методом холодного пластичного деформування (волочіння). Бібліогр. 19, табл. 5, рис. 3.

Ключові слова: низьковуглецева легована сталь, бунтовий прокат, термомеханічне оброблення, мікроструктура, механічні властивості

Вступ. Сучасні вимоги до гнучкого та економічного виробництва сталевих бунтових прокатів широкого марочного асортименту можуть бути задоволені лише за допомогою впровадження науково обґрунтованих технологічних процесів, що базуються на точному моделюванні, високоефективних системах керування та глибокому розумінні процесів структурної еволюції металу під час проведення виробничих операцій.

Процес виробництва бунтового прокату в сучасному вигляді складається з двох основних технологічних етапів: прокатування безперервнолитої заготовки до кінцевої форми та контрольоване водо-повітряне охолодження металу на лінії Стелмор (рис. 1) [1].

За більш ніж 60 років від моменту створення Стелмор-процесу став найпоширенішим способом регульованого охолодження на фінальній стадії термомеханічного оброблення (ТМО) сталевих бунтових прокатів діаметром 5...20 мм [2, 3], оскільки він має низку переваг. По-перше, це може повністю виключити або зменшити тривалість подальшого термічного оброблення дрітної продукції (патентування, відпал, гартування/ Парусов Е.В. – <https://orcid.org/0000-0002-4560-2043>, Чуйко І.М. – <https://orcid.org/0000-0002-4753-614X>, Олійник Е.В. – <https://orcid.org/0000-0002-3366-3746>, Парусов О.В. – <https://orcid.org/0000-0002-9879-6179>
© Е.В. Парусов, І.М. Чуйко, Е.В. Олійник, О.В. Парусов, 2025

відпускання тощо), що економить енергію, зменшує негативний вплив на навколишнє середовище, а також підвищує цінову конкурентоспроможність металургійної продукції [3, 4]. По-друге, цей гнучкий контрольований процес охолодження дозволяє виробляти на прокатних станах широку номенклатуру бунтового прокату зі звичайних вуглецевих, легованих, неіржавких сталей та інших спеціальних марок із використанням однієї універсальної технологічної лінії [5, 6].

Перед прокатуванням сталеві заготовки нагріваються в печі до температури гарячого деформування та витримуються протягом певного часу для вирівнювання температури за перерізом і зменшення концентраційної неоднорідності за хімічним складом (ліквації). Подальше прокатування заготовок у групі чорнових, проміжних і передчистових клітей прокатного стану дозволяє отримати довгомірний підкат круглого перерізу, який надалі піддається фінальному гарячому деформуванню в чистовому прокатному блоці до заданого номінального діаметра. У процесі високошвидкісного деформування в прокатному блоці температура металу підвищується завдяки деформаційному

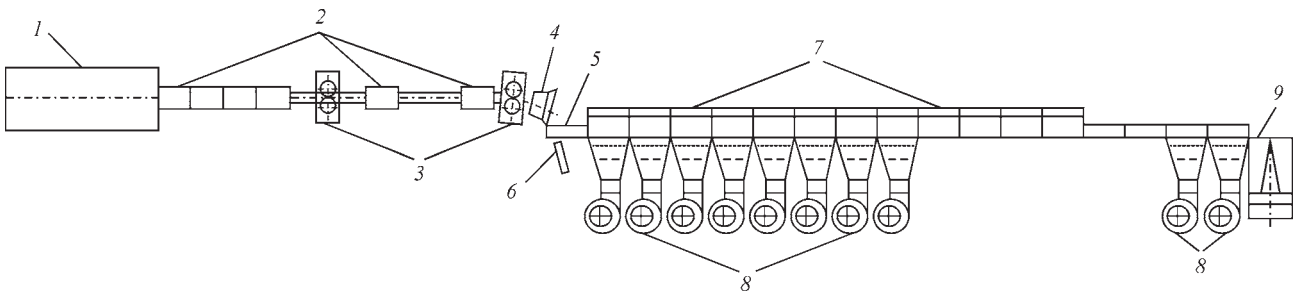


Рис. 1. Схематичне розташування технологічного обладнання лінії Стелмор [1]: 1 – чистовий прокатний блок; 2 – ділянка водяного охолодження; 3 – трайбапарати; 4 – виткоутворювач; 5 – приймальний стіл витків прокату; 6 – пірометр; 7 – ділянка регульованого повітряного охолодження з роликівим транспортером і теплоізоляційними кришками; 8 – дуттьові повітряні вентиляторні системи; 9 – шахта збирання витків

розігріву та для її регулювання після передчистої групи прокатних клітей зазвичай встановлюється спеціальна секція водяного охолодження у вигляді трубчастої камери. Цей пристрій дозволяє ефективно корегувати температуру закінчення гарячого деформування прокату перед початком регульованого охолодження, що, як показали попередні дослідження авторів [7], є одним із важливих технологічних факторів під час реалізації знеміцнювальних схем ТМО.

Постдеформаційне охолодження прокату на лінії Стелмор є одним із найскладніших металургійних процесів [8, 9], тому протягом останніх десятиліть було опубліковано велику кількість дослідницьких робіт, присвячених цій проблемі, а розробка нових технологічних підходів до виробництва бунтового прокату та вдосконалення існуючих доробок наразі продовжується в усьому світі [9–11].

Після виходу прокату з чистового прокатного блоку його піддають прискореному водяному охолодженню у прохідних трубчастих секціях. Регулювання температури металу на цьому етапі дозволяє цілеспрямовано керувати ступенем розвитку відновлювальних процесів у гарячедерованому аустеніті [12]. Далі прокат за допомогою виткоутворювача розкладається на роликівому транспортері у вигляді витків плоскої спіралі та піддається повітряному охолодженню із залученням спеціальних вентиляторних систем (прискорено) або без їх застосування (уповільнено). Наявність теплоізоляційних кришок над секціями транспортера дозволяє в разі потреби проводити квазіізотермічне витримування прокату у визначеному інтервалі температур.

Отже, Стелмор-процес дозволяє ефективно контролювати швидкість охолодження прокату та, як наслідок, перебіг фазово-структурних перетворень у металі. Відповідно, адекватно розроблений процес охолодження на лінії Стелмор ефективно впливає на формування мікроструктури бунтового

прокату й адаптує його кінцеві фізико-механічні властивості для конкретного застосування.

Бунтовий прокат малого діаметру (5,5...6,5 мм) із низьковуглецевих легованих Cr-Mo-V сталей (типу CrMoV1Si, Св-08ХГСМФА, Св-08ХГ-2СМФ, Св-10ХГ2СМФ та ін.) є металургійною заготовкою для виробництва зварювального та наплавного дроту, що використовується для з'єднання теплотривких перлітних сталей у важкому машинобудуванні, виробництва й відновлення енергетичного, хімічного та транспортного обладнання, а також у технологіях 3D друку [1]. Складна система легування цих сталей (підвищений вміст Cr, Mn, Si, Mo, V) зумовлює формування мультіфазної структури прокату після охолодження на лінії Стелмор. У попередніх роботах авторами цього дослідження були розвинуті теоретичні засади знеміцнювальної ТМО бунтового прокату із низьковуглецевих легованих сталей у потоці сучасних технологічних ліній [12], вивчено особливості кінетики розпаду переохолодженого аустеніту сталі CrMoV1Si під час безперервного охолодження та побудовано термодинамічну діаграму, визначено оптимальний температурний діапазон закінчення гарячого деформування прокату із цієї сталі для максимального знеміцнювання металу за стаціонарного режиму його постдеформаційного охолодження [7], а за результатами лабораторного моделювання запропоновано науково обґрунтований режим диференційованого повітряного охолодження бунтового прокату на завершальному етапі ТМО.

Мета роботи – промислове випробування розробленої технології знеміцнювального ТМО бунтового прокату із низьковуглецевих Cr-Mo-V сталей зварювального призначення для зниження показників міцності та підвищення пластичності металу.

Матеріал і методики досліджень. У якості матеріалу для проведення досліджень використано три марки низьковуглецевої легованої сталі зва-

Таблиця 1. Хімічний склад досліджуваних сталей за результатами плавкового аналізу

| Марка сталі | Вміст хімічних елементів, ваг. % | | | | | | | | | | |
|-------------|----------------------------------|------|------|------|------|------|-------|-------|------|------|-------|
| | C | Mn | Si | Cr | Mo | V | S | P | Ni | Cu | N |
| Св-08ХГСМФА | 0,05 | 0,92 | 0,27 | 0,67 | 0,42 | 0,15 | 0,004 | 0,011 | 0,06 | 0,11 | 0,011 |
| Св-08ХГ2СМФ | 0,07 | 1,06 | 0,22 | 0,74 | 0,53 | 0,17 | 0,002 | 0,014 | 0,07 | 0,14 | 0,008 |
| Св-10ХГ2СМФ | 0,10 | 1,26 | 0,55 | 0,78 | 0,23 | 0,18 | 0,003 | 0,010 | 0,08 | 0,12 | 0,007 |

рювального призначення, хімічний склад яких наведено в табл. 1. Сталь виплавлялась у промислових умовах одного з металургійних підприємств в електродуговій печі з подальшою позапічною обробкою на установці ківш-піч для остаточного корегування хімічного складу та усереднення температури рідкого розплаву перед початком розливання. Сталь розливали в заготовки на машині безперервного лиття. У подальшому заготовки нагрівали в печі з крокуючим подом і піддавали гарячому деформуванню на дрібносоротно-дротовому прокатному стані до діаметра 5,5 мм з наступним регульованим охолодженням прокату на лінії Стелмор (рис. 1). Загальна довжина ділянки повітряного охолодження прокату складала 120 м, з них 100 м безпосередньо після виткоутворювача обладнано теплоізоляційними кришками. Під роликовим конвеєром встановлені дуттьові вентиляторні системи для прискореного (за необхідності) охолодження витків прокату в кількості 10 шт.

Температура закінчення гарячого деформування прокату в чистовому прокатному блоці (1050 °С) була обрана за результатами попередніх досліджень, проведених авторами в [7].

Серія експериментальних режимів диференційованого водо-повітряного охолодження бунтового прокату складалася з одного основного режиму, параметри якого було визначено за результатами попередніх лабораторних досліджень (табл. 2), та трьох додаткових режимів (табл. 3), що відрізнялися від основного відсутністю етапу попереднього прискореного повітряного охолодження прокату безпосередньо після розкладання

на витки й варіюванням температури закінчення стадії водяного охолодження.

Температура закінчення квазіізотермічного витримування під теплоізоляційними кришками (570 °С) для всіх експериментальних режимів охолодження була обрана з огляду на необхідність пригнічення процесу розпаду вюститної складової окалини та забезпечення в подальшому якіснішої підготовки поверхні бунтового прокату до процесу волочіння [13].

Визначення механічних властивостей прокату після випробувань на розтяг за кімнатної температури проводили у відповідності до ДСТУ ISO 6892-1:2019 із залученням розривної гідравлічної машини Р-20М2 (Україна). Випробуванню піддавали не менше 6 натурних зразків прокату (без механічного оброблення) для кожного з режимів ТМО для відповідної марки сталі. За результатами випробувань визначали мінімальне, максимальне та середнє арифметичне значення для кожного показника механічних властивостей.

Структуру прокату після експериментальних режимів ТМО вивчали за допомогою оптичного мікроскопа Zeiss Axiovert 200 M MAT (Німеччина) на попередньо підготовлених за стандартною процедурою з травленням у ніталі поперечних металографічних шліфах. Оцінку мікроструктури проводили відповідно до вимог ДСТУ 9074:2021 і ДСТУ 8972:2019. Об'ємну частку структурних складових визначали точковим методом (метод полів А. Глаголева) [14]. Мікротвердість структурних складових визначали за допомогою твердоміра Leeb LHV5-1000Z (КНР) із навантаженням 0,1962 Н ($HV_{0,02}$) у відповідності до ДСТУ ISO 6507-1:2007.

Таблиця 2. Параметри основного експериментального режиму охолодження бунтового прокату

| Режим | Стадія водяного охолодження | | Стадія повітряного охолодження | | | | | |
|----------|-----------------------------|-----------------|--------------------------------|-----------------|-----------------|-----------------|-----------------|-----------------------|
| | | | І етап | | ІІ етап | | ІІІ етап | |
| | ΔT , °С | V_{ox} , °С/с | ΔT , °С | V_{ox} , °С/с | ΔT , °С | V_{ox} , °С/с | ΔT , °С | V_{ox} , °С/с |
| Основний | 1050...950 | 100 | 950...850 | 10 | 850...570 | 0,40 | 570...20 | на спокійному повітрі |

Примітки: ΔT – початкова та кінцева температури металу; V_{ox} – середня швидкість охолодження.

Таблиця 3. Параметри додаткових експериментальних режимів охолодження бунтового прокату

| Номер режиму | Стадія водяного охолодження | | Стадія повітряного охолодження | | | |
|--------------|-----------------------------|-----------------|--------------------------------|-----------------|-----------------|-----------------------|
| | | | І етап | | ІІ етап | |
| | ΔT , °С | V_{ox} , °С/с | ΔT , °С | V_{ox} , °С/с | ΔT , °С | V_{ox} , °С/с |
| 1 | 1050...950 | 100 | 950...570 | 0,38 | 570...20 | на спокійному повітрі |
| 2 | 1050...980 | 70 | 980...570 | 0,41 | | |
| 3 | 1050...900 | 150 | 900...570 | 0,33 | | |

Примітки: ΔT – початкова та кінцева температури металу; V_{ox} – середня швидкість охолодження.

Результати та їх обговорення. З огляду на те, що бунтовий прокат із легованих сталей зварювального призначення є переробною заготовкою, яка в подальшому піддається холодному пластичному деформуванню волочінням під час виготовлення дроту, до основних показників його механічних властивостей відносять границю міцності та відносне звуження після випробувань на розтяг [1]. Границя міцності за таких умов виступає як критерій для розрахунку необхідних тягових зусиль волочильного обладнання та попереднього оцінювання деформаційного зміцнення металу в процесі волочіння дроту, а відносне звуження опосередковано характеризує здатність до глибокої формозміни під час холодного деформування. Механічні властивості бунтового прокату із досліджуваних сталей після ТМО за експериментальними режимами та середню кількість поверхневої окалини наведено у табл. 4.

Аналіз даних табл. 4 показав, що основний експериментальний режим ТМО бунтового прокату створює умови для отримання мінімальних показників міцності металу та найвищого рівня пластичності для всіх досліджуваних марок сталі. Хоча режими №№ 1 і 2 сприяли отриманню близького рівня механічних властивостей порівняно з основним режимом, та все ж величина границі міцності була на 4...13 відн. % вищою, а відносного звуження на 3...7 відн. % нижчою. Найгірші результати з точки зору комплексу механічних властивостей отримано для режиму № 3: величина границі міцності була на 14...23 відн. % вищою, а відносного звуження на 12...20 відн. % нижчою порівняно з основним режимом. Окремо слід зазначити, що основний експериментальний режим ТМО сприяв мінімізації розкиду значень границі міцності бунтового прокату в межах статистичної вибірки для кожного з режимів охолодження.

Кількість поверхневої окалини є одним із показників якості бунтового прокату, який регламентується відповідними нормативними документами на цей вид металопродукції. У більшості випадків цей показник не повинен перевищувати 12 кг/т для прокату діаметром 5,5...6,5 мм. Дані табл. 1 засвідчують, що за всіх експериментальних режимів ТМО прокату кількість поверхневої окалини не перевищує унормовану величину.

Структурний стан бунтового прокату формується за результатами реалізації фазово-структурних перетворень у сталі під час відповідного режиму ТМО, а його механічні властивості є наслідком складних процесів руху та взаємодії дефектів кристалічної будови (насамперед дислокацій) у різних фазових складових металу. Тверді фази на кшталт мартенситу або бейніту у м'якій феритній матриці низьковуглецевих Cr-Mo-V сталей зварювального призначення є природними бар'єрами для руху дислокацій під час пластичного деформування. Перед кристалами мартенситу або сумішню бейнітного фериту та карбідів (у ділянках бейніту) формуються масивні дислокаційні скупчення, які в процесі деформування перетворюються на мікро- та макротріщини, що й призводить у підсумку до руйнування металу за досягнення локальними напруженнями у феритній матриці певних критичних значень [15]. Саме з цієї причини мінімізація кількості структур гартування є важливим елементом реалізації концепції підвищення деформованості прокату-дроту із низьковуглецевих легованих сталей за рахунок адекватного використання всіх технологічних засобів, які наявні у складі сучасних металургійних підприємств.

За результатами проведених мікроструктурних досліджень було визначено об'ємну частку структурних складових у бунтовому прокаті з досліджуваних сталей після експериментального ТМО (табл. 5). Характерну мікроструктура прокату зі

Таблиця 4. Механічні властивості бунтового прокату після ТМО за експериментальними режимами та кількість поверхневої окалини

| Марка сталі | Режим ТМО | Показник механічних властивостей* | | Кількість окалини, кг/т |
|-------------|-----------|-----------------------------------|------------------------|-------------------------|
| | | Границя міцності R_m , МПа | Відносне звуження Z, % | |
| Св-08ХГСМФА | Основний | 455...504 / 472 | 71...89 / 77 | 5 |
| | 1 | 461...527 / 497 | 70...84 / 74 | 7 |
| | 2 | 486...593 / 527 | 71...80 / 72 | 9 |
| | 3 | 541...683 / 574 | 61...68 / 64 | 4 |
| Св-08ХГ2СМФ | Основний | 460...494 / 477 | 74...78 / 76 | 6 |
| | 1 | 462...569 / 504 | 72...78 / 74 | 7 |
| | 2 | 471...595 / 538 | 71...76 / 72 | 10 |
| | 3 | 536...707 / 586 | 60...64 / 61 | 4 |
| Св-10ХГ2СМФ | Основний | 637...652 / 648 | 54...62 / 58 | 5 |
| | 1 | 644...687 / 676 | 53...61 / 55 | 6 |
| | 2 | 664...702 / 689 | 51...58 / 54 | 9 |
| | 3 | 717...795 / 741 | 47...53 / 51 | 3 |

*Примітка**: У чисельнику вказані мінімальне та максимальне значення, у знаменнику – середнє.

Таблиця 5. Співвідношення структурних складових (усереднені значення) та розмір дійсного зерна у бунтовому прокаті з досліджуваних сталей після експериментального ТМО

| Марка сталі | Мікроструктура (Ф/П/Б/М, об. %) і номер дійсного зерна* | | | |
|-------------|---|--------------------|--------------------|----------------------|
| | Основний режим | Режим № 1 | Режим № 2 | Режим № 3 |
| Св-08ХГСМФА | 79/10/6/5 6–8 | 79/7/6/8 6–8 | 76/9/5/10 7–9 | 69/8/10/13 10–12 |
| Св-08ХГ2СМФ | 82/7/5/6 6–8 | 73/10/7/10 6–8 | 71/12/7/10 7–9 | 65/10/10/15 10–12 |
| Св-10ХГ2СМФ | 73/7/10/10 8–10 | 69/5/14/12 8–10 | 66/4/15/15 9–11 | 65/3/13/19 10–12 |

Примітка: * У чисельнику наведено об'ємну частку структурних складових (Ф – ферит; П – перліт; Б – бейніт; М – мартенсит), а у знаменнику – номер дійсного зерна.

сталей Св-08ХГСМФА і Св-10ХГ2СМФ наведено на рис. 2 і 3 відповідно. Структура прокату зі сталі Св-08ХГ2СМФ не мала принципових відмінностей від прокату зі сталі Св-08ХГСМФА.

Аналіз отриманих результатів показав, що реалізація основного експериментального режиму ТМО бунтового прокату для всіх досліджуваних сталей сприяла формуванню в мікроструктурі металу найбільшої об'ємної частки фериту (203...218 $HV_{0,02}$) та мінімізації кількості утворюваних бейнітних (304...321 $HV_{0,02}$) і мартенситних (731...897 $HV_{0,02}$) ділянок. Величина дійсного (феритного) зерна за таких умов відповідала 6–8 номеру для сталей Св-08ХГСМФА і Св-08ХГ2СМФ, та 8–10 номеру для сталі Св-10ХГ2СМФ.

Експериментальний режим № 1 показав близькі результати, але кількість бейніту та мартенситу в структурі прокату в більшості випадків дещо перевищувала показники, що були досягнуті для

основного режиму ТМО. Це пояснюється відсутністю прискореного повітряного охолодження безпосередньо після розкладання прокату на витки. У діапазоні температур 950...850 °С у металі ще активно протікає процес статичної рекристалізації, що призводить до збільшення розмірів аустенітних зерен з подальшим підвищенням стійкості γ -фази. Тому прискорене повітряне охолодження на початковому етапі є важливим технологічним прийомом, який сприяє пригніченню процесів рекристалізації у гарячедеформованому аустеніті, підвищенню температури початку $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення та збільшенню повноти його реалізації.

Експериментальний режим № 2, який вирізнявся підвищеною температурою початку повітряного охолодження прокату та відсутністю інтенсивного підстижування на його початковому етапі, показав посередні результати: кількість феритної складової у структурі прокату знизилась порівняно з розглянутими вище режимами, а кількість

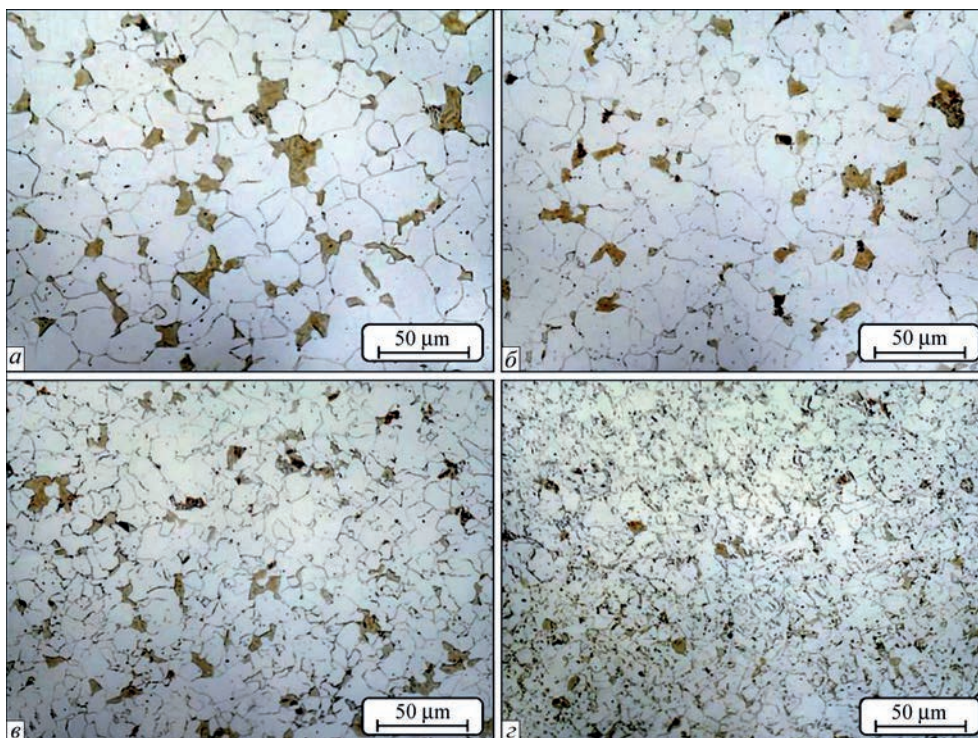


Рис. 2. Мікроструктура бунтового прокату зі сталі Св-08ХГСМФА після експериментального ТМО: а – основний режим; б – режим № 1; в – режим № 2; г – режим № 3

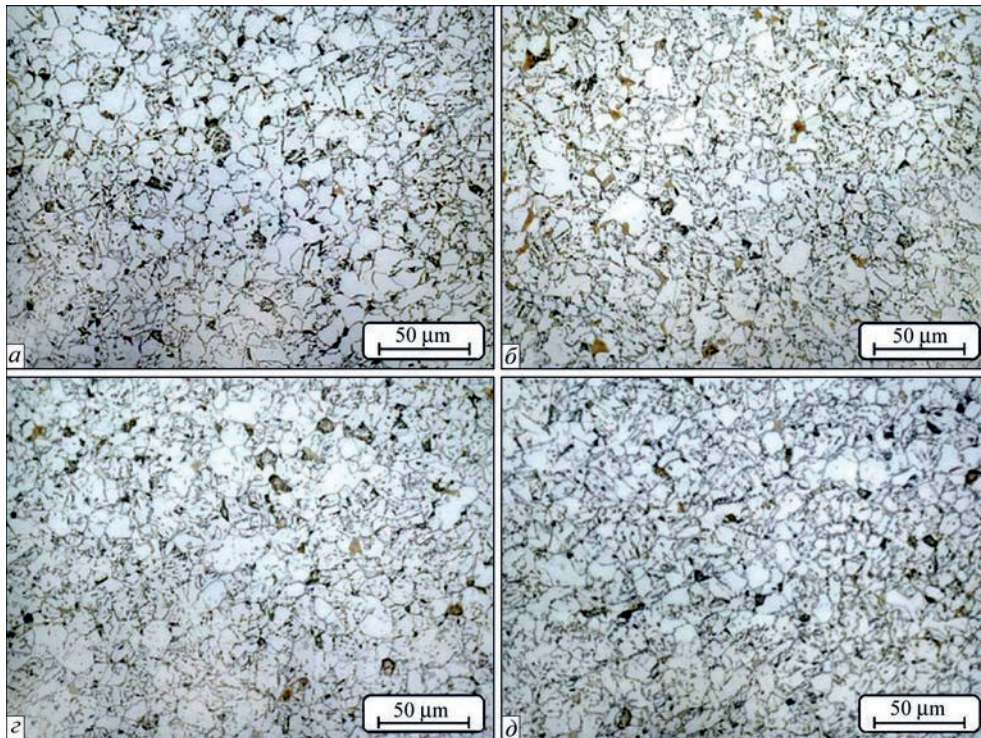


Рис. 3. Мікроструктура бунтового прокату зі сталі Св-10ХГ2СМФ після експериментального ТМО: а – основний режим; б – режим № 1; в – режим № 2; г – режим № 3

твердих фаз зростає. Більш того, дещо зменшилась величина дійсного зерна – до 7–9 номеру для сталей Св-08ХГСМФА і Св-08ХГ2СМФ і 9–11 номеру для сталі Св-10ХГ2СМФ. Зазначена мікроструктурна еволюція пояснюється ще більшим розвитком процесів рекристалізації у гарячедеформованому аустеніті порівняно з режимом № 1 внаслідок вищих температур розкладання прокату на витки, що й обумовлює, як зазначено вище, зменшення повноти перебігу дифузійного $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення та збільшення об'ємної частки бейніту й мартенситу в структурі металу після ТМО.

Найгірші з точки зору структурного стану прокату виявились результати його ТМО за експериментальним режимом № 3. У цьому випадку спостерігалась найбільша кількість структур гартування (10...15 об. % бейніту та 10...19 об. % мартенситу) для всіх досліджуваних сталей порівняно з іншими експериментальними режимами. Крім того, суттєво зменшилась величина дійсного зерна (до 10–12 номеру). Встановлені особливості структуроутворення для цього режиму пов'язані з глибшим водяним охолодженням прокату (до 900 °С), яке призводить до зниження середньої швидкості охолодження металу в інтервалі квазіізотермічного витримування до 0,33 °С/с (табл. 3), що є найнижчим значенням цього показника серед усіх експериментальних режимів ТМО. Утворення більшої кількості продуктів зсувного перетворення аустеніту під час більш уповільненого охолодження сталі у вказаному ін-

тервалі температур пояснюються 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. За таких умов у процесі уповільненого охолодження низьковуглецевих Ст-Мо-V сталей розвиток $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення сприяє дифузійному насиченню неперетвореного аустеніту насамперед вуглецем і марганцем, що призводить до термодинамічної стабілізації γ -фази. Залежно від фактичної локальної концентрації вуглецю та інших легувальних елементів цей залишковий аустеніт під час зниження температури може зазнавати перлітного, бейнітного або мартенситного перетворення. Менша швидкість охолодження дає більше часу для дифузійного перерозподілу хімічних елементів між фазовими складовими сталі, тим самим сприяє збільшенню кількості бейніту та мартенситу в структурі прокату після завершення ТМО.

Дисперсність перліту для всіх експериментальних режимів ТМО відповідала 1–3 балу за ДСТУ 9074-2021, водночас цей показник принципово не впливав на рівень механічних властивостей прокату через незначну кількість перліту в структурі досліджуваних сталей.

Загалом проглядається чітка кореляція між структурним станом бунтового прокату та його механічними властивостями: чим більшими є об'ємна частка м'якого фериту та розмір дійсного зерна й меншою – кількість твердих структур на кшталт

мартенситу та бейніту, тим нижчими є показники границі міцності та вищими – відносного звуження. Така тенденція добре узгоджується з загальновідомою реакцією механічних властивостей доєвтектоїдних сталей на зміну структурних параметрів.

Окремо слід зазначити, що для сталі Св-10ХГ-2СМФ показники механічних властивостей помітно відрізняються від сталей Св-08ХГСМФА і Св-08ХГ2СМФ у бік збільшення границі міцності та зниження відносного звуження. Це є логічним наслідком відмінностей у структурі прокату після ідентичних режимів ТМО – більшої кількості бейніту та мартенситу. Збільшення об'ємної частки структур гартування в сталі Св-10ХГ2СМФ пояснюється вищим вмістом вуглецю та марганцю порівняно з іншими досліджуваними сталями (табл. 1). Як відомо, чутливість кінетики $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення до номінального вмісту вуглецю в сталі зростає в міру зменшення концентрації останнього [16]. Швидкість, з якою зростає ферит, різко збільшується в міру того, як концентрація вуглецю в сталі наближається до його граничної розчинності в фериті. Це відбувається через зменшення необхідного обсягу дифузійного переміщення атомів вуглецю через міжфазну границю γ/α , оскільки він може бути розчинений у фериті. Зміни механічних властивостей відображають цю поведінку: міцність низьковуглецевих сталей є особливо чутливою до концентрації вуглецю. Ця підвищена чутливість $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення до вуглецю за його низьких концентрацій призводить до зниження чутливості до вмісту легувальних елементів заміщення. Вуглець фактично «контролює» кінетику перетворення [16]. Марганець зі свого боку ефективно стабілізує аустеніт, підвищує прогартуваність завдяки уповільненню дифузійного перетворення метастабільного аустеніту, знижує критичні температури A_{C1} , A_{C3} і M_n й робить внесок у загальне підвищення міцності сталі за рахунок твердорозчинного зміцнення [17].

Отже, крім оптимізації режиму ТМО, одним з ефективних шляхів покращення комплексу механічних властивостей бунтового прокату із низьковуглецевих Cr-Mo-V сталей зварювального призначення з точки зору підвищення деформованості під час волочіння слід вважати зниження в межах марочного складу вмісту вуглецю та марганцю, що добре узгоджується з результатами інших авторів [18, 19].

Висновки

Завдяки проведеним промисловим експериментам з апробації різних режимів знеміцнювального ТМО бунтового прокату із низьковуглецевих Cr-

Mo-V сталей зварювального призначення визначено й узагальнено наступні результати:

1. Найкраще поєднання механічних властивостей і структурних параметрів бунтового прокату із досліджуваних сталей отримано після наступного режиму знеміцнювального ТМО: завершення гарячого деформування в чистовому прокатному блоці за температури 1050 °С; водяне охолодження в інтервалі 1050...950 °С; прискорене повітряне охолодження на першому етапі в інтервалі 950...850 °С зі швидкістю 10 °С/с; уповільнене повітряне охолодження на другому етапі в інтервалі 850...570 °С із середньою швидкістю 0,40 °С/с (квазіізотермічне витримування); подальше охолодження на третьому етапі від 570 °С до кімнатної температури на спокійному повітрі.

2. Вищенаведений режим ТМО, повітряна стадія охолодження якого складається з трьох диференційованих етапів, сприяє формуванню в структурі прокату найбільшої об'ємної частки фериту (до 73...82 об. % у залежності від марки сталі) та мінімізації кількості утворених бейнітних (до 5...10 об. %) і мартенситних (до 5...10 об. %) ділянок. Величина дійсного зерна за таких умов є найбільшою (6–9 номер), а кількість поверхневої окалини відповідає задовільному рівню (~ 5...6 кг/т за унормованого обмеження не більше 12 кг/т). Такий структурний стан металу зумовив отримання за результатами випробувань на розтяг найнижчих показників для границі міцності (472...648 МПа в залежності від марки сталі) та найвищих – для відносного звуження (58...77 %).

3. Зниження у межах марочного складу вмісту вуглецю та марганцю є додатковим фактором, що обумовлює інтенсифікацію й повноту перебігу дифузійного $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення у низьковуглецевих Cr-Mo-V сталей зварювального призначення, внаслідок чого поліпшується комплекс механічних властивостей бунтового прокату з точки зору його технологічності перероблення в дріт за методом холодного пластичного деформування (волочіння).

Список літератури/References

1. Парусов Е.В., Чуйко І.М., Олійник Е.В., Парусов О.В. (2024) Аналіз тенденцій та проблем виробництва прокату і дроту з низьковуглецевих Cr-Mo-V сталей зварювального призначення. *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії*, **38**, 431–454. DOI: <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2024-38-431-454>
2. Parusov, E.V., Chuiko, I.M., Oliiynyk, E.V., Parusov, O.V. (2024) Analysis of trends and problems of the production of low-carbon Cr-Mo-V steel wire rod and wire for welding purposes. *Fundamentalni ta Prykladni Problemy Chornoї Metalurhii*, **38**, 431–454 [In Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2024-38-431-454>
3. Xue, J., Liu, M., Deng, Y. (2014) Effects of ambient temperature and humidity on the controlled cooling of hot-rolled wire rod

- of steel. *Applied Thermal Engineering*, 62(1), 148–155. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.applthermaleng.2013.09.019>
3. Kazeminezhad, M., Karimi Taheri, A. (2003) The effect of controlled cooling after hot rolling on the mechanical properties of a commercial high carbon steel wire rod. *Materials and Design*, 24(6), 415–421. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0261-3069\(03\)00095-5](https://doi.org/10.1016/S0261-3069(03)00095-5)
 4. Wan-Hua, Y., Shao-Hui, C., Yong-Hai, K., Kai-Chao, C. (2009) Development and application of online Stelmor Controlled Cooling System. *Applied Thermal Engineering*, 29(14-15), 2949–2953. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.applthermaleng.2009.03.012>
 5. Lee, Y. (2004) *Rod and bar rolling: Theory and applications*. Boca Raton, CRC Press. DOI: <https://doi.org/10.1201/9781482276695>
 6. Nobari, A.H., Serajzadeh, S. (2011) Modeling of heat transfer during controlled cooling in hot rod rolling of carbon steels. *Applied Thermal Engineering*, 31(4), 487–492. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.applthermaleng.2010.10.003>
 7. Parusov, E.V., Chuiko, I.M., Gubenko, S.I., Oliinyk, E.V., Parusov, O.V. (2025) Influence of temperature-deformation parameters of thermomechanical treatment on the structure and mechanical properties of low-carbon alloyed steel. *Materials Science*, 61, 42–49. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11003-025-00960-5>
 8. López-Cornejo, M.S., Vergara-Hernández, H.J., Arreola-Villa, S.A., Vázquez-Gómez, O., Herrejón-Escutia, M. (2021) Numerical simulation of wire rod cooling of eutectoid steel under forced-convention. *Metals*, 11(2), 224. DOI: <https://doi.org/10.3390/met11020224>
 9. Hwang, J.K. (2018) The temperature distribution and underlying cooling mechanism of steel wire rod in the Stelmor type cooling process. *Applied Thermal Engineering*, 142, 311–320. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.applthermaleng.2018.07.016>
 10. Piwowarczyk, M., Wolańska, N., Pietrzyk, M. et al. (2022) Phase transformation model for adjusting the cooling conditions in Stelmor process to obtain the targeted structure of thermomechanically rolled wire rod used for fastener production. *Metallurgical Research and Technology*, 119(5), 517. DOI: <https://doi.org/10.1051/metal/2022071>
 11. Campbell, P.C., Hawbolt, E.B., Brimacombe, J.K. (1991) Microstructure engineering applied to the controlled cooling of steel wire rod: Pt 2. Microstructural evolution and mechanical properties correlations. *Metallurg. and Mater. Transact. A*, 22, 2779–2790. DOI: <https://doi.org/10.1007/BF02851372>
 12. Олійник Е.В., Парусов Е.В., Чуйко І.М. (2024) Теоретичні та технологічні засади знеміцнюючого термомеханічного оброблення сталевого прокату зварювального призначення. *Інформаційні технології в металургії та машинобудуванні – ІТММ'2024* (Дніпро, 10–11 квітня 2024 р.), сс. 57–64. DOI: <https://doi.org/10.34185/1991-7848.itmm.2024.01.010>
 - Oliinyk, E.V., Parusov, E.V., Chuiko, I.M. (2024) Theoretical and technological principles of softening thermomechanical treatment of welding wire rod. In: *Information Technology in Metallurgy and Machine Engineering – ІТММ'2024* (Dnipro, April 10–11, 2024), 57–64 [In Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.34185/1991-7848.itmm.2024.01.010>
 13. Парусов Э.В., Сычков А.Б., Губенко С.И., Чуйко И.Н. (2016) Перспективы использования экологически чистого способа подготовки поверхности бунтового проката к волочению. *Проблемы трибологии*, 80(2), 74–82.
 - Parusov, E.V., Sychkov, A.B., Gubenko, S.I., Chuiko, I.M. (2016) Prospects for using an environmentally friendly method of preparing the surface of wire rod for drawing. *Problemy Trybolohii*, 80(2), 74–82 [In Russian].
 14. Saltykov, S.A. (1974) *Stereometrische metallographie*. Leipzig, VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie.
 15. Нестеренко А.М., Сычков А.Б., Сухомлин В.И., Жукова С.Ю., Мороз А.Н. (2009) Особенности структуры катанки из стали Св-08ХГ2СМФ. *Металловедение и термическая обработка металлов*, 650(8), 10–12.
 - Nesterenko, A.M., Sychkov, A.B., Sukhomlin, V.I., Zhukova, S.Yu., Moroz, A.N. (2009) Features of the structure of wire rod made of Sv-08KhG2SMF steel. *Metallovedenie i Termich. Obrab. Metallov*, 650(8), 10–12 [In Russian].
 16. Bhadeshia, H.K.D.H. (1985) Diffusional formation of ferrite in iron and its alloys. *Progress in Mater. Sci.*, 29(4), 321–386. DOI: [https://doi.org/10.1016/0079-6425\(85\)90004-0](https://doi.org/10.1016/0079-6425(85)90004-0)
 17. Krauss, G. (2015) *Steels: processing, structure, and performance* (2nd Ed.). ASM Intern.
 18. Sychkov, A.B., Parusov, V.V., Zhigarev, M.A. et al. (2007) Development of a production process for rolled welding wire made from Sv-08KhGSMFA alloy. *Metallurgist*, 51, 384–393. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11015-007-0070-9>
 19. Nesterenko, A.M., Sychkov, A.B., Zhukova, S.Yu., Sukhomlin, V.I. (2008) Fine microstructure of wire rods manufactured from Sv-08G2S high-plasticity steel. *Metallurgist*, 52, 511–516. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11015-009-9087-6>

THERMOMECHANICAL TREATMENT TECHNOLOGY OF WIRE ROD MADE OF LOW-CARBON CR-MO-V STEELS

E.V. Parusov, I.M. Chuiko, E.V. Oliinyk, O.V. Parusov

Z.I. Nekrasov Iron and Steel Institute of the NAS of Ukraine. 1 Academician Starodubov Square, 49107, Dnipro, Ukraine.
E-mail: tometal@ukr.net

The paper summarizes the results of industrial testing of the softening thermomechanical treatment technology of 5.5 mm wire rod made of low-carbon Cr-Mo-V steels for welding applications. The proposed technology was developed on the basis of an in-depth synthesis of research findings concerning the influence of temperature-deformation parameters of processing on the course of phase-structural transformations and the peculiarities of the formation of quench structures in the studied steels under various continuous cooling conditions. It has been proven that the implementation of a scientifically justified post-deformation cooling mode in the Stelmor line, which includes a stage of water cooling from the finishing hot-deformation temperature of 1050 °C to 950 °C, followed by differentiated three-stage air cooling at specified rates in different temperature intervals, contributes to reducing strength values, increasing metal ductility, and forming a satisfactory amount of surface scale. Such a response of the mechanical properties of the wire rod is the result of reducing the amount of bainite and martensite in the ferritic matrix to 5...10 vol.% each, depending on the steel grade. This is achieved through controlled formation of a specific grain structure of hot-deformed austenite and suppression of the redistribution of alloying elements between the γ - and α -phases during subsequent diffusional transformation. It has been established that lowering the content of carbon and manganese within the grade composition is an additional factor that ensures intensification and completeness of the $\gamma \rightarrow \alpha$ diffusional transformation in the studied steels, thereby improving the overall set of mechanical properties of wire rod in terms of its processability into welding wire by the method of cold plastic deformation (by drawing). 19 Ref., 5 Tabl., 3 Fig.

Keywords: low-carbon alloy steel, wire rod, thermomechanical treatment, microstructure, mechanical properties

Отримано 01.10.2025

Отримано у переглянутому вигляді 24.11.2025

Прийнято 24.12.2025