

Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова
Національна академія наук України

Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова
Національна академія наук України

Кваліфікаційна наукова праця
на правах рукопису

ОЛІЙНИК ЕДУАРД ВАДИМОВИЧ

УДК 669.14.018.295:621.774.3:621.791.052

ДИСЕРТАЦІЯ

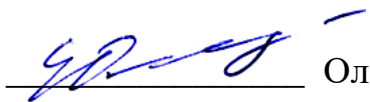
ОСОБЛИВОСТІ ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ
ПРОКАТУ ПІДВИЩЕНОЇ ДЕФОРМІВНОСТІ З НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВИХ
CR-MO-V СТАЛЕЙ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ ЗВАРЮВАЛЬНОГО ДРОТУ

132 – Матеріалознавство

13 – Механічна інженерія

Подається на здобуття наукового ступеня доктора філософії

Дисертація містить результати власних досліджень. Використання ідей, результатів і текстів інших авторів мають посилання на відповідне джерело.



Олійник Е. В.

Науковий керівник: Парусов Едуард Володимирович, доктор технічних наук,
старший науковий співробітник

Дніпро – 2026

АНОТАЦІЯ

Олійник Е. В. Особливості формування структури та властивостей прокату підвищеної деформівності з низьковуглецевих Cr-Mo-V сталей для виготовлення зварювального дроту. – Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня доктора філософії за спеціальністю 132 – Матеріалознавство. – Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова Національної академії наук України, Дніпро, 2026.

Дисертаційна робота присвячена комплексному дослідженню закономірностей структуроутворення й формування комплексу механічних властивостей бунтового прокату з низьковуглецевих Cr-Mo-V сталей, а також науковому обґрунтуванню та розробленню технології його знеміцнювального термомеханічного оброблення для подальшого енергоефективного виготовлення зварювальних матеріалів.

У роботі проаналізовано сучасні тенденції та проблеми виробництва прокату і дроту з низьковуглецевих Cr-Mo-V сталей зварювального призначення. Показано, що одним із найбільш актуальних завдань, яке наразі стоїть перед виробниками бунтового прокату зварювального призначення у всьому світі, є максимальна пластифікація металу в стані постачання металовиробним підприємствам, при цьому раціональний мікроструктурний дизайн відіграє ключову роль під час виготовлення високопластичного прокату. Формування твердих складників (мартенситу, бейніту або їхньої суміші) у структурі металу є небажаним через високий ризик руйнування дроту в процесі інтенсивного холодного деформування волочінням, водночас відомості про утворення таких структур на етапі виготовлення прокату в умовах металургійних підприємств вкрай обмежені, а деякі аспекти мікроструктурної еволюції та особливостей утворюваних фаз наразі залишаються недостатньо вивченими.

За результатами теоретичних досліджень розвинуто подальші уявлення щодо фундаментальних засад знеміцнювального термомеханічного оброблення бунтового прокату з низьковуглецевих 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 розвитку динамічної рекристалізації й зниженою густиною дислокацій та їх упорядкуванням завдяки наступному перебігу статичного повернення та метадинамічної рекристалізації з одночасним пригніченням розвитку статичної рекристалізації. Така концепція є головною передумовою для формування більшої об'ємної частки поліедричного фериту і зниження вірогідності утворення структур бейнітного й мартенситного типів під час уповільненого охолодження металу з прокатного нагрівання.

З огляду на вимоги діючої нормативної документації та специфікацій кращих світових і вітчизняних виробників бунтового прокату з низьковуглецевих легованих сталей визначено цільові показники якості відповідної металопродукції з урахуванням характеристик самих зварювальних матеріалів.

Вивчено закономірності кінетики розпаду аустеніту сталі CrMoV1Si (аналог Св-08ХГСМФА) під час безперервного охолодження у широкому інтервалі швидкостей ($116-0,05$ °C/c) та побудовано відповідну термокінетичну діаграму. Головною особливістю фазово-структурних перетворень в досліджуваній сталі є те, що за уповільненого охолодження у інтервалі швидкостей $1,1-0,05$ °C/c реалізується складний дифузійно-проміжно-зсувний механізм, який обумовлює формування багатофазної структури, що складається з фериту, перліту, бейніту та високотвердого мартенситу в різних співвідношеннях, причому об'ємна частка мартенситу зростає по мірі зниження швидкості охолодження за рахунок більшого розвитку дифузійного насичення ділянок залишкового аустеніту вуглецем і марганцем до моменту початку його зсувного перетворення. За результатами

металографічного аналізу отримані дані систематизовано у вигляді структурної діаграми.

Методами растрової електронної мікроскопії, рентгеноспектрального мікроаналізу і Оже-електронної спектроскопії встановлено факт утворення високовуглецевого мартенситу (вміст $C > 1\%$ ваг.) з високою твердістю ($722\text{--}897\text{ HV}_{0,02}$) під час уповільненого безперервного охолодження низьковуглецевої Cr-Mo-V сталі з аустенітної області до кімнатної температури. Такий мартенсит формується у вигляді відносно рівномірно розподілених дрібних зерен сфероподібної форми, які розташовані переважно на границях феритних зерен і в деяких випадках всередині них. Експериментальними даними підтверджено, що така мікроструктурна еволюція досліджуваної сталі обумовлена динамічною зміною хімічного складу окремих структурних складників у процесі зниження температури, насамперед дифузійним перерозподілом вуглецю, марганцю та кремнію між α та γ фазами.

Грунтуючись на положеннях нерівноважної термодинаміки розроблено розрахункову модель перерозподілу легувальних елементів у процесі формування структури сталі CrMoV1Si за уповільненого охолодження. Визначено величини термодинамічної сили для дифузії вуглецю, кінетичних коефіцієнтів та потоків термодинамічної системи, які описують кінетику структуроутворення досліджуваної сталі у процесі охолодження. Запропоновано вирази для розрахунку лінійних розмірів аустенітних і мартенситних ділянок, що формуються у результаті протікання дифузійних потоків вуглецю, марганцю і кремнію.

На засадах узагальнення результатів експериментальних і теоретичних досліджень запропоновано науково обґрунтований механізм формування ділянок високовуглецевого мартенситу в бунтовому прокаті з низьковуглецевих легованих сталей під час уповільненого безперервного охолодження з аустенітної області до кімнатної температури.

Досліджено вплив температурно-деформаційних умов оброблення на структуру і механічні властивості сталі CrMoV1Si. Отримані залежності твердості, границі плинності та границі міцності від параметрів оброблення дозволили визначити оптимальний температурний діапазон закінчення гарячого деформування прокату з низьковуглецевих Cr-Mo-V сталей (1050–1100 °C) з точки зору максимального знеміцнювання металу за умови стаціонарного режиму його охолодження.

За результатами лабораторного моделювання запропоновано та випробувано у промислових умовах інноваційну технологію знеміцнювального термомеханічного оброблення бунтового прокату малого діаметру (5,5 мм) з низьковуглецевих Cr-Mo-V сталей зварювального призначення на лінії Стелмор, яка включає стадію водяного охолодження металу від температури завершення гарячого деформування 1050 °C до 950 °C та подальше диференційоване триетапне повітряне охолодження з визначеними швидкостями у різних температурних інтервалах: 950–850 °C зі швидкістю ~ 10 °C/c; 850–570 °C – із середньою швидкістю 0,4 °C/c; від 570 °C до кімнатної температури – у спокійному повітрі.

Показано, що реалізація розробленого температурно-швидкісного регламенту постдеформаційного охолодження сприяє зниженню показників міцності та підвищенню пластичності прокату, а також утворенню задовільної кількості поверхневої окалини. Така реакція механічних властивостей металу є наслідком зменшення кількості у феритній матриці бейніту і мартенситу до 5–10 % об. кожного залежно від марки сталі. При цьому зниження у межах марочного складу вмісту вуглецю і марганцю є додатковим фактором, який обумовлює інтенсифікацію та повноту протікання дифузійного $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення.

Промислове перероблення дослідних партій бунтового прокату зі сталей Св-08ХГСМФА і Св-08ХГ2СМФ, виготовленого із застосуванням розробленого режиму знеміцнювального термомеханічного оброблення, засвідчило високий рівень технологічної пластичності матеріалу. Це

дозволило виготовити зварювальний дріт з унормованими механічними властивостями методом «прямого» волочіння без проведення операції додаткового пом'якшувального термічного оброблення (рекристалізаційного відпалу) дротяної заготовки на проміжних діаметрах із сумарним обтисненням під час холодного пластичного деформування до 95 %. Реалізація процесу волочіння за таких умов характеризується підвищеною енергоефективністю, екологічною безпечністю, достатнім рівнем продуктивності та стабільно високими показниками якості готового дроту.

З урахуванням конструктивних особливостей наявного устаткування для виготовлення бунтового прокату визначено комплекс рекомендацій щодо адаптування та впровадження розробленої технології знеміцнювального термомеханічного оброблення низьковуглецевих Cr-Mo-V сталей зварювального призначення на діючих металургійних комбінатах України.

Ключові слова: низьковуглецева легована сталь, прокат, термічна обробка, мікроструктура, фазові перетворення, аустеніт, мартенсит, механічні властивості, моделювання, температура, деформація, твердість, волочіння.

ABSTRACT

Oliinyk E. V. Features of the formation of structure and properties of high-deformability wire rod made of low-carbon Cr-Mo-V steels for welding wire production. – Qualifying scientific work on manuscript rights.

Dissertation for the Doctor of Philosophy degree in specialty 132 – Materials Science. – Iron and steel Institute of Z. I. Nekrasov of National Academy of Sciences of Ukraine, Dnipro, 2026.

The dissertation is devoted to a comprehensive investigation of the regularities governing microstructural evolution and the formation of mechanical properties in low-carbon Cr-Mo-V steel wire rod, as well as to the scientific

substantiation and development of a softening thermomechanical treatment technology for its subsequent energy-efficient production of welding consumables.

The study analyzes current trends and challenges associated with the production of wire rod and wire from low-carbon Cr-Mo-V welding steels. It is demonstrated that one of the most pressing tasks currently facing manufacturers of welding-grade wire rod worldwide is the maximization of metal ductility in the as-supplied condition for hardware plants, while rational microstructural design plays a key role in the production of highly ductile wire rod. The formation of hard constituents (martensite, bainite, or their mixtures) within the steel microstructure is undesirable due to the increased risk of wire fracture during intensive cold drawing operations. At the same time, information concerning the formation of such structures during wire rod production under industrial metallurgical conditions remains extremely limited, whereas several aspects of microstructural evolution and phase formation mechanisms have not yet been sufficiently investigated.

Based on the results of theoretical studies, the fundamental principles of softening thermomechanical treatment of low-carbon steel wire rod within modern continuous production lines have been further developed. The proposed concept is based on creating a specific structural state of hot-deformed austenite prior to its decomposition, characterized by a refined grain size resulting from dynamic recrystallization and a reduced dislocation density with enhanced dislocation ordering due to the subsequent development of static recovery and metadynamic recrystallization, while simultaneously suppressing static recrystallization. This approach constitutes the primary prerequisite for increasing the volume fraction of polygonal ferrite and reducing the likelihood of bainitic and martensitic structure formation during slow cooling from rolling temperatures.

Considering the requirements of current standards and specifications established by leading domestic and international manufacturers of low-carbon alloyed steel wire rod, target quality indicators for the corresponding steel products

were determined, taking into account the performance requirements of welding consumables.

The kinetics of austenite decomposition in CrMoV1Si steel (an analogue of Sv-08KhGSMFA welding steel) during continuous cooling over a wide cooling-rate range (116–0.05 °C/s) were investigated, and the corresponding Continuous Cooling Transformation (CCT) diagram was constructed. The principal feature of phase and microstructural transformations in the investigated steel is that under slow cooling conditions within the range of 1.1–0.05 °C/s, a complex diffusional–intermediate–shear transformation mechanism is realized, resulting in the formation of a multiphase microstructure consisting of ferrite, pearlite, bainite, and high-hardness martensite in varying proportions. Moreover, the volume fraction of martensite increases with decreasing cooling rate due to enhanced diffusional enrichment of retained austenite regions with carbon and manganese prior to the onset of the martensitic transformation. Based on metallographic investigations, the obtained data were systematized and presented in the form of a structural diagram.

Using scanning electron microscopy, energy-dispersive X-ray microanalysis, and Auger electron spectroscopy, the formation of high-carbon martensite (content C > 1 wt.%) possessing high hardness (722–897 HV_{0.02}) was established during slow continuous cooling of low-carbon Cr-Mo-V steel from the austenitic area to room temperature. This martensite forms as relatively uniformly distributed fine spherical regions located predominantly along ferrite grain boundaries and, in some cases, within ferrite grains. Experimental evidence confirmed that such microstructural evolution is governed by the dynamic variation of the chemical composition of individual structural constituents during cooling, primarily due to the diffusional partitioning of carbon, manganese, and silicon between the α and γ phases.

Based on the principles of non-equilibrium thermodynamics, a computational model describing the partitioning of alloying elements during microstructure formation in CrMoV1Si steel under slow cooling conditions was

developed. The thermodynamic driving forces for carbon diffusion, kinetic coefficients, and thermodynamic fluxes governing the kinetics of structural evolution during cooling were determined. Analytical expressions were proposed for calculating the characteristic dimensions of austenitic and martensitic regions formed as a result of carbon, manganese, and silicon diffusion fluxes.

Through the integration of experimental and theoretical findings, a scientifically substantiated mechanism describing the formation of high-carbon martensite regions in low-carbon alloyed steel wire rod during slow continuous cooling from the austenitic region to room temperature was proposed.

The influence of thermomechanical treatment parameters on the microstructure and mechanical properties of CrMoV1Si steel was investigated. The obtained relationships between hardness, yield strength, ultimate tensile strength, and processing conditions made it possible to determine the optimal finishing temperature range for hot deformation of low-carbon Cr-Mo-V steel wire rod (1050–1100 °C) from the standpoint of maximum softening under steady-state cooling conditions.

Based on laboratory simulations, an innovative softening thermomechanical treatment technology for small-diameter (5.5 mm) low-carbon Cr-Mo-V steel welding-grade wire rod was developed and subsequently validated under industrial conditions on a Stelmor cooling line. The technology includes water cooling from the finishing deformation temperature of 1050 °C to 950 °C, followed by differentiated three-stage air cooling at specified rates within different temperature intervals: 950–850 °C at an average cooling rate of 10 °C/s; 850–570 °C at an average cooling rate of 0.4 °C/s; and from 570 °C to room temperature in still air.

It was demonstrated that implementation of the developed temperature–cooling-rate mode promotes a reduction in strength characteristics and an increase in ductility, while simultaneously ensuring the formation of an acceptable amount of surface scale. Such a response of the mechanical properties is attributed to a decrease in the content of bainite and martensite within the ferritic matrix to approximately 5–10 vol.% each, depending on steel grade. Furthermore, reductions

in carbon and manganese contents within the specified compositional range act as additional factors enhancing both the intensity and completeness of the diffusional $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation.

Industrial processing of experimental wire rod batches produced from Sv-08KhGSMFA and Sv-08KhG2SMF steels using the developed softening thermomechanical treatment mode demonstrated a high level of technological ductility. This enabled the production of welding wire possessing standardized mechanical properties by means of direct drawing without the need for intermediate softening heat treatment (recrystallization annealing) of the wire at intermediate diameters, while achieving a cumulative cold deformation reduction of up to 95%. Under such conditions, the drawing process is characterized by improved energy efficiency, environmental sustainability, adequate productivity, and consistently high product quality.

Taking into account the design features of existing wire rod production equipment, a set of practical recommendations was developed for the adaptation and implementation of the proposed softening thermomechanical treatment technology for low-carbon Cr-Mo-V welding steels at operating metallurgical plants in Ukraine.

Keywords: low-carbon alloyed steel, rolled products, heat treatment, microstructure, phase transformations, austenite, martensite, mechanical properties, modeling, temperature, deformation, hardness, wire drawing.

СПИСОК ОПУБЛІКОВАНИХ ПРАЦЬ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ

Наукові праці, у яких опубліковані основні результати дисертації

Статті у виданнях, які індексуються у міжнародних наукометричних базах даних Scopus та Web of Science:

1. Parusov E. V., Chuiko I. M., Gubenko S. I., **Oliynyk E. V.**, Parusov O. V. Influence of temperature-deformation parameters of thermomechanical treatment on the structure and mechanical properties of low-carbon alloyed steel. *Mater. Sci.* 2025. Vol. 61. P. 42–49. <https://doi.org/10.1007/s11003-025-00960-5>

2. Parusov E. V., Chuiko I. M., **Oliynyk E. V.**, Parusov O. V. Recovery processes in hot-deformed austenite: the essence of phenomena, models, applications in industry. *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.* 2025. Vol. 47. No. 9. P. 927–955. <https://doi.org/10.15407/mfint.47.09.0927>

3. Bobyr' S. V., Parusov E. V., Chuyko I. M., **Oliynyk E. V.**, Zhukov V. V. Non-equilibrium thermodynamic model of the process of redistribution of alloying elements and structure formation in low-carbon steel during slow cooling. *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.* 2026. Vol. 48. No. 3. P. 275–292. <https://doi.org/10.15407/mfint.48.03.0275>

4. Parusov E. V., Chuiko I. M., Bobyr S. V., **Oliynyk E. V.**, Zhukov V. V. On the formation of martensite in low-carbon alloy steel wire rod for welding applications during slow continuous cooling. *Key Engineering Materials.* 2026. Vol. 1041. P. 3–9. <https://doi.org/10.4028/p-sW6lDI>

Статті у періодичних виданнях, включених до Переліку наукових фахових видань України:

5. 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>

6. **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. *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії*. 2025. Вип. 39. С. 210–225. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2025-39-12>

7. Парусов Е. В., Чуйко І. М., **Олійник Е. В.,** Парусов О. В. Знеміцнювальне термомеханічне оброблення бунтового прокату із низьковуглецевих Cr-Mo-V сталей. *Автоматичне зварювання*. 2025. № 6. С. 65–72. <https://doi.org/10.37434/as2025.06.08>

Наукові праці, які засвідчують апробацію матеріалів дисертації

8. **Олійник Е. В.,** Парусов Е. В. Сучасні уявлення про отримання якісного прокату із мультифазною структурою з низьковуглецевих легованих сталей зварювального призначення. *IV науково-практична конференція студентів, аспірантів і молодих вчених Придніпровської державної академії будівництва та архітектури* : зб. тез, м. Дніпро, 27–28 березня 2023 р. Дніпро : ПДАБА, 2023. С. 528–529. URL: <https://pgasa.dp.ua/wp-content/uploads/2023/06/Zbirnyk-tez-Konferentsiyi-studentiv-aspirantiv-molodyh-vchenyh.pdf>

9. **Олійник Е. В.,** Парусов Е. В. Існуючі та перспективні способи охолодження сталей зварювального призначення в лінії прокатного стану. *Наука і металургія* : зб. тез всеукр. наук.-техн. конф., м. Дніпро, 14–16 листопада 2023 р. Дніпро : ІЧМ НАНУ, УДУНТ МОН України, 2023. С. 76. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2023-conferens>

10. **Олійник Е. В.,** Парусов Е. В., Чуйко І. М. Теоретичні та технологічні засади знеміцнюючого термомеханічного оброблення сталевих 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.
<https://doi.org/10.34185/1991-7848.itmm.2024.01.010>

11. **Олійник Е. В.**, Парусов Е. В., Чуйко І. М. Методика прогнозного визначення деформаційного зміцнення низьковуглецевої Cr-Mo-V сталі під час виготовлення зварювального дроту. *Наука і металургія* : зб. тез всеукр. наук.-техн. конф., присвячений 85-річчю ІЧМ НАНУ, м. Дніпро, 19–20 листопада 2024 р. Дніпро : ІЧМ НАНУ, УДУНТ МОН України, ДДТУ МОН України, 2024. С. 32. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2024-conferens>

12. **Олійник Е. В.**, Парусов Е. В., Чуйко І. М., Кукса О. В. Особливості впливу хімічного складу на формування механічних властивостей низьковуглецевих Cr-Mo-V сталей зварювального призначення. *Інформаційні технології в металургії та машинобудуванні ITMM'2025* : матер. міжнар. наук.-техн. конф., м. Дніпро, 23–24 квітня 2025 р. Дніпро : УДУНТ, 2025. С. 148–154. <https://doi.org/10.34185/1991-7848.itmm.2025.01.025>

13. Parusov E., Chuiko I., Bobyr S., **Oliinyk E.**, Zhukov V. On the formation of martensite in low-carbon alloy steels for welding applications during slow continuous cooling. *HighMatTech-2025* : Book of Abstracts IXth Int. Mater. Sci. Conf., Ukraine, Kyiv, October 6–10, 2025. Kyiv : Frantsevich Ukrainian Materials Research Society, 2025. P. 164. URL: <https://umrs.org.ua/activities/conferences/hmt-2025/boa2025/>

14. **Олійник Е. В.**, Парусов Е. В., Чуйко І. М. Експериментально-теоретичні дослідження процесів структуроутворення в сталі CrMoV1Si за умов безперервного повітряного охолодження з різними швидкостями. *Наука і металургія 2025* : зб. тез всеукр. наук.-техн. конф., м. Дніпро, 19–20 листопада 2025 р., Дніпро : ІЧМ НАНУ, 2025. С. 39. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2025-conferens>

15. **Олійник Е. В.**, Парусов Е. В., Чуйко І. М. Створення програмного інструменту для розроблення ефективної технології волочіння зварювального дроту з низьковуглецевих Cr-Mo-V сталей. *Інформаційні технології в*

металургії та машинобудуванні ITMM'2026 : матер. міжнар. наук.-техн. конф., м. Дніпро, 22 квітня 2026 р. Дніпро : УДУНТ, 2026. С. 110–115.
<https://doi.org/10.34185/1991-7848.itmm.2026.01.021>

Свідоцтво про реєстрацію авторського права:

16. **Олійник Е. В.**, Парусов Е. В. Сучасні уявлення про отримання якісного прокату із мультифазною структурою з низьковуглецевих легованих сталей зварювального призначення : свідоцтво № 121487 про реєстрацію авторського права на твір. № с202304627 ; заявл. 26.06.2023 ; опубл. 04.12.2023, електр. докум. CR2680041223.

ЗМІСТ

	с.
ВСТУП.....	18
РОЗДІЛ 1 СУЧАСНІ УЯВЛЕННЯ ПРО СПОСОБИ ВИРОБНИЦТВА ТА ВИМОГИ ДО БУНТОВОГО ПРОКАТУ З НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВИХ Cr-Mo-V СТАЛЕЙ І ВИГОТОВЛЕНОГО З НЬОГО ЗВАРЮВАЛЬНОГО ДРОТУ.....	27
1.1 Актуальні тенденції та проблеми виробництва прокату і дроту з легованих сталей зварювального призначення.....	27
1.2 Еволюція схем термомеханічного оброблення бунтового прокату.....	33
1.3 Відновлювальні процеси у гарячедеформованому аустеніті та їх адаптація до технології виготовлення металовиробів.....	40
1.4 Фундаментальні засади знеміцнювального термомеханічного оброблення бунтового прокату з низьковуглецевих сталей в потоці сучасних технологічних ліній.....	56
1.5 Аналіз нормативних вимог до бунтового прокату та дроту з Cr-Mo-V сталей зварювального призначення.....	60
Висновки до розділу 1.....	67
РОЗДІЛ 2 МАТЕРІАЛ І МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕНЬ.....	70
2.1 Матеріал досліджень.....	70
2.2 Методика досліджень.....	71
Висновки до розділу 2.....	82
РОЗДІЛ 3 ЗАКОНОМІРНОСТІ КІНЕТИКИ ПЕРЕТВОРЕНЬ АУСТЕНІТУ ТА ОСОБЛИВОСТІ ПРОЦЕСІВ СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ПІД ЧАС ОХОЛОДЖЕННЯ СТАЛІ CrMoV1Si.....	83
3.1 Дослідження кінетики розпаду аустеніту за безперервного охолодження, побудова термокінетичної та структурної діаграм.....	83
3.2 Встановлення особливостей формування продуктів зсувного перетворення метастабільного аустеніту за уповільненого охолодження.....	93

3.3 Розроблення нерівноважної термодинамічної моделі процесу перерозподілу легувальних елементів та формування структури сталі під час уповільненого охолодження.....	101
3.4 Обґрунтування механізму утворення високовуглецевого мартенситу в бунтовому прокаті з низьковуглецевих легованих сталей.....	114
Висновки до розділу 3.....	116
РОЗДІЛ 4 ВПЛИВ ТЕМПЕРАТУРНО-ДЕФОРМАЦІЙНИХ ПАРАМЕТРІВ ТЕРМОМЕХАНІЧНОГО ОБРОБЛЕННЯ НА СТРУКТУРУ ТА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ СТАЛІ CrMoV1Si.....	119
4.1 Вплив температури закінчення гарячого деформування прокату на фазово-структурні перетворення та механічні властивості металу.....	119
4.2 Лабораторне моделювання промислових режимів повітряного охолодження прокату.....	126
4.3 Обґрунтування раціональних параметрів знеміцнювального термомеханічного оброблення прокату в потоці безперервних прокатних станів.....	132
Висновки до розділу 4.....	135
РОЗДІЛ 5 ВДОСКОНАЛЕННЯ ПРОМИСЛОВОЇ ТЕХНОЛОГІЇ ВИГОТОВЛЕННЯ ТА ПЕРЕРОБЛЕННЯ БУНТОВОГО ПРОКАТУ З НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВИХ Cr-Mo-V СТАЛЕЙ ЗВАРЮВАЛЬНОГО ПРИЗНАЧЕННЯ.....	137
5.1 Вплив режиму водо-повітряного охолодження на формування структурного стану та механічних властивостей бунтового прокату...	137
5.2 Виготовлення холоднодеформованого зварювального дроту за енергоощадною технологією.....	150
5.3 Альтернативні шляхи підвищення технологічної пластичності бунтового прокату з окремого нагрівання.....	159
5.4 Прогнозування енергосилових параметрів процесу волочіння та показників міцності холоднодеформованого зварювального дроту....	164

5.5 Розроблення рекомендацій щодо адаптації технології знеміцнювального термомеханічного оброблення бунтового прокату на металургійних підприємствах України.....	166
Висновки до розділу 5.....	169
ВИСНОВКИ.....	172
ПЕРЕЛІК ДЖЕРЕЛ ПОСИЛАННЯ.....	176
ДОДАТОК А Список публікацій здобувача за темою дисертації.....	199
ДОДАТОК Б Акт про використання результатів дисертаційної роботи під час виконання відомчої науково-дослідної роботи Інституту чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України.....	203
ДОДАТОК В Довідка про впровадження результатів дисертаційної роботи до навчального процесу аспірантури Інституту чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України.....	205
ДОДАТОК Г Акт щодо можливості практичного використання результатів дисертаційної роботи у промислових умовах ПАТ «АрселорМіттал Кривий Ріг».....	206

ВСТУП

Обґрунтування вибору теми дослідження. Сучасні вимоги до гнучкого та економічного виробництва сталевих 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.

На сьогоднішній день у техніці відомо близько 70 способів зварювання, одним з найпоширеніших з яких є електродуговий метод. Також ефективною технологією відновлення зношених сталевих деталей є наплавлювання, а дрютно-дугове адитивне виробництво розвивається як прогресивний спосіб створення металевих виробів складної конфігурації. Всі означені технології поєднані одним важливим матеріалом – зварювальним дротом, що найчастіше виготовляють шляхом холодного пластичного деформування методом волочіння сталевих бунтових прокатів, який є металургійною заготовкою під час реалізації цього процесу.

Для зварювання теплостійких ферито-перлітних Cr-Mo і Cr-Mo-V сталей в енергетичному та хімічному машинобудуванні у більшості випадків застосовують дріт з низьковуглецевих легированих сталей типу CrMoV1Si, Св-08ХГСМФА та їх модифікації. Такий дріт також використовується для електродугового наплавлювання елементів залізничного рухомого складу з метою відновлення геометричних розмірів та підвищення зносостійкості виробів. Сучасна технологія виробництва зварювального дроту передбачає використання високоякісного бунтового прокату, який повинен перероблятися без додаткових матеріальних витрат на проміжне термічне оброблення дрютної заготовки для запобігання передчасного руйнування металу в процесі холодного пластичного деформування. Необхідно відзначити, що наразі в Україні зварювальний дріт і високопластичний

прокат для його виготовлення з Cr-Mo-V сталей не виробляються, а національні підприємства енергетичної, машинобудівної та транспортної галузей закупають зазначені матеріали за кордоном.

Дисертаційна робота присвячена комплексному дослідженню закономірностей формування структури й механічних властивостей бунтового прокату з низьковуглецевих Cr-Mo-V сталей, а також науковому обґрунтуванню та розробленню технології його знеміцнювального термомеханічного оброблення для подальшого енергоефективного виготовлення зварювального дроту.

Впровадження результатів роботи на національних металургійних і металовиробних підприємствах створить передумови для розширення їх виробничих можливостей шляхом освоєння випуску нового виду конкурентоспроможної продукції, забезпечить імпортозаміщення за ключовими номенклатурними позиціями зварювальних матеріалів, а також сприятиме активному повоєнному відновленню України в межах реновації пошкоджених промислових об'єктів і критичної інфраструктури.

Таким чином, обраний напрям дослідження є актуальним, має істотне практичне значення та спрямований на вирішення важливої науково-технічної проблеми підвищення ефективності виробництва та якості металопродукції зварювального призначення.

Зв'язок роботи з науковими програмами, планами та темами.

Дисертаційна робота виконана відповідно до основних наукових напрямів досліджень відділу термічної обробки металу для машинобудування Інституту чорної металургії ім. З. І. Некрасова Національної академії наук України в рамках держбюджетної фундаментальної НДР Національної академії наук України «Встановлення особливостей формування структурного стану та властивостей бунтового прокату з легованих Cr-Mo-V сталей для підвищення його деформованості при виробництві зварювальних матеріалів» (державний реєстраційний номер

0125U000021, строки виконання 2025–2027 рр.), у якій автор брав участь на всіх етапах згідно з календарним планом (Додаток Б).

Мета і завдання дисертаційної роботи. Метою роботи є встановлення закономірностей процесу структуроутворення та формування комплексу механічних властивостей бунтового прокату підвищеної деформівності з низьковуглецевих Cr-Mo-V сталей зварювального призначення під час знеміцнювального термомеханічного оброблення.

Для досягнення поставленої мети сформульовані наступні завдання дослідження:

- провести інформаційно-аналітичні дослідження за напрямом сучасних тенденцій та проблем виробництва прокату і дроту з низьковуглецевих Cr-Mo-V сталей зварювального призначення;
- розглянути структурні механізми, специфічні процеси та технологічні особливості, які мають місце під час гарячого пластичного деформування сталей та закладені в основу знеміцнювального термомеханічного оброблення сталевого бунтового прокату у потоці сучасних дрібносоротно-дротяних станів;
- актуалізувати вимоги наявних національних і зарубіжних нормативних документів на прокат та зварювальний дріт з Cr-Mo-V сталей, визначити цільові показники якості такої металопродукції;
- встановити особливості перебігу фазово-структурних перетворень в досліджуваних сталях за безперервного охолодження з аустенітної області у широкому інтервалі швидкостей;
- визначити вплив параметрів термодформаційного оброблення на формування мікроструктури (тип, морфологія і розподіл структурних складників, зеренна структура тощо) й механічних властивостей металу.
- на засадах встановлених закономірностей розробити та експериментально випробувати вдосконалений температурно-швидкісний регламент постдеформаційного водо-повітряного охолодження бунтового прокату з досліджуваних сталей, що забезпечує підвищення деформівності

металу і зниження матеріальних витрат під час виробництва зварювального дроту;

- визначити комплекс рекомендацій щодо адаптування та впровадження розробленої технології знеміцнювального термомеханічного оброблення низьковуглецевих Cr-Mo-V сталей зварювального призначення на українських металургійних комбінатах з урахуванням конструктивних особливостей наявного устаткування для виготовлення бунтового прокату.

Об'єкт дослідження – процеси термомеханічного оброблення, структурний стан та комплекс механічних властивостей низьковуглецевих Cr-Mo-V сталей, призначених для виготовлення зварювальних матеріалів.

Предмет дослідження – закономірності формування структури і механічних властивостей низьковуглецевих легованих сталей зварювального призначення під час термодформаційного впливу.

Методи досліджень. Теоретичні дослідження роботи базуються на фундаментальних засадах матеріалознавства. У роботі використано сучасні методи і методики досліджень: оптична й електронна растрова мікроскопія, рентгеноспектральний мікроаналіз і Оже-електронна спектроскопія, дилатометричний аналіз, вимірювання твердості та мікротвердості, механічні випробування із статичним навантаженням. Механічні властивості сталей визначено у лабораторних і промислових умовах із використанням стандартних методів випробувань. Статистичне опрацювання експериментальних даних здійснене стандартними методами обчислення. Розрахункове моделювання процесів дифузійного перерозподілу легувальних елементів у сталі проведено на теоретичних засадах нерівноважної термодинаміки. Режими термомеханічного оброблення прокату та його подальше перероблення методом холодного пластичного деформування волочінням в умовах металургійних і металовиробних підприємств відповідали розробленим технологічним рішенням.

Наукова новизна отриманих результатів полягає в наступному:

1. Вперше для сталі CrMoV1Si (за ДСТУ EN ISO 21952:2015) побудовано термокінетичну діаграму, встановлено кінетику перетворення аустеніту та визначено кількісні параметри його розпаду за безперервного охолодження у широкому інтервалі швидкостей (116–0,05 °C/c).

Раніше такі дані не були відомі. Визначено, що за швидкостей охолодження понад 65 °C/c розпад аустеніту відбувається з утворенням мартенситу, у інтервалі швидкостей охолодження 65–7,1 °C/c формується мартенситно-бейнітна або виключно бейнітна структура, у інтервалі 7,1–1,1 °C/c утворюється феритно-перлітно-бейнітна структура, а за швидкостей охолодження 1,1–0,05 °C/c реалізується складний дифузійно-проміжно-зсувний механізм, який обумовлює формування фериту, перліту, бейніту та високотвердого мартенситу в різних співвідношеннях. Показано, що для інтервалу швидкостей охолодження 7,1–0,05 °C/c характерною рисою є зупинка розвитку фазових перетворень після закінчення розпаду метастабільного аустеніту за дифузійним механізмом перед початком бейнітного перетворення.

2. Вперше встановлено факт утворення ділянок високовуглецевого мартенситу (вміст C > 1 % ваг., мікротвердість 722–897 HV_{0,02}) в структурі бунтового прокату з низьковуглецевої легованої сталі CrMoV1Si та запропоновано науково обґрунтований механізм його формування за уповільненого безперервного охолодження з аустенітної області в інтервалі швидкостей 1,1–0,05 °C/c.

Раніше можливість утворення такого типу мартенситу в бунтовому прокаті з низьковуглецевих легованих сталей зварювального призначення не була відомою та експериментально не визначалась. Механізм утворення ділянок високовуглецевого мартенситу полягає у реалізації зсувного перетворення збагаченого вуглецем і марганцем залишкового аустеніту, який формується завдяки дифузійному перерозподілу вказаних хімічних елементів

між α і γ фазами під час розвитку реконструктивного фазового перетворення за уповільненого охолодження з аустенітної області до кімнатної температури.

3. Вперше для сталі CrMoV1Si розроблено розрахункову модель перерозподілу легувальних елементів у процесі формування структури за уповільненого охолодження з аустенітної області на засадах положень нерівноважної термодинаміки.

Раніше такі дані не були відомі. Це дозволило визначити величини термодинамічної сили дифузії вуглецю, кінетичних коефіцієнтів і потоків у рівняннях Онзагера для модельної системи, які описують кінетику структуроутворення досліджуваної сталі у процесі охолодження, й запропонувати вирази для розрахунку лінійних розмірів ділянок залишкового аустеніту, сформованих за результатами протікання дифузійних потоків вуглецю, марганцю і кремнію, та утворених з них у подальшому зерен високовуглецевого мартенситу.

4. Вперше визначено та узагальнено закономірності впливу режимів знеміцнювального термомеханічного оброблення на особливості формування структури та властивостей бунтового прокату зі сталей CrMoV1Si, Св-08ХГСМФА, Св-08ХГ2СМФ і Св-10ХГ2СМФ.

Раніше такі дані були відомі частково та не були систематизовані. Це дозволило визначити температурний інтервал завершення гарячого оброблення тиском та встановити температурно-швидкісний регламент охолодження, завдяки яким формується поліпшена структура та раціональний комплекс властивостей бунтового прокату з Cr-Mo-V сталей зварювального призначення з огляду на необхідність його подальшого перероблення методом холодного пластичного деформування з високими ступенями обтиснення.

Практичне значення одержаних результатів.

1. Розроблено інноваційний трьохетапний (на відміну від класичного двохетапного) температурно-швидкісний регламент повітряного

охолодження бунтового прокату з низьковуглецевих Cr-Mo-V сталей зварювального призначення під час реалізації технології його термомеханічного оброблення на лінії Стелмор. Прискорене охолодження прокату повітрям із залученням дуттьових вентиляторних систем на додатковому першому з трьох етапів (у діапазоні температур 950–850 °C зі швидкістю ~ 10 °C/c) дозволяє пригнітити розвиток процесу статичної рекристалізації гарячедеформованого аустеніту, що у подальшому сприяє активнішому розвитку дифузійного $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення, зменшенню кількості утворюваних твердих структурних складників гартівного типу, зниженню показників міцності та підвищенню пластичності металу після завершення термічного впливу.

2. За результатами промислового перероблення дослідних партій бунтового прокату зі сталей Св-08ХГСМФА, Св-08ХГ2СМФ і Св-10ХГ2СМФ, виготовленого із застосуванням розробленого режиму знеміцнювального термомеханічного оброблення, доповнено базу даних комп'ютерної програми CalcRoutes (розробка Інституту чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України). Створено спеціалізований програмний модуль, який дозволяє розраховувати раціональні маршрути волочіння й енергосилові параметри деформування, а також прогнозувати рівень показників міцності холоднодеформованого зварювального дроту або проміжної дротяної заготовки із низьковуглецевих Cr-Mo-V сталей в залежності від початкового рівня якості прокату.

3. Розроблено комплексні рекомендації щодо адаптування та використання у промислових умовах розробленої технології знеміцнювального термомеханічного оброблення бунтового прокату малого діаметру (5,5 мм) з низьковуглецевих Cr-Mo-V сталей зварювального призначення на провідних металургійних комбінатах України (ПАТ «АрселорМіттал Кривий Ріг» і ПРАТ «Камет-Сталь») з урахуванням наявного набору та характеристик прокатно-термічного обладнання.

4. Результати дисертаційної роботи використано під час виконання науково-дослідних робіт та впроваджено у навчальний процес Інституту чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України в рамках дисципліни «Теоретичні та технологічні основи виготовлення та перероблення сталевого прокату на засадах ресурсо- та енергозбереження» при підготовці аспірантів за спеціальністю 132 – «Матеріалознавство» відповідно до освітньо-наукової програми (Додаток В).

Особистий внесок здобувача. У дисертаційній роботі постановку та обґрунтування завдання досліджень, обрання наукових підходів і методів, аналіз та узагальнення отриманих експериментальних даних, формулювання наукової новизни, висновків і рекомендацій здійснено безпосередньо автором. Наукові й практичні положення, що винесені на захист дисертаційної роботи, а також основні результати досліджень одержано здобувачем самостійно. Особистий внесок здобувача в роботах, опублікованих у співавторстві (в порядку, представленому у списку публікацій здобувача): постановка мети і завдань досліджень, обґрунтування отриманих результатів, формулювання висновків [1–8, 11–15]; аналіз літературних даних та узагальнення науково-технічної інформації [2, 4, 5, 9, 10, 15]; підготовка даних для математичного моделювання й оброблення отриманих даних [3, 11, 12, 15]; проведення експериментів і опрацювання результатів [1, 3, 4, 6, 7, 11–15]; розроблення технічних рішень та їх промислове випробування [2, 6, 7, 10, 11, 14, 15].

Апробація результатів дисертації. Основні результати дослідження були представлені та обговорені на наступних наукових конференціях: IV науково-практична конференція студентів, аспірантів і молодих вчених Придніпровської державної академії будівництва та архітектури (м. Дніпро, 2023); всеукраїнські науково-технічні конференції «Наука і металургія» (м. Дніпро, 2023, 2024, 2025); міжнародні науково-технічні конференції «Інформаційні технології в металургії та машинобудуванні – ITMM»

(м. Дніпро, 2024, 2025, 2026); IXth International Materials Science Conference «HighMatTech-2025» (Kyiv, 2025).

Публікації. За результатами дисертаційного дослідження опубліковано 15 наукових праць, з них 4 статті у виданнях, що індексуються в міжнародних наукометричних базах Scopus та/або Web of Science Core Collection (квартиль Q3 – 3 статті, квартал Q4 – 1 стаття, відповідно до класифікації SCImago Journal and Country Rank або Journal Citation Reports), 3 статті у виданнях, включених на дату опублікування до Переліку наукових фахових видань України, 8 тез доповідей, представлених на наукових конференціях, отримано 1 свідоцтво про реєстрацію авторського права на твір, що безпосередньо стосується наукових результатів дисертації.

Структура та обсяг дисертації. Результати дисертаційної роботи викладені на 208 сторінках та складаються зі вступу, 5 розділів, загальних висновків, переліку джерел посилання, який містить 189 найменувань, 4 додатків. Робота містить 43 рисунка та 18 таблиць.

РОЗДІЛ 1

СУЧАСНІ УЯВЛЕННЯ ПРО СПОСОБИ ВИРОБНИЦТВА ТА ВИМОГИ ДО БУНТОВОГО ПРОКАТУ З НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВИХ Cr-Mo-V СТАЛЕЙ І ВИГОТОВЛЕНОГО З НЬОГО ЗВАРЮВАЛЬНОГО ДРОТУ

1.1 Актуальні тенденції та проблеми виробництва прокату і дроту з легованих сталей зварювального призначення

У сучасному машинобудуванні габарити і вага агрегатів часто виявляються настільки великими, що виготовлення заготовок необхідного розміру та форми за допомогою кування або лиття викликає суттєві труднощі. Подолання цих перешкод забезпечується інженерами на етапі проєктування роділенням великого та складного виробу на простіші за формою елементи меншої ваги з подальшим їх з'єднанням шляхом зварювання [1]. Наразі відомо близько 70 способів зварювання, одним з найпоширеніших з яких є електродугове зварювання (автоматичне, напіваавтоматичне або ручне), що застосовується під час виготовлення складних та відповідальних конструкцій, при цьому використовується спеціальний зварювальний дріт, який подається в електричну дугу, а дуга переміщується за лінією зварювання [2].

Однією з найбільш ефективних технологій відновлення зношених металевих деталей є наплавлювання з використанням сталевих дроту суцільного перерізу у якості наповнювального матеріалу й електричної або плазмової дуги як джерела тепла [3, 4]. Іншою прогресивною технологією створення металевих виробів складної конфігурації є адитивне виробництво (3D друк) з використанням сталевих дроту та високоенергетичної дуги [5–7].

Всі означені вище використання поєднані одним важливим матеріалом – зварювальним дротом, який найчастіше виготовляють із низьковуглецевих сталей з різноманітними системами легування, до яких можуть входити як

часто використовувані у металургійній практиці легувальні елементи (Mn, Si, Cr, Ni, Mo, V, W, Al), так і в деяких випадках спеціальні добавки (Nb, Zr, Ti, Cu, B та ін.). У якості металургійної заготовки для виробництва такого дроту традиційно використовують бунтовий прокат.

В енергетичному та хімічному обладнанні широко застовуються теплостійкі ферито-перлітні сталі, до яких належать низьколеговані Cr-Mo сталі типу 12XM, 10XMЛ, 12X2M1, що призначені для роботи за температур до 450–550 °С, і Cr-Mo-V сталі типу 12X1МФ, 12X2МФБ, 15X1M1Ф, 20XMФЛ, 15X1M1ФЛ, 14MoV6-3 (1.7715), 15CrMoV5-10 (1.7745), які можуть експлуатуватися за температур до 550–600 °С [1]. Їх широке застосування зумовлене порівняно низькою вартістю та достатньо високою технологічністю під час виробництва відливок, поковок, прокату та виготовлення з них зварних конструкцій [8]. Сталі 12XM, 15XM, 12X2M1, 12X1МФ, 12X2МФБ, 15X1M1Ф, 14MoV6-3 (1.7715), 15CrMoV5-10 (1.7745), що піддаються деформуванню, найчастіше використовуються для виготовлення паропроводів, теплообмінників, технологічних трубопроводів, робочих деталей нагрівальних котлів і гідрокрекінгових установок, а ливарні сталі 20XMФЛ і 15X1M1ФЛ – для відливання корпусів турбін та запірної арматури.

Одним з основних матеріалів для зварювання теплостійких низьколегованих Cr-Mo та Cr-Mo-V сталей в середовищі захисних газів та під флюсом є зварювальний дріт з низьковуглецевих сталей, додатково легуваних Mn, Si, Cr, Mo і V. До типових представників цього класу зварювальних сталей можна віднести CrMoV1Si за ДСТУ EN ISO 21952:2015 (EN ISO 21952:2012), CrMoV1 відповідно до ДСТУ EN ISO 3580:2019 та Св-08ХГСМФА відповідно до ГОСТ 2246-70. Існують також модифікації вищенаведених сталей, зварювальний дріт з яких застосовується переважно для відновлення та ремонту деталей залізничного рухомого складу – Св-08ХГ2СМФ і Св-10ХГ2СМФ. Під час наплавлювання під флюсом зношених вагонних коліс дріт зі сталі Св-08ХГ2СМФ забезпечує отримання шару

металу зі сприятливою структурою бейнітного типу з необхідною твердістю (250–320 НВ), що має задовільну зносостійкість. Зварювальний дріт зі сталей Св-08ХГ2СМФ і Св-10ХГ2СМФ також застосовується під час ремонту деталей залізничного транспорту, виготовлених прокаткою, куванням та штампуванням зі сталей марок Ст3, Ст5, 09Г2, 09Г2Д, 12ХН3А, 20, 30, 35, 20ХН3А, 30ХГСА, 30ХН3А, 30ХНМА, 15Л, 20Л, 25Л, 20ФЛ, 20ГЛ, 20Г1ФЛ, 32Х06Л, 30ГСЛ, 30Л, 35Л та інших. Вимоги до хімічного складу сталей Св-08ХГ2СМФ і Св-10ХГ2СМФ нормуються технічними умовами різних заводів-виробників, а також технічними угодами між виробниками прокату-дроту та кінцевими споживачами. Слід зазначити, що цей тип зварювального дроту також є перспективним кандидатом для використання в адитивних технологіях [9].

Найбільш затребуваними профілерозмірами зварювального дроту з Сг-Мо-V сталей є діаметри 1,2–3,0 мм. Проте сучасна технологія виробництва дроту із цих легованих сталей методом волочіння пов'язана з необхідністю використання високоякісного бунтового прокату малого діаметру (найчастіше 5,5 мм), який повинен перероблятися без додаткових матеріальних витрат на проміжне термічне оброблення дрітної заготовки для запобігання передчасного руйнування металу в процесі холодного пластичного деформування.

Необхідно підкреслити, що наразі в Україні зварювальний дріт і бунтовий прокат підвищеної деформівності для його виготовлення з Сг-Мо-V сталей не виробляються, а національні підприємства машинобудівної, металургійної та транспортної галузей змушені купувати зазначені матеріали за кордоном. Активне повоєнне відновлення України у рамках реновації пошкоджених промислових об'єктів і транспортної інфраструктури буде потребувати значної кількості зварювальних матеріалів, зокрема для з'єднання теплостійких і жароміцних сталей (теплова електрогенерація, котельне обладнання, промислові теплообмінники тощо) та ремонту елементів залізничного транспорту. Впровадження науково обґрунтованих

технологічних рішень дозволить українській промисловості домогтися імпортозаміщення за важливими позиціями зварювальних матеріалів, а національним металургійним і металовиробним підприємствам опанувати випуск нового виду продукції та гідно представити його не тільки на внутрішньому, а й на зовнішньому ринках збуту.

Світове виробництво гарячекатаного бунтового прокату перевищує 50 млн. т на рік, що обумовлено можливістю виготовлення з нього широкого сортаменту металовиробів різноманітного призначення: кріплення, канати, пружини, металокард, арматура, зварювальний дріт і електроди, сталеві струни, голки, зварні сітки тощо [10, 11]. 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 метал з максимальною технологічною пластичністю, у зв'язку з чим наполягають на нормуванні механічних характеристик на рівні, що забезпечується після пом'якшувального відпалу для низько- і середньовуглецевих сталей або патентування високовуглецевих сталей. Оскільки металургійні підприємства у більшості випадків не мають у своєму арсеналі печей для відпалу готового прокату або патентувальних агрегатів, то для зниження міцності та підвищення пластичних показників металу доцільно застосовувати схеми знеміцнювального термомеханічного оброблення (ТМО) [12].

Механічні властивості сталей істотно залежать від таких структурних параметрів, як розмір зерен, густина дислокацій, тип границь зерен, наявність дисперсних виділень тощо. Найбільш ефективним промисловим способом отримання сталевих бунтових прокатів різноманітного призначення є ТМО, яке полягає у поєднанні певної кількості пластичних деформацій за підвищених температур, міждеформаційних пауз та регульованого охолодження у різних комбінаціях. Змінюючи параметри режиму ТМО,

з'являється можливість отримувати різні типи структур, які утворюються у результаті розвитку тих чи інших відновлювальних процесів у гарячедеформованому аустеніті, що дозволяє за рахунок раціонального мікроструктурного дизайну керувати властивостями сталей у широких межах. Наразі природа відновлювальних процесів у гарячедеформованому аустеніті, які відповідальні за формування структури термомеханічно зміцнених сталей, ретельно досліджена, а самі процеси успішно використовують на практиці для отримання високоміцних металовиробів. Проте їх раціональне застосування у контексті знеміцнювального ТМО сталевих прокату є недостатньо вивченим і багато в чому залишається незрозумілим.

Складна система легування низьковуглецевих Cr-Mo-V сталей (підвищений вміст Mn, Si, Cr, Mo, V) обумовлює формування мультифазного структурного стану прокату після охолодження з наявністю у феритній матриці перліту, бейніту і мартенситу у різних співвідношеннях. З огляду на безперервну модернізацію волочильного обладнання та вдосконалення технологічних схем виготовлення зварювального дроту можливість отримання прокату з мінімальною кількістю твердих структур гартівного типу (мартенситу та бейніту) стає все більш актуальною проблемою, вирішення якої сприятиме підвищенню продуктивності та зниженню матеріальних витрат, що пов'язані з проведенням проміжного відпалу переробної дротяної заготовки. Відомо [13–15], що бейнітно-мартенситні ділянки в структурі прокату-дроту є природними концентраторами напружень і призводять до зниження технологічної пластичності металу в умовах складного напружено-деформованого стану в осередку деформації під час реалізації процесу волочіння. Це зумовлює появу так званих шевронних тріщин на поверхні дротяної заготовки та внутрішніх дефектів у вигляді порушень суцільності металу, що своєю чергою призводить до підвищеної обривності дроту під час волочіння, а також порушення технологічного

процесу зварювання або наплавлювання через нестабільність електричної дуги [2].

Наразі активні пошуки шляхів вирішення проблеми підвищення деформівності бунтового прокату і дроту зварювального призначення ведуться науковцями у Китаї, США, Індії, Кореї, Туреччині та інших промислово розвинутих країнах світу [13–17]. Ці дослідження головним чином сфокусовані на вивченні впливу системи легування та мікролегування сталі на перебіг фазово-структурних перетворень під час охолодження металу після гарячого деформування й у зварному з'єднанні в процесі технологічного використання дроту, трансформації структури під час волочіння, механізмах руйнування дроту при деформуванні, спадковому впливі дефектів гарячедеформованого прокату на технологічність виробництва дроту тощо. В Україні дослідженнями у цьому напрямку, окрім фахівців Інституту чорної металургії, займаються технічні спеціалісти найбільших металургійних комбінатів України, а саме ПАТ «АрселорМіттал Кривий Ріг» (м. Кривий Ріг) і ПРАТ «Камет-Сталь» (м. Кам'янське), на яких сконцентровано національне виробництво бунтового прокату широкого марочного сортаменту, а також провідних національних металовиробних підприємств ПРАТ «Стальканат» (м. Одеса) і ТОВ «Дніпрометиз ТАС» (м. Дніпро). Отже, розроблення технології знеміцнювального ТМО прокату з низьковуглецевих легованих сталей та його подальше енергоефективне перероблення у зварювальний дріт є актуальною науково-технічною проблемою.

З метою розвитку концепції знеміцнювального ТМО бунтового прокату з досліджуваних сталей є доцільним розглянути еволюцію схем його постдеформаційного охолодження в потоці технологічних ліній (підрозділ 1.2), особливості супутніх відновлювальних процесів у гарячедеформованому аустеніті, які відповідальні за формування структури та властивостей термомеханічно оброблених сталей (підрозділи 1.3 і 1.4), й

сучасні нормативні вимоги до прокату та дроту з Cr-Mo-V сталей зварювального призначення (підрозділ 1.5).

1.2 Еволюція схем термомеханічного оброблення бунтового прокату

Для досягнення необхідного комплексу показників якості (структура та властивості) бунтовий прокат піддають термічному обробленню – охолодженню з прокатного нагріву в потоці технологічних ліній. Ефективним способом, що дозволяє отримати різноманітний комплекс механічних властивостей гарячекатаного прокату, є можливість реалізації регульованого охолодження металу. Історично основні способи охолодження бунтового прокату в потоці технологічних ліній класифікуються наступним чином: 1) одностадійне охолодження водою у спеціальних трубчастих охолоджуючих пристроях; 2) двостадійне водо-повітряне охолодження; 3) охолодження у ванні з підігрітою водою та поверхнево активними речовинами (ПАР); 4) охолодження у псевдозрідженому шарі та інші різновиди охолодження, що полягають у комбінуванні перерахованих способів [18, 19].

Одностадійне охолодження прокату в трубчастих пристроях здійснюється за допомогою струменів води або шляхом розпилення водоповітряної суміші перед або під час змотування у бунт. Для такої технології характерна нерівномірність швидкості охолодження різних ділянок прокату та формування у поверхневому шарі структур гартування. Переважно вона використовувалася для зниження втрат металу в окалину, а нині практично не застосовується.

Двостадійне охолодження металу, що прийшло на зміну способу одностадійного охолодження, включає охолодження водою в трубчастих пристроях до певної температури з подальшим охолодженням витків прокату повітряними потоками. Такий спосіб забезпечує можливість контрольованого управління швидкістю охолодження гарячекатаного металу, дозволяє

зменшити розкид значень механічних властивостей за довжиною витка і покращити характер розподілу структурних складників у поперечному перерізі прокату.

ПАР призначені для зменшення або підвищення тепловідведення з поверхні металу, що охолоджується водою. Додавання ПАР дозволяє підвищити стабільність парової плівки, через яку здійснюється теплоперенесення між металом та охолоджуючим середовищем. Зважаючи на те, що теплопровідність парової плівки досить низька, то її наявність дозволяє керувати швидкістю охолодження прокату. Відомі способи охолодження «ED» (Японія) та «EDC» (Швеція), що включають попереднє охолодження металу водою після виходу з чистової кліті прокатного стану та остаточне охолодження у ванні з водою, що містить ПАР [19]. Найчастіше у якості ПАР використовують катіонні й аніонні активуючі речовини, ефіри, спирти та жирні кислоти, солі (CaCl_2) або суміші солей (NaCl і KCl). Покращення тепловідведення у цьому випадку досягається за допомогою створення навколо сталевого прокату електричного поля.

Охолодження металу в псевдозрідженому шарі переважно використовується для сталей із вмістом вуглецю 0,40–0,90 % ваг. і має на меті одержання в структурі сталі сорбітоподібного перліту. Розпаду метастабільного аустеніту на сорбітоподібний перліт сприяють наступні фактори: швидке переохолодження металу до заданого температурного інтервалу, а також висока ізотермічність процесу оброблення у псевдозрідженому шарі. Швидкість охолодження прокату можна регулювати завдяки зміні розміру та матеріалу часточок, а також температури ванни.

За способом, розробленим компанією «Шлеман», охолодження металу після гарячого деформування відбувається за ступінчастою схемою охолодження з вирівнюванням температури за перерізом прокату перед початком дифузійного розпаду аустеніту [19]. Швидкість охолодження прокату логарифмічно знижуються, а час, який необхідний для вирівнювання температури, логарифмічно збільшується. Розпад метастабільного аустеніту

починається перед повним вирівнюванням температури за перерізом прокату.

Проте найбільше поширення у металургійній практиці отримав спосіб охолодження бунтового прокату, розроблений у 1962 р. компаніями Steel Companies of Canada (Канада) і Morgan Construction Company (США) [20]. Такий спосіб охолодження називається Стелмор-процесом, а технологічна ділянка охолодження бунтового прокату – лінією двостадійного водо-повітряного охолодження Стелмор. Технологія термічного оброблення на лінії Стелмор (рис. 1.1) складається з форсуночного охолодження металу водою після виходу з чистової кліті у спеціальних трубчастих пристроях (І стадія) і повітряного охолодження розкладених на транспортері витків прокату за допомогою спеціальних вентиляторних систем (ІІ стадія) [21–23].



Рисунок 1.1 – Ілюстративне фото частини ділянки повітряного охолодження бунтового прокату сучасної лінії Стелмор

З моменту створення перших промислових зразків конструктивні особливості лінії Стелмор постійно вдосконалювалися. Так, наприклад, був запропонований спосіб «IRC», відповідно до якого на ІІ стадії здійснюється чергування операцій охолодження та нагрівання витків прокату [24]. Такий

технологічний прийом реалізується завдяки використанню триярусного транспортера (рис. 1.2). Збільшення кількості ярусів є актуальним за недостатності наявних виробничих площ, крім того, таке технологічне рішення використовується з метою штучного збільшення протяжності транспортера лінії Стелмор. Головною відмінністю транспортера є те, що верхній і нижній яруси призначені для охолодження металу вентиляторним повітрям, а на середньому ярусі розташовані нагрівальні елементи з ділянками для вирівнювання температури за перерізом прокату. Незважаючи на високу ефективність такої лінії з точки зору формування структури та властивостей бунтового прокату, вона не знайшла масового використання через складність конструктивного виконання, експлуатації та проведення ремонтних робіт.



Рисунок 1.2 – Схема розташування устаткування у триярусному транспортері повітряного охолодження бунтового прокату [24]

Подальше вдосконалення технології Стелмор-процесу було спрямоване на спрощення конструкцій за максимального прагнення до універсалізації таких ліній. Для охолодження бунтового прокату широкого марочного сортаменту створювалися різні модифікації способу Стелмор. Під час виробництва прокату із середньо- та високовуглецевих сталей зазвичай використовується «короткий» Стелмор, а для низьковуглецевих, зокрема легованих сталей зварювального призначення, необхідний «довгий» Стелмор, який дозволяє створити умови для регульованого охолодження в залежності від діаметру прокату в діапазоні швидкостей охолодження 0,2–25 °C/с. За даними відомих світових компаній-виробників металургійного

обладнання (Danieli, Primetals Technologies, Schloeman Zimag, Morgan Construction) довжина ділянки транспортера лінії «короткий» Стелмор від виткоутворювача до шахти виткозбірника не перевищує 70 м, а довжина ділянки, на якій відбувається переміщення витків металу під теплоізоляційними кришками, зазвичай складає до 60 м. Ідеологія створення лінії Стелмор довжиною до 150 м з можливістю регульованого управління повітряними потоками під час охолодження металу, яка пропагувалась італійською компанією Danieli («DSC-процес»), на практиці спочатку не знайшла масового використання через те, що металургійні підприємства не усвідомили безперечні переваги такого обладнання, а особливо – його можливості з формування широкого спектру структур і властивостей прокату різноманітного призначення [25]. Але у подальшому металургійні заводи переглянули свою позицію з цього питання і під час реконструкції існуючих та створення нових ліній Стелмор довжина роликового транспортера вже обиралась з урахуванням можливості підвищення гнучкості процесу охолодження прокату. Наприклад, під час реконструкції дрібносоротно-дротового стану 320/150 ВАТ «Молдавський металургійний завод» (Молдова) довжина транспортера лінії Стелмор була збільшена до 120 м, з яких 100 м обладнано теплоізоляційними кришками, а потужність дуттьових вентиляторних систем була збільшена до 160 кВт [18].

Щодо конструктивних особливостей ліній Стелмор металургійних підприємств України слід зазначити, що ділянка повітряного охолодження прокату на прокатному стані 150-1 ПАТ «АрселорМіттал Кривий Ріг» відноситься до «короткого» типу (загальна довжина 86 м, з них 48 м обладнано теплоізоляційними кришками), а на прокатному стані 400/200 ПРАТ «Камет-Сталь» – до «довгого» типу (загальна довжина 100 м, з них 70 м обладнано теплоізоляційними кришками).

Успішне практичне використання Стелмор-процесу обумовлене можливістю реалізації прискореного чи уповільненого охолодження у певних температурних інтервалах фазових перетворень у сталях з метою досягнення

оптимального поєднання структури та показників механічних властивостей після охолодження металу з прокатного нагрівання. Головна перевага лінії «довгий» Стелмор полягає у можливості зміни у відносно широких межах інтенсивності охолодження металу на II стадії, яка може включати прискорене охолодження прокату з подальшим розпадом аустеніту в умовах, близьких до ізотермічних, під теплоізоляційними кришками транспортера. За допомогою контрольованого керування параметрами режиму ТМО відкриваються широкі можливості з мікроструктурного дизайну та отримання раціонального комплексу механічних властивостей прокату, які сприяють підвищенню його технологічної пластичності у процесі холодного деформування в умовах металовиробних підприємств. Регульоване охолодження також дозволяє керувати фазовим складом окалини, що дозволяє забезпечити її задовільне видалення з поверхні прокату за сучасним екологічно чистим механічним способом [26].

Прискорене охолодження витків прокату зі швидкостями більше $10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ досягається за допомогою використання потужних вентиляторних систем (у цьому випадку теплоізоляційні кришки повинні знаходитися у відкритому положенні), які подають повітря знизу на роликовий транспортер. За такого режиму охолодження у високовуглецевих сталях формується структура сорбітоподібного перліту, який має малу міжпластинкову відстань (менше $0,20\text{ }\mu\text{м}$) і здатний витримувати великі сумарні відносні обтиснення (не менше 85 %) під час волочіння [18, 19, 21].

Уповільнене охолодження під теплоізоляційними кришками з мінімально можливими швидкостями (не більше $0,20\text{--}0,30\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$) дозволяє забезпечити формування в прокаті з низьковуглецевої сталі рівномірної крупнозернистої рекристалізованої структури, яка забезпечує безобривне волочіння металу з сумарним обтисненням до 95 % без проведення додаткового термічного оброблення – відпалу [2, 18, 27].

Інші різновиди способів двостадійного охолодження бунтового прокату, що були розроблені компаніями McDonald & Co (Англія) і Krupp

(Німеччина) мають незначні відмінності від Стелмор-процесу, а за способом Demag (Німеччина) і Yawata (Японія) після охолодження водою і змотування у бунт виконується обдування прокату повітрям у спеціальній вертикальній шахті висотою ~ 10 м [28].

Оригінальний спосіб охолодження сталі було розроблено у Японії, так званий «DLP-процес» (від. англ. Direct in-Line Patenting), сутність якого полягає у можливості патентування прокату в розчинах солей [29, 30]. Прокат укладається виткоукладачем у вигляді плоскої спіралі, а після вирівнювання температури печі охолоджується у ванні з розчином солей. Це забезпечує формування повністю сорбітної структури металу у потоці виробництва. Але незважаючи на це DLP-процес, за аналогією з процесом IRC, не отримав масового використання через складність конструкції обладнання, його експлуатації та ремонту, а також суттєвого екологічного навантаження на навколишнє середовище.

Важливим етапом, що визначає рівномірність механічних властивостей бунтового прокату за його довжиною, є однакова інтенсивність охолодження металу за шириною роликового транспортеру лінії Стелмор [31, 32]. Окрім іншого, нерівномірність механічних властивостей прокату за його довжиною може бути обумовлена характерним розташуванням витків на роликовому транспортері у вигляді плоскої спіралі під час охолодження. У результаті більшої щільності накладених один на одного витків прокату ближче до країв транспортеру за довжиною кожного з витків утворюються дві області з підвищеною і дві області зі зниженою температурою, що призводить до різної мікроструктурної еволюції під час охолодження і, як наслідок, до неоднорідності механічних властивостей готової продукції. Означена проблема вирішується на сучасних лініях Стелмор використанням спеціальних регулюючих пристроїв для диференційованого охолодження прокату повітряними потоками за шириною транспортера [33]. На лініях Стелмор застарілих конструкцій здебільшого неможливо змінити інтенсивність охолодження металу за шириною транспортера. Для поділу

повітряних потоків використовують спосіб «ККР» (Kobe Kakogawa Patenting) або його аналоги [34], відповідно до якого у крайніх зонах транспортера встановлюють додаткові регульовальні направляючі, що забезпечують більш інтенсивне підведення повітря до зон з найбільш щільним укладанням витків прокату.

1.3 Відновлювальні процеси у гарячедеформованому аустеніті та їх адаптація до технології виготовлення металовиробів

На експлуатаційні характеристики сталей істотно впливають такі чинники, як розмір зерна, границі субзерен, фазовий склад і виділення дисперсних часток [35]. На ці мікроструктурні особливості впливають термічне оброблення та контрольовані процеси гарячої деформації, які можуть оптимізувати властивості металу завдяки зміні розміру зерна та кінетики перебігу фазових перетворень [36–38]. Проте основною проблемою є складність безпосереднього спостереження та розуміння мікроструктурних змін під час високотемпературних процесів через обмеження традиційних експериментальних методів [39, 40]. Така відсутність прямого спостереження перешкоджає достовірному встановленню взаємозв'язків між термічним обробленням, структуроутворенням та механічними властивостями металу.

Еволюція мікроструктури металу під час термічного оброблення являє собою складну взаємодію зародкоутворення, зростання й огрубіння різних фаз [41, 42]. Точне контролювання цих процесів має надважливе значення для отримання бажаного рівня механічних властивостей у сучасних матеріалах. Наприклад, у сталях утворення та розчинення карбідів, нітридів та інших дисперсних часток під час нагрівання та охолодження істотно впливають на твердість, міцність і ударну в'язкість [43, 44]. Розуміння цих перетворень на мікрорівні дозволяє розробляти режими термічного оброблення та ТМО, що дає змогу адаптувати експлуатаційні характеристики металовиробів до конкретних умов застосування.

На сьогодні у світі існує низка методик, що дають змогу проводити *in situ* спостереження за фазово-структурними перетвореннями у металевих матеріалах за високих температур, наприклад, високотемпературна конфокальна лазерна скануюча мікроскопія [45] і дифракція рентгенівських променів високих енергій [46, 47]. Наразі таке дослідницьке обладнання недоступне в Україні, що обмежує можливості вітчизняних вчених у розширенні знань у цій галузі матеріалознавства. Проте дослідження рекристалізаційних процесів, які протікають у сталях під час високошвидкісної прокатки і подальшого післядеформаційного охолодження, можна проводити з використанням традиційних методів мікроструктурного аналізу (світлова та растрова електронна мікроскопія, аналіз дифракції зворотно розсіяних електронів тощо) термомеханічно оброблених зразків з інтерпретацією отриманих результатів з точки зору сучасних уявлень про динамічне структуроутворення у металевих матеріалах.

Як відомо, на будь-якій стадії гарячого деформування метал характеризується підвищеною густиною лінійних дефектів кристалічної будови (дислокацій), яка обумовлює термодинамічний стимул для відновлювальних структурних процесів [48]. Послідовність процесів структуроутворення під час гарячої деформації наступна: деформаційне зміцнення (гарячий наклеп) → динамічне повернення (зокрема динамічна полігонізація) → динамічна рекристалізація (ДР) [49]. Водночас, немає дискретної зміни цих стадій, вони накладаються одна на одну та проходять паралельно, циклічно й неоднорідно. Після закінчення деформації можлива реалізація статичного повернення та статичної рекристалізації (СР) [50, 51], а якщо деформування закінчується на стадії ДР, то відбувається й метадинамічна рекристалізація (МДР) [52].

Перші спроби дослідження процесів рекристалізації, що мають місце під час ТМО металів, було зроблено понад 160 років тому [51]. Серед великого обсягу літератури надалі основна увага буде приділена таким

явищам, як деформаційне зміцнення, повернення, міграція границь зерен, зародкоутворення та зростання зерен, які пов'язані з ДР, МДР і СР сталей, а також впливі вихідного розміру аустенітного зерна, температури та швидкості деформації на зазначені процеси, протікання яких тією чи іншою мірою є можливим під час високошвидкісної гарячої прокатки довгомірних сталевих виробів і післядеформаційного охолодження прокату в промислових умовах.

Розуміння процесів структуроутворення під час гарячого оброблення тиском і подальшого охолодження має велике значення для вибору оптимальних параметрів ТМО сталей з метою отримання бажаних властивостей кінцевого продукту. У промисловій практиці металопрокат переважно одержують у багатостадійних умовах, що включають послідовності деформаційних проходів і міждеформаційних пауз. Починаючи з литих виробів, сталі найчастіше деформують за високої температури з одночасним зміцненням і динамічним відновленням [53].

Деформаційне зміцнення. Той факт, що під час деформування відбувається зміцнення, означає, що дислокаціям стає важко переміщуватися всередині кристалічної решітки матеріалу в міру збільшення ступеня деформації. Механічні властивості та поведінка металевих матеріалів переважно залежать від кількості (густини) та типу дислокацій, розміру зерна та текстури. Густина дислокацій для типового відпаленого стану становить $\sim 10^{11} \text{ м}^{-2}$, яка збільшується до $\sim 10^{16} \text{ м}^{-2}$ якщо металевий матеріал сильно продеформовано, границя плинності за таких умов збільшується у 5–6 разів, а пластичність суттєво знижується [51]. Це, напевно, найбільш вагомі зміни під час деформаційних процесів. Такі зміни мають суттєве значення у промисловій практиці, оскільки швидкість, з якою матеріал зміцнюється під час деформування, впливає як на необхідну потужність механічних приводів деформуючого обладнання, так і на методи оброблення на різних стадіях формоутворення. Підвищення твердості, що виникає під час деформаційного зміцнення, у більшості випадків обумовлює необхідність проведення

проміжного дороговартісного відпалу для подальшої можливості оброблення металевого матеріалу. Обширні дослідження зміцнення сталі почали проводитися з 1934 р., коли Taylor висунув основну ідею зміцнення: деякі дислокації «застрягають» всередині кристалу і діють як джерела внутрішніх напружень, які протидіють руху інших ковзаючих дислокацій [54]. Поведінка дислокацій під час зміцнення у металах з кубічною кристалічною структурою складніша, ніж у більшості інших типів структур, через різноманітність доступних систем ковзання, і саме з цієї причини більшість експериментальних даних пов'язана з цими матеріалами [55].

Відновлення (повернення). Деформований стан металу, що має дислокаційну структуру, утворену під час деформації ковзанням і взаємодією дислокацій, зазвичай не знаходиться у термодинамічній рівновазі [56]. За відносно низьких температур деформації деформований стан зберігається після її закінчення, оскільки структура механічно стабільна. Проте за підвищених температур ця механічна стабільність порушується, оскільки розпочинаються термічно активовані процеси, тобто переповзання крайових дислокацій і поперечне ковзання гвинтових дислокацій. Завдяки переповзанню дислокації можуть залишати свої площини ковзання, формуючи конфігурації з меншою енергією, можуть анігілювати або навіть повністю залишати кристал. Ці процеси відносяться до термінів «відновлення» або «повернення», які завжди пов'язані зі зменшенням густини дислокацій і утворенням спеціальних дислокаційних побудов, тобто сіток із малокутових границь зерен, також званого полігонізацією. Важливо відзначити, що у цьому випадку міграція великокутових границь не відбувається.

У процесі повернення енергія, що накопичилась у системі, знижується завдяки руху дислокацій. Існують два основні процеси: анігіляція дислокацій та їх перебудова у конфігурації з нижчою енергією. Обидва процеси реалізуються шляхом переповзання та поперечного ковзання дислокацій [48].

Оскільки і переповзання, і поперечне ковзання потребують термічного активування, то вони можуть відбуватися лише за підвищених температур.

Іншим важливим процесом відновлення, що призводить до зниження енергії деформації кристалічної решітки, є перебудова дислокацій у стінки комірок. Цей процес схематично проілюстровано на рис. 1.3, при цьому дислокації одного знаку вишиковуються у стінки, утворюючи малокутові або субзеренні границі. Під час деформації область решітки викривляється, як показано на рис. 1.3, а, і кривизна, що спостерігається, може бути віднесена до утворення надлишкових крайових дислокацій, які є паралельними до вісі вигину. Під час нагрівання дислокації утворюють субграницю у процесі анігіляції та перебудови. Це показано на рис. 1.3, б, з якого випливає, що саме надлишкові дислокації одного знаку, які залишаються після процесу анігіляції, вишиковуються у стінки. За цих умов енергія нахиленої границі підвищується зі збільшенням розорієнтування, тому існує рушійна сила, що сприяє формуванню малокутових границь у процесі відновлення.

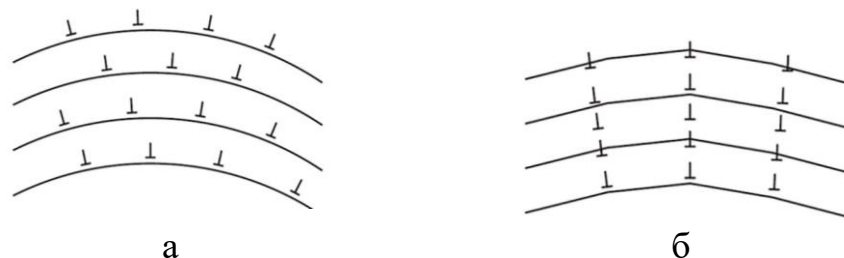


Рисунок 1.3 – Випадкове розташування надлишкових паралельних крайових дислокацій (а) та їх вишиковування у дислокаційні стінки (б) [57]

Повернення зазвичай відбувається тим активніше, чим більшим є ступінь деформації (до початку рекристалізації) і вищою температура [51]. Енергія дефектів пакування, яка, впливаючи на ступінь дисоціації дислокацій, визначає швидкість переповзання лінійних дефектів та їх поперечного ковзання, також може контролювати швидкість відновлення. У металах з низькою енергією дефектів пакування, наприклад таких, як аустенітні нержавіючі сталі, переповзання ускладнене і зазвичай перед

рекристалізацією відбувається слабке впорядкування дислокаційної структури. Таким чином, добре розвинені субзеренні структури зазвичай не спостерігаються в цих матеріалах.

Механізми зародкоутворення. Зародкоутворення є ключовою концепцією у розумінні структурної еволюції під час рекристалізації. Класичні теорії гомогенного зародкоутворення, які пов'язані з кристалізацією або фазовим перетворенням, непрацездатні для рекристалізації через її низьку рушійну силу і високу енергію границь зерен. Наразі добре відомо, що критична накопичена енергія повинна бути досягнута до початку рекристалізації і у більшості умов високотемпературної деформації зародки переважно виникають на вже існуючих границях зерен або поблизу них [51]. Незважаючи на те, що до теперішнього часу були проведені обширні дослідження, все ще існують значні розбіжності щодо механізмів зародкоутворення, тому нижче буде розглянуто найбільш загальновизнані з них.

Міграція границь, що спричинена деформацією. Міграція границь, що спричинена деформацією, є найпоширенішим механізмом зародкоутворення, який був спочатку запропонований авторами [58] на засадах спостережень за алюмінієм за допомогою оптичної мікроскопії. Варто зазначити, що для опису одного й того ж механізму іноді використовуються різні назви, включаючи випинання, міграцію вже існуючих границь зерен тощо. Цей механізм передбачає переміщення вже існуючої границі зерен до внутрішньої частини зерна з більшою накопиченою енергією, залишаючи за мігруючою границею вільну від дислокацій область. Характерною рисою цього механізму є те, що зародки мають схожу кристалографічну орієнтацію зі «старими» зернами, з яких вони виростили.

Умовою для перебігу цього процесу є сприятливий енергетичний баланс між зменшенням накопиченої енергії через усунення дислокацій в області за границею, що мігрує, і збільшенням загальної площі поверхні границь зерен через їх випинання. Отже, для початку зародкоутворення

необхідна критична різниця накопиченої енергії. Вважається, що цей механізм особливо важливий після відносно незначних деформацій зі ступенями до 40 %. У роботі [59] показано, що міграція границь, яка спричинена деформацією, також є дуже важливою під час рекристалізації після високотемпературного деформування сталей, коли деформована мікроструктура більш однорідна, ніж після низькотемпературного деформування. Інші типи зародкоутворення, що пов'язані з існуючими границями зерен, також вважаються можливими. Автори [58] навели докази наявності нових рекристалізованих зерен, які не були кристалографічно пов'язані з жодною із орієнтацій вихідних зерен. Таке ж явище спостерігалось в роботі [60] у бікрystalлах заліза.

Зародкоутворення шляхом міграції малокутових границь. Ця модель була представлена незалежно Бек [61] і Сahn [62] у 1940-х роках. Густина дислокацій навколо малокутових границь може бути відносно високою, що сприяє їх міграції. Під час міграції субграниць дислокації безперервно поглинаються і, отже, збільшують кристалографічну розорієнтацію малокутових границь, допоки вони остаточно не перетворяться на великокутову границю. Накопичена енергія зменшується під час цього процесу, оскільки мікроструктурні дефекти за межами субграниць, що рухаються, видаляються або перебудовуються. Експериментальні докази зародкоутворення за цим механізмом було узагальнено у роботі [63]. Вважається, що цей механізм переважно реалізується під час деформації з високими ступенями, за умов суттєвого розкиду розмірів субзерен і відносно високих температур нагрівання [63].

Зародкоутворення шляхом коалесценції субзерен. Механізм коалесценції субзерен заснований на коалесценції двох сусідніх субзерен, що еквівалентно повороту одного з них, у результаті якого кристалічні решітки збігаються. Цей механізм, імовірно, пов'язаний з суттєвим розкидом у розподілі кутів субзерен, помірними деформаціями, областями поруч із границями зерен і відносно низькими температурами нагрівання [51].

Механізм зародкоутворення під час протікання динамічної рекристалізації. У той час, як механізм, за допомогою якого перші рекристалізовані зерна утворилися на вже існуючих границях зерен, здається добре і широко вивченим, існує майже повна відсутність знань про механізми зародкоутворення, що могли б пояснити протікання ДР після того, як колишні границі зерен було повністю покрито новими рекристалізованими зернами (утворилась намістоподібна структура).

Автори [64], стискаючи аустенітну сталь за температури 1100 °С з постійною швидкістю деформації, спостерігали близько 20 % двійників на границі між вихідними та динамічно рекристалізованими зернами, що вказує на важливість механізму двійникування для зародкоутворення під час ДР. У роботі [65] ці ж автори показали, що двійники частіше з'являлися на фронті рекристалізації, де вони утворювалися напередодні й, отже, були менш піддані деформації. Було зроблено висновок, що двійникування є активним механізмом зародкоутворення під час ДР, а збільшення об'ємної частки динамічно рекристалізованих зерен, що відбувається завдяки утворенню множинних ланцюжків з двійників, призводить до безперервного прогресу фронту рекристалізації.

Автори [66] встановили, що механізм зародження першого шару динамічно рекристалізованих зерен був обумовлений міграцією границь, спричиненою деформацією, що супроводжувалася утворенням великокутових субграниць і двійників, а наступні шари динамічно рекристалізованих зерен були сформовані за допомогою повторного зародження та зростання двійників на границі, що мігрує. Цей процес може тривати доти, доки деформована матриця не буде повністю поглинена динамічно рекристалізованими зернами.

Структурні зміни під час гарячої деформації. Перехід від холодної деформації до гарячої зі зростанням температури відбувається поступово. Умовною температурою цього переходу прийнято вважати гомологічну

температуру $0,5 T_{пл}$ (температури плавлення), вище за яку істотно активізуються процеси переповзання дислокацій [67–69].

Як було вже зазначено, на початковій стадії гарячої деформації завжди відбувається деформаційне зміцнення, яке пов'язане зі збільшенням густини дефектів кристалічної будови, а відновлювальними процесами, що зменшують щільність таких дефектів і, відповідно, накопичену системою енергію, можуть бути тільки повернення або повернення з подальшою рекристалізацією.

Процеси знеміцнювання під час гарячої деформації є аналогічними до процесів знеміцнювання під час відпалу після холодної деформації: під час повернення густина дислокацій зменшується у результаті їх переповзання і поперечного ковзання з вишиковуванням у дислокаційні стінки (полігонізація), а під час рекристалізації – у результаті вивільнення кристалічної структури від дислокації. Процеси відновлення, що відбуваються під час деформації, мають свої особливості. Для їх опису були введені терміни динамічного повернення (у тому числі динамічної полігонізації) та динамічної рекристалізації [67, 68].

Динамічне повернення. Якщо динамічне повернення – це єдиний відновлювальний процес під час гарячої деформації, то криві напруження–деформація мають найпростіший вигляд, що характеризується безперервним зростанням напруження плинності металу під час пластичного оброблення, у процесі якого швидкість деформаційного зміцнення поступово зменшується з підвищенням ступеня деформації та наближається до нуля за високих деформацій, що призводить до стаціонарного стану плинності (рис. 1.4, а). Така поведінка пояснюється ефектом динамічного повернення як основного процесу відновлення [67, 69]. У цьому випадку стаціонарна плинність досягається, коли швидкість динамічного повернення достатньо збільшилася, щоб урівноважити швидкість деформаційного зміцнення. Така стаціонарна плинність, контрольована відновленням, зазвичай спостерігається за

помірних деформацій ($\varepsilon < 1$) під час гарячого оброблення тиском за відносно низьких швидкостей деформування.

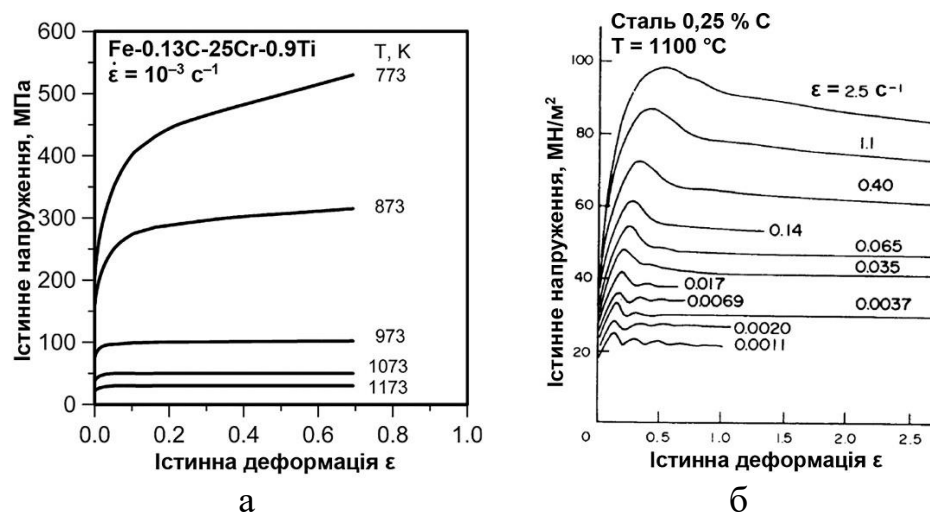


Рисунок 1.4 – Типові криві напруження–деформація, отримані під час гарячої деформації сталей (а – стискання; б – кручення), що супроводжується динамічним поверненням (а) [70] і динамічною рекристалізацією (б) [71]

На стадії деформаційного зміцнення (гарячого наклепу) спочатку утворюються дислокаційні клубки, а потім – коміркова структура. Поступово формується субзеренна структура, тобто відбувається динамічна полігонізація. На стадії стаціонарної плинності середній розмір субзерен, їх розорієнтування та середня щільність дислокацій всередині субзерен залишаються постійними [67]. На стаціонарній стадії субзерна залишаються рівноосними навіть до значних ступенів деформацій, у той час як зерна сильно витягуються у напрямку течії металу. Збереження рівноосності субзерен пояснюється процесом реполігонізації – багаторазової повторної полігонізації.

Оскільки поперечне ковзання і переповзання дислокацій є головними елементарними процесами динамічного повернення під час гарячої деформації, а зі збільшенням енергії дефектів пакування і, відповідно, зменшенням ширини розтягнутих дислокацій перебіг цих процесів полегшується, то динамічне повернення металів з більш високою енергією

дефектів пакування відбувається інтенсивніше і призводить за інших рівних умов до утворення більш досконалої субструктури з більшими субзернами, ніж у металах з низькою енергією дефектів пакування [72]. До металів з динамічним поверненням, що активно розвивається під час гарячої деформації, зокрема, відносяться α -Fe, Al, Mo, W і Zn. Введення у сплав легувальних добавок, що входять у твердий розчин і зменшують енергію дефектів пакування, ускладнює динамічне повернення. Таке легування може призвести до зростання напруження під час гарячого деформування на порядок [57].

Динамічна рекристалізація. На кривих напруження–деформація ДР проявляється у падінні напруження течії. На стадії стаціонарної плинності можливі два типи поведінки металу (рис. 1.4, б). За більш високих швидкостей деформації напруження течії після спаду залишається незмінним, а за нижчих швидкостей напруження течії осцилює навколо певного середнього рівня, який є тим нижчим, чим менша швидкість деформації. Зі зростанням ступеня деформації амплітуда коливань напруження поступово зменшується і крива плинності згладжується. Проте за відносно високих швидкостей деформації через адіабатичний розігрів металу може спостерігатися плавний спад напруження на стадії плинності, про що свідчать три верхні криві на рис. 1.4, б.

Відомо, що низькі швидкості деформації, високі температури, а також малий початковий розмір зерна сприяють багатопіковій рекристалізації, і навпаки, за відносно високих швидкостей деформації, низьких температур і великого початкового розміру зерна криві плинності є однопіковими [71, 73, 74].

У загальному випадку ДР відрізняється від СР тим, що рекристалізовані зерна, які з'явилися, з низькою густиною дислокацій під час свого росту поступово наклепуються через деформацію, що триває (густина дислокацій в них збільшується). Ділянки структури, що рекристалізувалися у першу чергу, починають наклепуватися раніше і в них швидше досягається критична густина дислокацій, необхідна для зародження нових

рекристалізованих зерен, які потім знову наклепуються і т. д. Цикли ДР і наклепу рекристалізованих зерен, що багаторазово повторюються, відповідають стаціонарній стадії з незмінним середнім розміром зерна.

Наклеп рекристалізованих зерен зменшує різницю у густині дислокацій по обидва боки від мігруючої границі, а оскільки ця різниця є рушійною силою міграції, то швидкість зростання рекристалізованих зерен зменшується. Чим вищою є температура і нижчою швидкість деформації, тим більшими та досконалішими будуть рекристалізовані зерна.

До характерних особливостей структури металу на стадії ДР можна віднести наступні [67–69, 75]:

- неоднорідність субструктури за об'ємом металу і всередині окремих зерен, яка пов'язана з тим, що одні ділянки щойно рекристалізувалися, а раніше рекристалізовані ділянки зазнали наклепу та динамічного повернення;
- хвилястість або зубчастість границь зерен, що викликана викиданням «язиків» під час зародження нових зерен;
- поява колоній нових зерен переважно навколо границь вихідних кристалітів (рис. 1.5, а–б);
- рівноосність зерен на відміну від витягнутих зерен на стадії динамічного повернення.

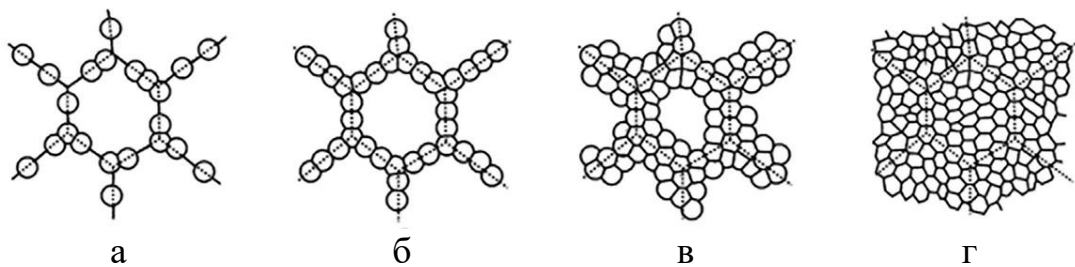


Рисунок 1.5 – Схема еволюції зеренної структури сталі під час динамічної рекристалізації [51]. Пунктирні лінії показують початкові границі зерен

ДР у більшості випадків починається на існуючих границях зерен (рис. 1.5, а), а нові зерна згодом зароджуються на границях щойно утворених зерен (рис. 1.5, б), і, таким чином, утворюється смуга з рекристалізованих

зерен, яка поступово потовщується (рис. 1.5, в). Завдяки послідовній появі наступних шарів може утворитися намістоподібна зеренна структура. За сприятливих умов цей процес може продовжуватися до утворення дрібнозернистої динамічно рекристалізованої структури (рис. 1.5, г). Водночас динамічний розмір зерна чутливо залежить від умов деформації [76]. Проте слід зазначити, що ДР ніколи не буває повною, оскільки в нові рекристалізовані зерна деформацією, що триває, вносяться нові дислокації [48].

За умови істотного розвитку динамічного повернення критична густина дислокацій, що необхідна для зародження центрів рекристалізації, може не бути досягнутою аж до найбільших ступенів деформації, й в таких умовах ДР може взагалі не розпочатися [67, 72, 75]. Саме така ситуація може спостерігатися у металах з високою енергією дефектів пакування (α -Fe, Al та ін.). І навпаки, у металах з порівняно низькою енергією дефектів пакування (γ -Fe, Ni, Cu, Co та ін.) динамічне повернення пригнічене і під час гарячої деформації з достатніми ступенями може бути досягнута критична щільність дислокацій, що необхідна для ініціювання процесу ДР. До сплавів, у яких за відносно високого ступеня гарячої деформації виникає ДР, відносяться вуглецеві та леговані сталі в аустенітному стані, жароміцні нікелеві сплави та латуні, що є вкрай важливим для реалізації різних технологічних схем їх ТМО у промислових умовах.

Легувальні елементи, які зменшують енергію дефектів пакування, ускладнюють динамічне повернення та полегшують ДР. Під час оцінки ролі легувальних добавок також слід враховувати можливе пригнічення ДР через гальмування міграції границь дисперсними часточками (карбіди, нітриди тощо), які можуть виділятися у процесі деформаційної обробки. Коли сила закріплення границь, що викликана наявністю виділень, перевищує рушійну силу для міграції границь, ДР пригнічується, при цьому утворюються дрібніші динамічно рекристалізовані зерна за великих деформацій, якщо їх утворення взагалі буде можливим за таких умов [77].

У загальному випадку критичний ступінь деформації, необхідний для початку ДР, збільшується зі зростанням швидкості деформації та зниженням температури, а також зі збільшенням розміру вихідного зерна [67, 68, 72, 73, 75].

Структурні зміни після закінчення гарячої деформації. Гарячедеформована структура металу містить велику кількість накопиченої енергії у вигляді дислокацій, що робить її термодинамічно нестабільною. Після гарячої деформації або протягом міждеформаційних інтервалів встановлені три типи мимовільних відновлювальних процесів, такі як статичне повернення, статична рекристалізація (СР) та метадинамічна рекристалізація (МДР), що іноді зветься постдинамічною, які пов'язані з рівнем накопиченої деформації. Перші два процеси мають аналоги під час відпалу після холодної деформації, а МДР може протікати тільки після гарячої деформації.

Тип відновлювальних процесів, їх кінетика та внесок у знеміцнювання металу залежать від того, на якій стадії була перервана гаряча деформація. На рис. 1.6, а показана крива плинності вуглецевої сталі в аустенітному стані за температури 780 °С, а на рис. 1.6, б – кінетика знеміцнювання під час післядеформаційного ізотермічного витримування після переривання гарячого стискання за різних ступенів деформації [78].

Крива 1 на рис. 1.6, б відноситься до переривання гарячого стискання на стадії початкового деформаційного зміцнення (точка 1 на кривій плинності на рис. 1.6, а). У цьому випадку наклеп до моменту закінчення деформації ще недостатній, щоб під час післядеформаційного витримування стала можливою СР, і післядеформаційне знеміцнювання відбувається тільки завдяки статичному поверненню. Це повернення починається безпосередньо після закінчення гарячої деформації (без інкубаційного періоду) і проходить із поступовим згасанням. Статичне повернення визначається як зменшення густини та зміна розподілу дислокацій та інших дефектів кристалічної будови, що відбуваються під час витримування за підвищеної температури,

де ці зміни не передбачають «вимітання» дефектів завдяки міграції великокутових границь [79].

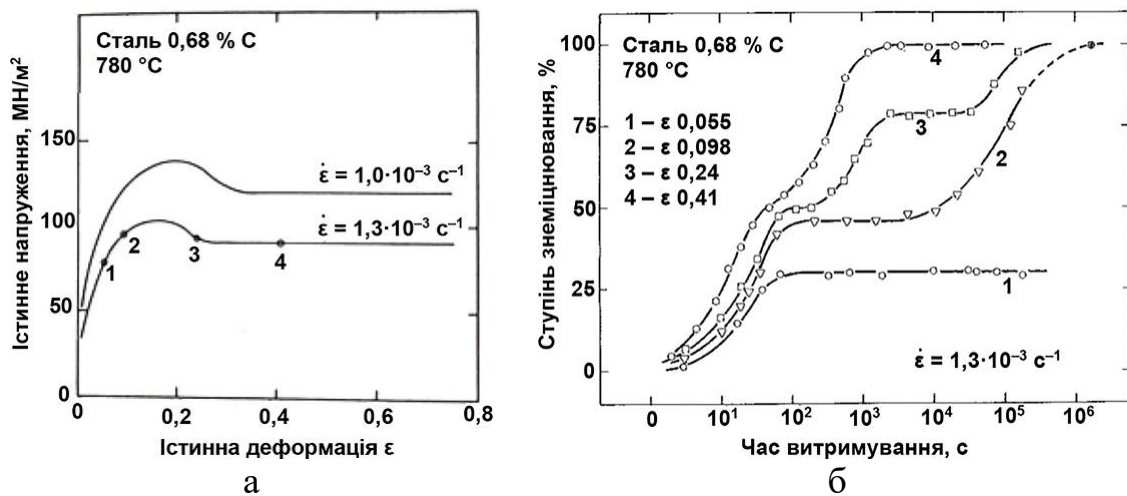


Рисунок 1.6 – Крива плинності сталі з 0,68 % С, деформованої стисненням за 780 °С зі швидкістю $1,3 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$ (а), і залежність ступеня знеміцнювання цієї сталі від тривалості післядеформаційного витримування за 780 °С (б) [78]

Переривчаста деформація, температура, а також природа матеріалу чинять суттєвий вплив на статичне повернення. За таких умов енергія дефектів пакування матеріалу є найважливішим фактором, що впливає на ступінь відновлення, оскільки вона визначає механізми, які контролюють швидкість відновлення: швидкість переповзання дислокації та їх поперечного ковзання [51].

Крива 2 на рис. 1.6, б також відноситься до переривання гарячого стиснення на стадії деформаційного зміцнення, але ступінь деформації при цьому є вищим (точка 2 на рис. 1.6, а) і наклеп є достатнім для розвитку СР під час післядеформаційного витримування. Нові статично рекристалізовані зерна зароджуються переважно там, де локальна деформація найвища, тобто на вже існуючих границях зерен, смугах деформації та включеннях. СР зазвичай починається після певного часового інтервалу (інкубаційного періоду) від початку витримування [51], необхідного для термічної активації процесу зародкоутворення, і призводить до повного знеміцнювання (другий

підйом на кривій 2). Для ініціювання класичної СР потрібна відносна деформація $\sim 10\%$ [74]. З підвищенням швидкості гарячої деформації до певної міри зростає густина дислокацій, у результаті процес СР прискорюється [79]. Протягом інкубаційного періоду проходить лише статичне повернення, яке розвивається дещо швидше і призводить до більшого знеміцнювання у порівнянні з попереднім випадком (плато на кривій 2 вище за плато на кривій 1). На кінетику процесу СР виражений вплив чинять рівень накопиченої деформації, початковий розмір аустенітного зерна, швидкість деформації, температура та хімічний склад сталі [51].

Особливий інтерес представляє крива 3 на рис. 1.6, б, що характеризує знеміцнювання після деформації, перерваної на стадії початку ДР, але ще до досягнення стаціонарної стадії (точка 3 на спаді після пікового напруження на рис. 1.6, а). Знеміцнювання у цьому випадку відбувається у три етапи. Перший і третій підйоми на кривій 3 аналогічні підйомам на кривій 2 і відповідають процесам статичного повернення та СР відповідно. Новим є проміжний підйом на кривій 3, що відповідає МДР, яка на відміну від класичної СР протікає без інкубаційного періоду. Згідно роботам [78, 80, 81], коли деформація перервана на стадії ДР, існує безліч свіжих зародків рекристалізованих зерен, що не встигли піддатися наклепу і здатні до зростання в статичних умовах відразу після припинення гарячої деформації. Багато великокутових границь рекристалізованих зерен, по обидва боки яких сильно різниться густина дислокацій, вже мігрували у бік більш наклепаних зерен під час гарячої деформації і можуть продовжувати таку міграцію відразу після її закінчення. Цим обумовлена найважливіша для металургійної практики особливість МДР – відсутність інкубаційного періоду та зростання зерен за короткий час після завершення гарячої деформації металу. Перша затримка у знеміцнюванні (маленьке плато на кривій 3 на рис. 1.6, б) є результатом того, що знеміцнювання за швидкого статичного повернення завершується раніше, ніж стане помітним знеміцнювальний ефект від МДР, що розвивається.

Крива 4 на рис. 1.6, б відповідає знеміцнюванню після припинення гарячої деформації на стадії стаціонарної плинності металу (точка 4 на рис. 1.6, а). Зупинка знеміцнювання після закінчення стадії статичного повернення не спостерігається через сильно розвинене на цьому етапі знеміцнювання від МДР. Відмінною особливістю є те, що МДР призводить до повного знеміцнювання за час, менший інкубаційного періоду СР, через що остання не ініціюється.

Таким чином, чим більшим є ступінь гарячої деформації до початку стадії плинності металу, тим швидше відбувається знеміцнювання під час післядеформаційного витримування і дрібнішим є рекристалізоване зерно. Збільшення ступеня деформації на стадії плинності не впливає ні на швидкість знеміцнювання, ні на розмір зерна під час післядеформаційного витримування. Швидкість післядеформаційного знеміцнювання зростає з підвищенням температури гарячої деформації [82–84].

Основна відмінність між СР і МДР полягає в їх кінетичних залежностях. МДР істотно залежить від швидкості деформації, неістотно залежить від температури та хімічного складу сталі, але майже не залежить від ступеня деформації. СР, з іншого боку, істотно залежить від температури, ступеня деформації та розміру зерна, але неістотно залежить від швидкості деформації.

1.4 Фундаментальні засади знеміцнювального термомеханічного оброблення бунтового прокату з низьковуглецевих сталей в потоці сучасних технологічних ліній

Взаємозв'язок між структурою та властивостями сталей обумовлює важливість формування бажаних типів структур під час прокатки металовиробів у промислових умовах. Залежно від умов проведення гарячого деформування (зміни температури, ступеня та швидкості деформації, тривалості післядеформаційного витримування) може спостерігатися

широкий спектр структурних станів деформованого металу: від гаряченаклепаного до статично рекристалізованого [85]. Ці структурні стани, які зафіксовані охолодженням, визначають комплекс механічних властивостей прокату за кімнатної температури після перебігу відповідних фазових перетворень.

У випадку низькошвидкісної гарячої прокатки у більшості випадків ступінь деформації за один прохід порівняно невеликий і в зоні деформації (між прокатними валками) відбувається тільки динамічне повернення, що не змінює форми зерен. Після виходу з міжвалкового простору в металі, що охолоджується, може відбуватися тільки статичне повернення і зерна залишаються витягнутими у напрямку деформаційної течії (рис. 1.7, а), або можлива також СР, у результаті якої утворюються рівноосні рекристалізовані зерна (рис. 1.7, б). Перший випадок є характерним для металів із високою, а другий – із низькою енергією дефектів пакування [86].

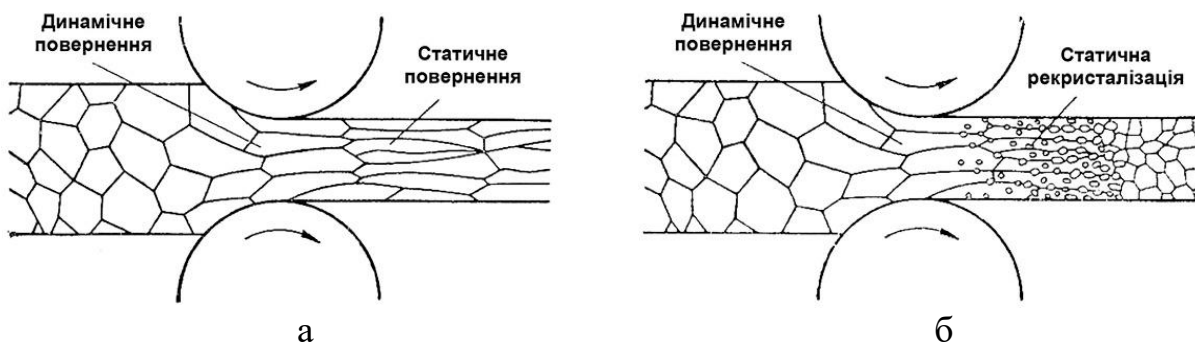


Рисунок 1.7 – Схеми комбінацій динамічних і статичних відновлювальних процесів під час гарячої прокатки з невеликим обтисненням [86]

Одним із найважливіших параметрів процесу гарячої прокатки, що впливає на умови початку ДР, є час між деформаційними проходами. Коли міждеформаційна пауза дуже коротка для початку і розвитку СР або для виділення дисперсних частинок (карбидів, нітридів тощо) недостатньо часу, то у цих умовах відбувається накопичення деформації, що призводить до початку та розвитку ДР і МДР (рис. 1.8). І навпаки, коли тривалість

міждеформаційної паузи значна, як, наприклад, під час прокатки листів на реверсивних станах, є достатньо часу для протікання СР чи виділення дисперсних частинок. Останнє, як було зазначено раніше, запобігає початку ДР. Вплив тривалості міждеформаційних пауз на характер відновлювальних процесів, що відбуваються у гарячедеформованому аустеніті, і, зокрема, на те, у яких випадках ініціюється ДР, докладно розглянуто у роботах [87–90].

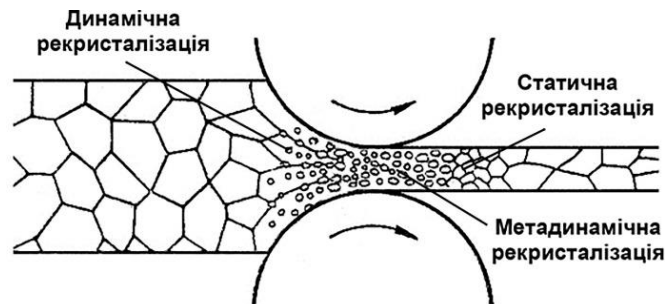


Рисунок 1.8 – Схема комбінації динамічних і статичних відновлювальних процесів під час гарячої прокатки з великим обтисненням [23]

Як було відзначено у підрозділі 1.2, одним з найпоширеніших у металургійній практиці є спосіб ТМО сталевого бунтового прокату круглого перерізу, який має назву Стелмор-процес, а технологічна ділянка охолодження металу – лінією двостадійного (водо-повітряного) охолодження. У складі такої лінії гарячедеформований прокат після виходу з високошвидкісного чистового прокатного блоку охолоджується до певної температури водою у спеціальних форсуночних пристроях, а після розкладання на витки – повітряними потоками, які нагнітаються дуттьовими вентиляторами знизу-вгору, або на спокійному повітрі на роликовому транспортері.

Якщо розглядати зазначені у підрозділі 1.3 відновлювальні процеси у гарячедеформованому аустеніті в контексті виробництва бунтового прокату малого перерізу (діаметром 5,5 мм) на лінії Стелмор, то фінальна гаряча деформація металу відбувається у високошвидкісному чистовому прокатному блоці, що складається з 8–12 прокатних клітей, які мають

загальний привод від одного електродвигуна. Міжкліттьові відстані у таких блоках переважно короткі (до 1 м), швидкість прокатки на виході з блоку становить 90–120 м/с, а сумарний відносний ступінь деформації складає $\sim 90\%$ за одиничного обтиснення $\sim 20\%$. Це означає, що у процесі виробництва бунтового прокату малого діаметру метал зазнає 90% -ї сумарної деформації у прокатному блоці менше, ніж за 1 с. Температура металу на виході з прокатного блоку (температура завершення деформації) найчастіше змінюється у діапазоні 1000–1200 °С. Такі режими гарячого деформування створюють передумови для початку та прискореного розвитку в сталі процесів рекристалізації, зокрема ДР і МДР (рис. 1.8).

Якщо динамічно рекристалізований метал після виходу з прокатного блоку піддавати післядеформаційним витримуванням за температури закінчення гарячого деформування, то в ньому будуть відбуватися процеси статичного повернення і полігонізації (надлишкові дислокації будуть перебудовуватися в субграниці), а також МДР і, можливо, СР (надлишкову кількість дислокацій буде «ліквідовано» у результаті міграції великокутових границь), що дає можливість контролювано регулювати ступінь наклепу та розмір зерна гарячедеформованого аустеніту перед початком його розпаду і, як результат, – об'ємну частку структурних складників, що утворюються у процесі фазово-структурних перетворень [91]. Ця особливість є найважливішим інструментом для металургійної практики з точки зору можливості керування мікроструктурним дизайном у гарячедеформованому металі та отримання заданого комплексу механічних властивостей готових металовиробів.

Отже, саме процеси МДР і СР, що протікають після ДР і статичної полігонізації, є визначальними під час реалізації знеміцнювальних схем ТМО прокату. Знеміцнювальний ефект у процесі ТМО досягається завдяки регулюванню величини динамічно рекристалізованого аустенітного зерна шляхом прискореного водяного охолодження металу від температури закінчення гарячого деформування до температури розкладання прокату на

витки перед початком стадії повітряного охолодження [23]. Контрольоване керування вказаними процесами структуроутворення під час охолодження металу з прокатного нагрівання на лінії Стелмор створює сприятливі передумови для вирішення важливої науково-прикладної проблеми – пластифікації бунтового прокату з низьковуглецевих легованих сталей, зокрема зварювального призначення.

Концепція знеміцнювального ТМО бунтового прокату з низьковуглецевих сталей ґрунтується на створенні специфічного структурного стану гарячедеформованого аустеніту перед початком його розпаду, який характеризується дрібним розміром зерна завдяки процесу ДР і мінімальною густиною дефектів кристалічної будови (дислокацій) та їх упорядкуванням за рахунок наступного перебігу статичного повернення та МДР з одночасним пригніченням розвитку СР. Перетворення дрібнозернистого метастабільного аустеніту за такої схеми ТМО починається за більш високих температур у порівнянні з крупнозернистим (після розвитку у достатній мірі процесу СР) та у випадку низьковуглецевих легованих сталей супроводжується утворенням більшої об'ємної частки структурно-вільного фериту, меншим ступенем мікродеформації його кристалічної решітки, зменшенням твердорозчинного зміцнення завдяки зниженню концентрації вуглецю у фериті й меншою вірогідністю утворення структур бейнітного та мартенситного типу під час уповільненого охолодження бунтового прокату на транспортері лінії Стелмор [92, 93].

1.5 Аналіз нормативних вимог до бунтового прокату та дроту з Cr-Mo-V сталей зварювального призначення

Враховуючи те, що найновіше високопродуктивне обладнання для волочіння сталевих дроту передбачає використання високоякісної металургійної заготовки – бунтового прокату круглого перерізу, необхідно більш детально розглянути сучасні вимоги до такого прокату, зокрема з

легованих Mn, Si, Cr, Mo, V сталей зварювального призначення, і визначити головні пріоритети у показниках його якості з урахуванням характеристик самих зварювальних матеріалів. Аналіз наявних національних нормативів на бунтовий прокат зварювального призначення з легованих сталей і закордонних інформаційних ресурсів показав відсутність єдиних стандартів на таку металопродукцію, а кожне підприємство-виробник розробляє і затверджує власні специфікації або технічні умови на постачання прокату [94]. В Україні та країнах ближнього зарубіжжя – це технічні умови, що реєструються у системі стандартизації, а за кордоном – технічні специфікації, що є частково відкритими для ознайомлення, при цьому конкретні показники якості узгоджуються під час розміщення замовлень на відповідний вид прокату. Вказана обставина ускладнює системний аналіз і порівняння вимог до такого типу металопродукції.

Автором до розгляду були прийняті наступні нормативні документи та інформаційні матеріали:

- ТУ У 24.1-23365425-710:2019 «Катанка для виготовлення зварювального дроту. Технічні умови» (ПРАТ «Камет-Сталь»);
- ТУ 14-15-346-94 «Катанка з легованої сталі для виготовлення зварювального дроту. Технічні умови» (ПАТ «АрселорМіттал Кривий Ріг»);
- ТУ У 27.1-24432974-020:2010 «Катанка для виготовлення зварювального та наплавлювального дроту. Технічні умови» (ПАТ «АрселорМіттал Кривий Ріг»);
- ТУ У 27.1-233654425-653:2010 «Катанка підвищеної деформованості з легованої сталі для виготовлення зварювального дроту прямим волочінням. Технічні умови» (ВАТ «Молдавський металургійний завод»);
- ТО/ТС-СС-01-2008 «Технічна угода про умови поставки катанки з легованої сталі для виготовлення зварювального дроту» (Україна, Молдова);
- web-сайти та буклети закордонних виробників Saerstahl (Німеччина), Voestalpine (Австрія), COBE Steel (Японія), POSCO, Hyundai Welding (обидва

Південна Корея), Moravia Steel (Чехія), Baosteel (Китай), ICDAS Celik (Туреччина), TATA Steel (Індія) та ін.

До основних показників якості бунтового прокату зварювального призначення належать: хімічний склад сталі; точність і стабільність геометричних розмірів; глибина поверхневих дефектів; кількість окалини на поверхні; макро- і мікроструктура; механічні властивості. Ґрунтуючись на аналізі актуальних нормативних документів і наявних власних доробок автора до цільових показників якості бунтового прокату зварювального призначення діаметром 5,5 мм слід віднести наступні [94]:

- хімічний склад сталі повинен відповідати вимогам відповідних нормативів і специфікацій на зварювальний дріт (табл. 1.1);
- граничні відхилення за діаметром прокату не повинні перевищувати $\pm 0,25$ мм, овальність – не більше 0,35 мм;
- прокат не повинен мати поверхневих дефектів, таких як розкатані бульбашки, тріщини і забруднення, прокатні плени, закати, вуса; дозволяється наявність відбитків, рябизни, рисок, окремих дрібних плен, глибина яких не перевищує 0,20 мм;
- кількість окалини на поверхні прокату не повинна перевищувати 12 кг/т;
- у макроструктурі прокату не дозволяється наявність порушень суцільності металу, спричинених усадковими раковинами, порами, міхурами, розшаруваннями, внутрішніми тріщинами та шлаковими включеннями;
- мікроструктура прокату має бути ферито-перлітною, дозволяється наявність бейнітно-мартенситних ділянок за умови виконання вимог до механічних властивостей;
- в прокаті величина дійсного зерна не повинна бути більшою за номер 5 відповідно до ДСТУ 8972:2019 з розбіжністю у партії не більше трьох номерів (оптимальний розмір відповідає 6–9 номеру).

Таблиця 1.1 – Вимоги до хімічного складу типових представників низьковуглецевих Cr-Mo-V сталей зварювального призначення

Марка сталі	Нормативний документ	Вміст хімічних елементів, % ваг. (у межах або не більше)					
		C	Si	Mn	Cr	Mo	V
CrMoV1Si	ДСТУ EN ISO 21952:2015	0,06–0,15	0,50–0,80	0,80–1,20	0,90–1,30	0,90–1,30	0,10–0,35
CrMoV1	ДСТУ EN ISO 3580:2019	0,05–0,15	0,80	0,70–1,50	0,90–1,30	0,90–1,30	0,10–0,35
Св-08ХГСМФА	ГОСТ 2246-70	0,06–0,10	0,45–0,70	1,20–1,50	0,95–1,25	0,50–0,70	0,20–0,35
Св-08ХГ2СМФ	ТО/ТС-СС-01-2008	0,04–0,08	0,20–0,40	1,00–1,40	0,70–1,00	0,50–0,70	0,15–0,30
Св-10ХГ2СМФ		0,08–0,12	0,50–0,70	1,20–1,60	0,70–0,90	0,20–0,40	0,15–0,30

Окремо слід розглянути вимоги до механічних властивостей прокату. Враховуючи те, що бунтовий прокат з легованих сталей зварювального призначення є переробною заготовкою, що у подальшому піддається холодному деформуванню волочінням під час виготовлення дроту, то до основних показників його механічних властивостей відносять границю міцності та відносне звуження під час випробувань на розтяг. Границя міцності за цих умов виступає як критерій для розрахунку необхідних тягових зусиль волочильного обладнання і попереднього оцінювання деформаційного зміцнення металу в процесі волочіння дроту [2, 95, 96].

Визначення залежності зміцнення дроту від технологічних факторів процесу волочіння та створення на цих засадах інженерних методик розрахунку показників міцності холоднодеформованого дроту є одним з актуальних завдань дротяного виробництва. Зважаючи на всю складність процесу деформаційного зміцнення сталі основний вплив на нього чинить ступінь деформації та нагрівання дроту під час волочіння, а отже, пов'язані з цим процеси, що протікають у наклепаному металі, які додатково зміцнюють

(динамічне старіння) або знеміцнюють (повернення, полігонізація) дріт. Авторами роботи [97] запропоновано методику прогнозного визначення міцності сталевго дроту зварювального призначення за деформаційними переходами, що базується на рівнянні Туленкова-Злотнікова [98], яке було модифіковане шляхом введення емпіричного коефіцієнту k , що враховує хімічний склад і структурний стан сталі та, відповідно, рівень її деформаційного зміцнення під час прямого (без знеміцнювального термічного оброблення дротяної заготовки на проміжному діаметрі) холодного деформування на сучасних волочильних станах:

$$R_m^{dp} = k \cdot R_m^{np} \cdot \sqrt{\frac{D}{d}}, \quad (1.1)$$

де R_m^{dp} – границя міцності дроту, МПа; R_m^{np} – границя міцності бунтового прокату, МПа; k – емпіричний коефіцієнт, що враховує хімічний склад сталі; D – діаметр бунтового прокату, мм; d – діаметр дроту, мм.

Як було зазначено у попередніх підрозділах, зростання показників міцності сталей у процесі холодного деформування насамперед пов'язане з підвищенням густини дислокацій і механізмами протидії їхньому переміщенню. Вміст легувальних елементів впровадження (С), заміщення (Cr, Mn, Si, Mo, Ni, V та ін.) і природні домішки (N, H) чинять суттєвий вплив на ступінь закріплення дислокацій, що генеруються холодним деформуванням [48, 49]. Для низьковуглецевих сталей ($C \leq 0,15$ % ваг.) з додатковим легуванням Cr (0,70–1,30 %), Mn (0,70–1,60 %), Si (0,20–0,80 %), Mo (0,50–1,30 %) і V (0,10–0,30 %), що мають феритну матрицю, емпіричний коефіцієнт k для рівняння 1.1 відповідає інтервалу значень 1,17–1,22 [99].

Вимоги до механічних властивостей зварювального дроту продиктовані умовами його застосування й особливостями роботи механізмів подавання дроту в напівавтоматичних і автоматичних зварювальних агрегатах. Використання дроту із занадто низькою («м'якого») або високою

(«жорсткого») міцністю може призвести до його застрягання чи руйнування у направляючому каналі обладнання або спровокувати нерівномірність подавання дроту до зварювальної ванни і нестабільність електричної дуги [100]. Зважаючи на це, нормативними документами регламентовано діапазони границі міцності дроту (табл. 1.2), які, як вважається, забезпечують стабільність під час його використання у більшості типів зварювального обладнання.

Таблиця 1.2 – Вимоги ГОСТ 2246-70 до границі міцності дроту, що використовується для зварювання або наплавлювання

Діаметр дроту, мм	Границя міцності, МПа
0,3–0,5	882–1372
0,8–1,5	882–1323
1,6	882–1274
2,0	784–1176
Більше 2,0	686–1029

На рис. 1.9 наведена залежність деформаційного зміцнення дроту зі сталі CrMoV1Si (Св-08ХГСМФА) від міцності бунтового прокату під час його прямого волочіння, що була визначена за допомогою описаної вище методики з використанням рівняння 1.1 [94]. З наведеної залежності витікає, що для гарантованого забезпечення після прямого волочіння унормованих показників міцності зварювального дроту діам. 1,2–3,0 мм (табл. 1.2) з досліджуваної сталі границя міцності (R_m) бунтового прокату діам. 5,5 мм у вихідному стані не повинна перевищувати 550 МПа. У разі підвищення цього показника вище 600 МПа виникає необхідність проведення пом'якшувального термічного оброблення (рекристалізаційного відпалу) дротяної заготовки на проміжному розмірі.

Пластичність металу за стандартних випробувань на розтяг характеризується максимальною деформацією до руйнування: видовженням

зразка або зменшення площі його поперечного перерізу. Для бунтового прокату зварювального призначення відносне звуження під час випробувань на розтяг опосередковано характеризує матеріал з точки зору його готовності до формозміни шляхом холодного пластичного деформування. Практика перероблення прокату з легованих сталей зварювального призначення у дріт показала [2], що мінімально достатнім рівнем відносного звуження (Z) металу перед початком прямого волочіння з діаметру 5,5 мм до діаметру 2,0 мм включно слід вважати $Z \geq 65 \%$, а до діаметру 1,2 мм – $Z \geq 70 \%$. Такі показники пластичності прокату, поряд з мінімальною кількістю твердих фаз (бейніту та мартенситу) у його мікроструктурі, дозволяють забезпечити високу технологічність металу під час глибокого волочіння зі значними ступенями відносної деформації (до 95 %) [2].

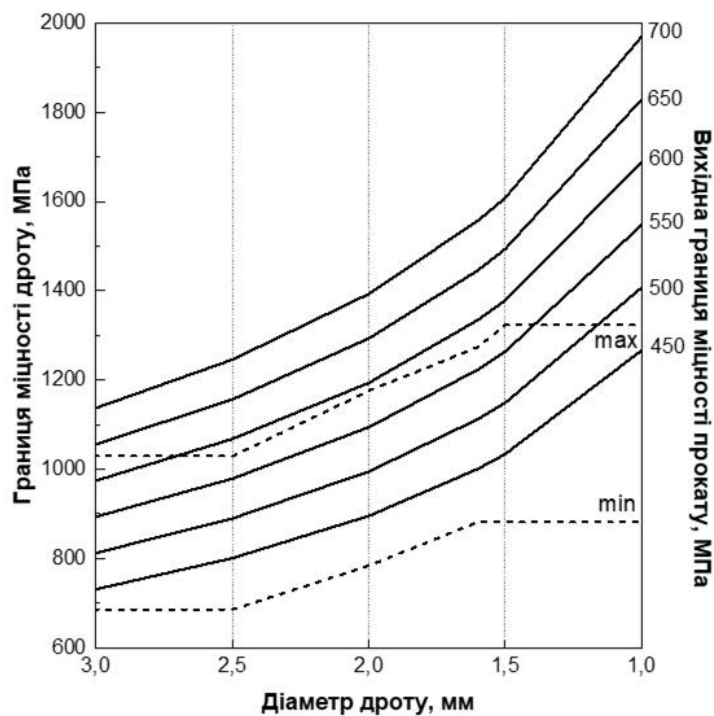


Рисунок 1.9 – Вплив вихідної границі міцності бунтового прокату діаметром 5,5 мм зі сталі CrMoV1Si (Св-08ХГСМФА) на деформаційне зміцнення дроту. Суцільними лініями позначені розрахункові криві деформаційного зміцнення, а пунктирними – обмежена область нормативних вимог відповідно до ГОСТ 2246-70 [94]

Отже, до цільових показників механічних властивостей бунтового прокату зварювального призначення діаметром 5,5 мм з досліджуваних низьковуглецевих Cr-Mo-V сталей, що сприяють його високій технологічності під час прямого перероблення у дріт, слід віднести наступні: границя міцності не більше 550 МПа; відносне звуження не менше 70 %.

Висновки до розділу 1

1. Огляд літературних джерел показав, що одним із важливих завдань, що наразі стоїть перед виробниками бунтового прокату зварювального призначення у всьому світі, є максимальна пластифікація металу в стані постачання металовиробним підприємствам. Це пов'язано з активним технологічним переозброєнням останніх і впровадженням у виробничий процес сучасного обладнання для виготовлення дроту з високими швидкостями волочіння та значними ступенями одиничних деформацій, що потребує відповідної якості вихідної сировини (бунтового прокату). Рациональний мікроструктурний дизайн є ключовою концепцією у виробництві високопластичного бунтового прокату для ефективного виготовлення зварювального дроту з низьковуглецевих легованих сталей. Наявність твердих складників (мартенситу, бейніту або їхньої суміші) у структурі прокату є небажаною через високий ризик руйнування металу у процесі інтенсивного холодного деформування волочінням, а мінімізація їх кількості постає актуальною науково-прикладною проблемою.

2. Проведено аналіз розвитку способів охолодження горячедеформованого бунтового прокату в промислових умовах. Розглянуто конструктивні особливості та склад основного обладнання лінії Стелмор, яка наразі використовується на більшості металургійних підприємств під час виробництва бунтового прокату у всьому світі. Показано, що успішне практичне використання Стелмор-процесу обумовлене можливістю реалізації гнучкого режиму охолодження бунтового прокату у певних температурних

інтервалах фазових перетворень у сталях з метою досягнення оптимального поєднання структури та показників механічних властивостей після охолодження металу з прокатного нагрівання. Визначено ефективні шляхи вдосконалення режимів регульованого водо-повітряного охолодження гарячекатаного бунтового прокату з низьковуглецевих легованих сталей.

3. Проведено огляд наявних наукових публікацій, які стосуються деформаційного зміцнення, відновлення, міграції границь зерен, зародкоутворення та зростання зерен, що пов'язані з динамічною, метадинамічною та статичною рекристалізацією гарячедеформованого аустеніту, а також впливу вихідного розміру аустенітного зерна, температури та швидкості деформації на зазначені процеси під час високошвидкісної прокатки і післядеформаційного охолодження сталевих бунтових прокатів у промислових умовах.

4. Розвинуто подальші уявлення щодо фундаментальних положень знеміцнювального ТМО бунтового прокату з низьковуглецевих сталей у потоці сучасних технологічних ліній, що ґрунтуються на створенні специфічного структурного стану гарячедеформованого аустеніту перед початком його розпаду, який характеризується дрібним розміром зерна за рахунок розвитку динамічної рекристалізації й мінімальною щільністю дислокацій та їх упорядкуванням завдяки наступному перебігу статичного повернення та метадинамічної рекристалізації з одночасним пригніченням розвитку статичної рекристалізації. Перетворення дрібнозернистого метастабільного аустеніту за такої схеми ТМО починається за більш високих температур порівняно з крупнозернистим та у випадку низьковуглецевих легованих сталей буде супроводжуватися утворенням більшої об'ємної частки структурно-вільного фериту, меншим ступенем мікрореформації його кристалічної решітки, зменшенням твердорозчинного зміцнення завдяки зниженню концентрації вуглецю у фериті й меншою вірогідністю утворення структур бейнітного та мартенситного типу під час уповільненого охолодження бунтового прокату на транспортері лінії Стелмор. Така

концепція є головною передумовою для вирішення проблеми пластифікації бунтового прокату з низьковуглецевих легованих сталей, зокрема зварювального призначення, який у подальшому піддається холодній пластичній деформації з високими ступенями.

5. Розглянуто низку питань щодо актуальних вимог нормативної документації та специфікацій кращих світових і вітчизняних виробників гарячекатаного прокату та холоднодеформованого дроту з Cr-Mo-V сталей зварювального призначення. Визначено основні цільові показники якості відповідної металопродукції з урахуванням характеристик самих зварювальних матеріалів.

Враховуючи вищезазначене, виникає необхідність системного дослідження особливостей фазово-структурних перетворень в низьковуглецевих легованих Cr-Mo-V сталях та їх застосування до процесів знеміцнювального ТМО прокату для зниження матеріальних витрат під час виробництва зварювального дроту, що й визначає актуальність даної роботи.

У розділі 1 використані джерела [1–100]. Їх найменування наведено у загальному переліку джерел посилання.

Результати теоретичних досліджень даного розділу наведено у таких публікаціях: [23, 27, 53, 94–96, 99].

РОЗДІЛ 2

МАТЕРІАЛ І МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕНЬ

2.1 Матеріал досліджень

Для проведення досліджень обрано низьковуглецеві Cr-Mo-V сталі зварювального призначення з хімічним складом, що наведений у табл. 2.1.

Таблиця 2.1 – Хімічний склад досліджуваних сталей за результатами плавкового аналізу

Марка сталі	Вміст хімічних елементів, % ваг.								
	C	Mn	Si	Cr	Mo	V	S	P	N
CrMoV1Si	0,08	1,30	0,54	1,06	0,54	0,24	0,011	0,012	0,006
Св-08ХГСМФА	0,05	0,92	0,27	0,67	0,42	0,15	0,004	0,011	0,011
Св-08ХГ2СМФ	0,07	1,06	0,22	0,74	0,53	0,17	0,002	0,014	0,008
Св-10ХГ2СМФ	0,10	1,26	0,55	0,78	0,23	0,18	0,003	0,010	0,007

Сталь виплавлялася у промислових умовах 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 було розлито на машині безперервного лиття у заготовки із застосуванням системи електромагнітного перемішування металу в кристалізаторі. Безперервнолиті заготовки нагрівались у методичній печі з крокуючим подом до температури 1100 ± 10 °C та піддавались гарячому деформуванню в потоці безперервного прокатного стана до діаметру 5,5 мм з подальшим регульованим охолодженням прокату на лінії Стелмор (рис. 1.1). Після холодного пластичного деформування бунтового прокату волочінням також досліджувався виготовлений зварювальний дріт діаметром 3,0–1,2 мм.

Для визначення хімічного складу сталей (плавкового аналізу) були використані наступні пристрої: спектрометри ARL-3460, Spectroflame, Spectrolab-M, SPECTROMAXx, газові аналізатори LECO (O-mat 2500, H-mat 3500 і CS-mat 6250).

Контроль за температурою прокату здійснювався за допомогою стаціонарних оптичних пірометрів LAND M2 (похибка вимірювання $\pm 9,0$ °C). Контроль температури прокату в місцях відсутності стаціонарних пристроїв здійснювався за допомогою ручного інфрачервоного пірометра BENETECH GM1650 (похибка вимірювання $\pm 1,5$ %).

2.2 Методика досліджень

Відбір та підготовка зразків.

Відбір зразків від бунтового прокату для всіх видів випробувань проводили від заднього кінця бунтів після видалення не менше 5 витків з метою забезпечення відповідності режиму охолодження металу заданим параметрам. Зразки холоднодеформованого зварювального дроту для механічних випробувань вирізали від задніх кінців мотків після видалення не менше 3 м дроту.

Перед металографічними дослідженнями поверхню зразків шліфували з поступовим зменшенням зернистості абразиву, полірували та протравлювали у 4 %-му спиртовому розчині азотної кислоти (ніталі).

Для дослідження у лабораторних умовах перебігу фазово-структурних перетворень з гарячекатаного бунтового прокату шляхом механічного оброблення виготовляли циліндричні дилатометричні зразки діаметром 2 мм і довжиною 76 мм, а для гарячого осаджування використовували зразки діаметром 5,5 мм і довжиною 10 мм, вирізані безпосередньо з прокату.

Механічні випробування.

Механічні властивості бунтового прокату та холоднодеформованого дроту визначалися на натурних зразках (без механічного оброблення)

відповідно до ДСТУ ISO 6892-1:2019 «Металеві матеріали. Випробування на розтяг. Частина 1. Метод випробування за кімнатної температури» на розривних машинах Р-20М2 (Україна, рис. 2.1), Instron TTDM-5004 (США), Amsler 1033 (Німеччина).



Рисунок 2.1 – Розривна гідравлічна машина Р-20М2

Твердість за Віккерсом та мікротвердість сталі визначали за допомогою твердомірів ZwickRoell DuraScan 10 Lite (Німеччина), Leeb LHVS-1000Z (КНР) та FALCON 400G2O3 (Нідерланди) відповідно до ДСТУ ISO 6507-1:2007 «Матеріали металеві. Визначення твердості за Віккерсом. Частина 1. Метод випробування». Середній показник мікротвердості розраховували за середнім арифметичним значенням, яке визначалося за результатами не менше 10 вимірювань із навантаженням 0,981 Н ($HV_{0,1}$) на одній умовній лінії у площині шліфа з однаковою відстанню між місцями вдавлювання індентора. Мікротвердість окремих структурних складників визначали за результатами не менше 3 вимірювань із навантаженням 0,196 Н ($HV_{0,02}$).

Металографічний аналіз.

Для проведення металографічного аналізу були залучені оптичний мікроскоп Zeiss Axiovert 200M MAT (Німеччина, рис. 2.2, а) і растровий

електронний мікроскоп з польовою емісією Jeol JAMP-9500F (Японія, рис. 2.2, б). Під час електронномікроскопічного аналізу енергія первинного електронного пучка становила 10 кеВ зі струмом 0,5 нА, вакуум у камері аналізу підтримувався у межах $5 \cdot 10^{-8}$ – $1 \cdot 10^{-5}$ Па.



а



б

Рисунок 2.2 – Загальний вигляд оптичного мікроскопу Zeiss Axiovert 200M МАТ (а) та растрового електронного мікроскопу Jeol JAMP-9500F (б)

Оцінювання мікроструктури виконували відповідно до ДСТУ 9074:2021 «Сталь. Еталони мікроструктури» і ДСТУ 8972:2019 «Сталі та сплави. Методи виявлення та визначення величини зерна». Об'ємну частку структурних складників визначали точковим методом (метод полів А. Глаголева) [101].

Дослідження фазових і структурних перетворень в сталях.

Щоб дослідити фазове перетворення у твердому стані необхідно зареєструвати його еволюцію в залежності від температури та часу. Це ґрунтується на моніторингу певної фізичної властивості, пов'язаної з різними фазовими станами металевого матеріалу. Прикладами фізичних властивостей, що контролюються для вивчення перетворень, є: геометричні розміри, питомий електричний опір, ентальпія (теплота, що виділяється або поглинається), намагніченість, твердість тощо [102]. Для проведення кількісного аналізу фізичні властивості трансформують у ступінь реалізації

перетворення (або об'ємну частку фази, що зазнала перетворення). Коли об'ємна частка фази, що зазнала перетворення, відображається в залежності від температури або часу, формується крива перетворення, яку можна проаналізувати для отримання певної інформації про механізми самого перетворення. Особливий інтерес становлять два типи кінетичного аналізу: аналіз за безперервної зміни температури й ізотермічний аналіз. Аналіз за безперервної зміни температури передбачає нагрівання або охолодження зразка з регульованою швидкістю, а досліджувана фізична властивість реєструється як функція температури.

Розширення металу являє собою безперервну або переривчасту зміну об'єму кристалічної решітки, обумовлену зміною температури або фазовим перетворенням. Ця фізична природа робить дилатометричний аналіз потужним методом вивчення протікання фазових перетворень у металевих сплавах [103–105]. Дилатометричні дані, виміряні чутливим високошвидкісним дилатометром поєднаним з термічним симулятором, можуть надати докладну інформацію щодо характеристик теплового розширення та зміни середнього об'єму кристалічної решітки під час перетворення [106]. Використовуючи спеціальні моделі аналізу, можна визначити динаміку розвитку фазових перетворень як функцію температури або часу з дилатометричної кривої, а ретельний аналіз дилатометричних даних забезпечує кореляцію *in situ* з мікроструктурними механізмами, що реалізуються у матеріалі [107].

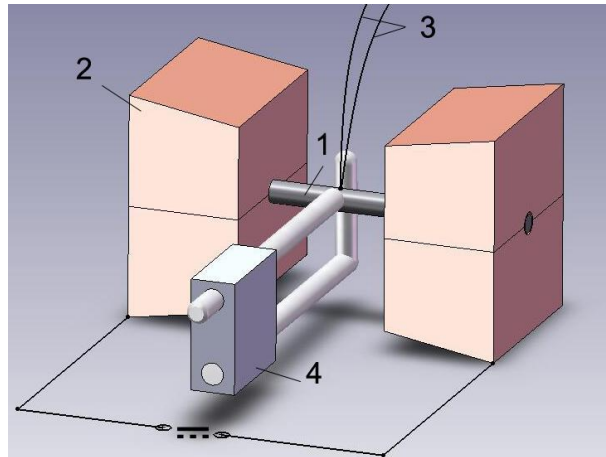
Дослідження фазово-структурних перетворень проводили із залученням автоматизованої динамічної системи моделювання (імітації) термодформаційного стану металів Gleeble 3800 (США), показаної на рис. 2.3. Ця система дозволяє відтворювати заданий термічний цикл шляхом нагрівання металевого зразка пропусканням через нього постійного електричного струму та наступного регульованого охолодження у широкому діапазоні швидкостей.



Рисунок 2.3 – Загальний вигляд дослідницького комплексу Gleeble 3800

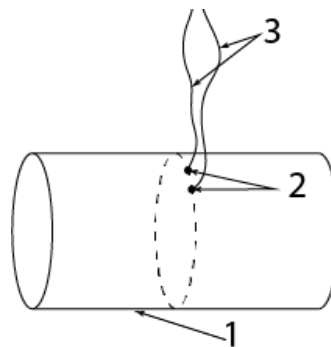
Нагрівання зразка 1 (рис. 2.4) здійснювалося за рахунок джоулевого тепла. Охолодження зразка відбувалося теплопровідністю завдяки використанню спеціальних мідних затискачів 2, що охолоджувалися водою. Ці ж затискачі виконували функцію струмопідводу. Затискачі переміщувалися вільно один від одного по поздовжній направляючій, що дозволяло уникнути виникнення термічних деформацій у ході відтворення термічного циклу. Відтворення заданого термічного циклу виконувалось автоматичним регулюванням потужності нагрівання. У якості органу зворотного зв'язку використовувалась термопара 3. Частота опитування показників термопари та частота корегування потужності нагрівання складала 100 Гц. Високошвидкісний дилатометр 4 розташовувався так, щоб вісь вимірювання співпадала з круговим перетином циліндричного зразка, на якому знаходяться точки приварювання термопари.

Комплекс Gleeble 3800 налаштований на використання хромель-алюмелівої термопари (у закордонній літературі – тип К) діаметром 0,0245 мм, що приварюється контактним стиковим зварюванням, без спаю, окремо кожний дріт до зразка для зниження теплової інерційності вимірювальної системи. Точки приварювання термопарних дротів повинні знаходитися на круговому перетині циліндричного зразка (рис. 2.5, пунктирна лінія).



1 – металевий зразок; 2 – мідні затискачі, що охолоджуються;
3 – термопара; 4 – дилатометр

Рисунок 2.4 – Принципова схема проведення дилатометричного випробування на комплексі Gleeble 3800

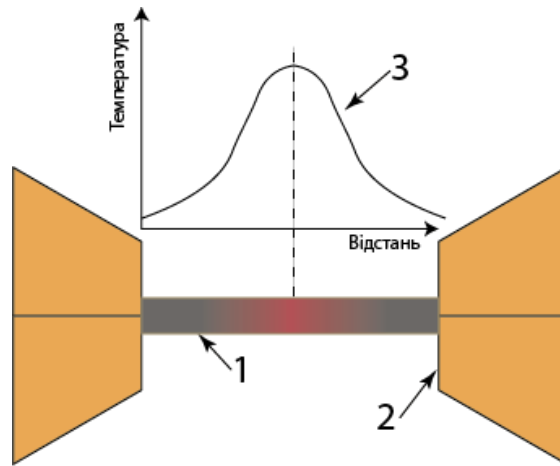


1 – металевий зразок; 2 – точки приварювання термопарних дротів;
3 – термопари

Рисунок 2.5 – Схематичне зображення вибору місця для підготовки металографічних шліфів на досліджуваних циліндричних зразках (позначене пунктирною лінією)

Характер розподілу температур під час нагрівання зразка на комплексі Gleeble 3800 є нерівномірним відносно його повздовжньої вісі (рис. 2.6). Завдяки циліндричній формі зразка круговий перетин має однакову температуру – ізотермічний перетин. Зазначена ширина зони ізотермічного перетину ~ 1 мм. Тому під час виготовлення металографічних шліфів

орієнтувалися на точку приварення термопари, як показано на рис. 2.5, бо саме цьому ізотермічному перетину відповідала мікроструктура, що є характерною для заданого термічного циклу.



1 – металевий зразок; 2 – мідні затискачі, що охолоджуються; 3 – епюра розподілу температури під час нагрівання циліндричного зразка

Рисунок 2.6 – Характер нагрівання металевого циліндричного зразка на комплексі Gleeble 3800

Характер кривих охолодження для обраних термічних циклів задавався у відповідності до закону Ньютона-Ріхмана, що описує охолодження тіла за рахунок тепловіддачі. Загальна математична залежність, на засадах якої проводився розрахунок термічних циклів на етапі охолодження, має вигляд:

$$T(t) = T_{\text{серед}} + (T_{\text{макс}} - T_{\text{серед}})e^{-rt}, \quad (2.1)$$

де $T(t)$ – температура в момент часу t ; $T_{\text{серед}}$ – температура середовища; $T_{\text{макс}}$ – максимальна температура нагрівання чи початкова температура охолодження; r – завжди позитивна константа, що пов'язана з теплоємністю матеріалу й у даному випадку визначає швидкість охолодження.

Головним завданням під час аналізу дилатометричних даних для побудови термодинамічної діаграми є визначення температурних точок початку та кінця фазового перетворення на дилатограмі. Дилатограма є

графіком залежності зміни лінійного розміру металевого зразка від температури (рис. 2.7). Умовно лінійні частини дилатограми у даному випадку відповідають закону теплового розширення для аустеніту та фериту відповідно. Перегин на дилатограмі відповідає фазовому перетворенню.

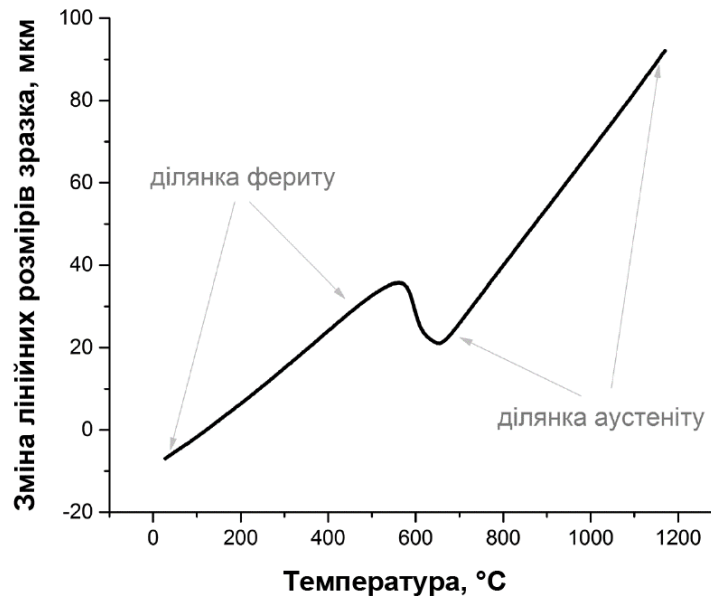
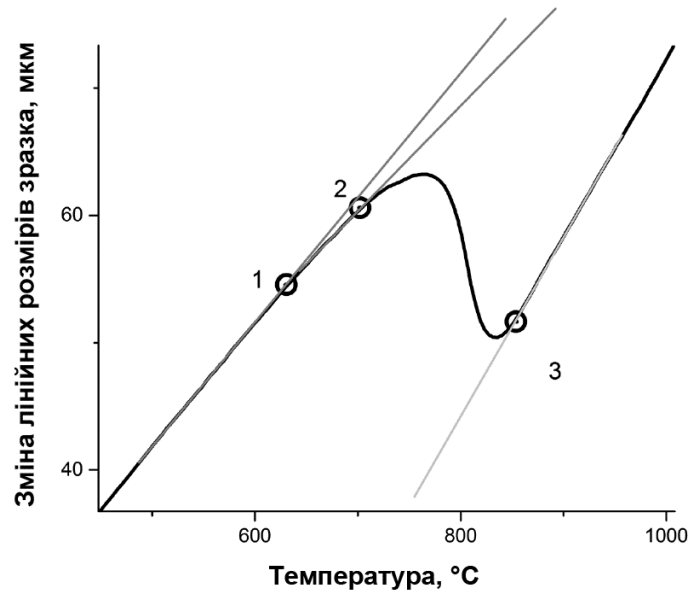


Рисунок 2.7 – Типовий вигляд дилатограми при охолодженні

Класичний метод визначення температур початку та кінця перетворення на дилатограмі – це метод дотичних. Цей метод графічного аналізу передбачає проведення дотичних до умовно лінійних ділянок дилатограми, що передують перетворенню та слідує після його закінчення. З точки зору методики визначення температурних точок початку та кінця фазового перетворення – це визначення температур, де об'ємний ефект від фазового перетворення кристалічної структури починає превалювати над ефектом об'ємного термічного розширення, тобто температур, де дотична буде суттєво відхилятися від кривої дилатограми, як показано на рис. 2.8. Проте значення коефіцієнту термічного розширення зі зміною температури змінюється за складною залежністю, що часто ускладнює визначення умовно лінійних ділянок на дилатограмі, які передують чи слідує за перетворенням.



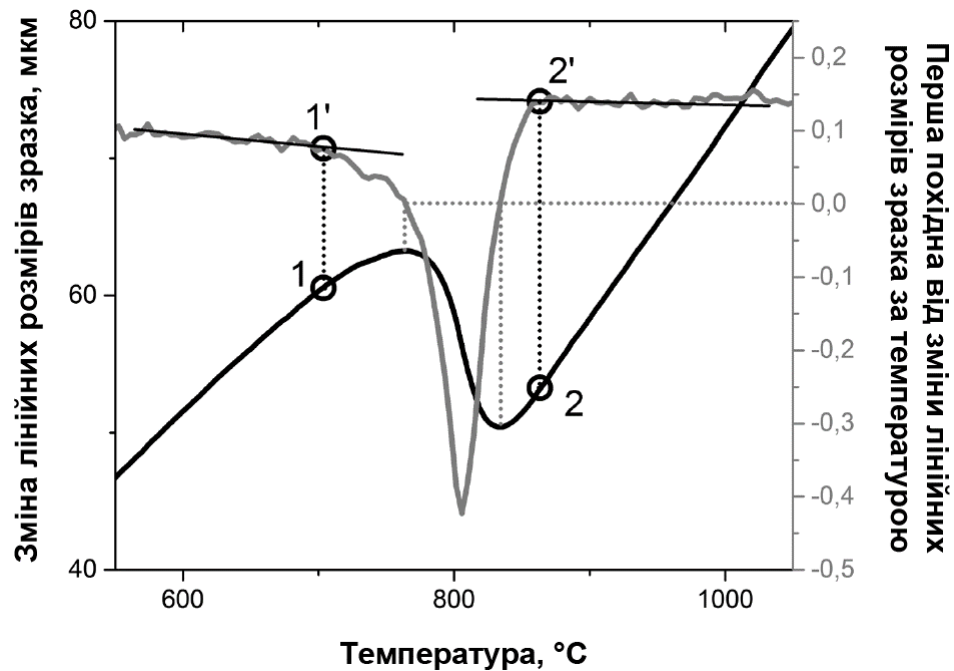
1, 2 – можливі температури початку перетворення;

3 – однозначна температура кінця перетворення

Рисунок 2.8 – Схема визначення критичних температур методом дотичних на дилатограмі етапу нагрівання

Для уточнення критичних температур, які були визначені за методом дотичних, у роботі було використано метод диференційного аналізу дилатометричних даних. Сутність методу полягає у тому, що дилатометричні дані підлягають диференціації за температурою і дотичні проводять на графіку у вигляді першої похідної від зміни розміру зразка за температурою (рис. 2.9). Аналіз дилатометричних даних, які представлені у такому вигляді, дозволив з більшою точністю визначити критичні температури фазових перетворень.

Для дослідження впливу температурно-деформаційних параметрів ТМО на структуру та механічні властивості сталей зразки нагрівали у лабораторній муфельній печі СНО 12/1300 (Україна), оснащень термопарою типу «S» для вимірювання температури, високоточним цифровим мікропроцесорним регулятором температурного режиму Omron з функцією самоналаштування та ручного ПІД-налаштування. Ударне осаджування зразків проводили на кувальному молоті МА4129.



1, 1' – температура початку фазового перетворення;

2, 2' – температура кінця фазового перетворення

Рисунок 2.9 – Диференційний аналіз дилатограми на етапі нагрівання

Рентгеноспектральний мікроаналіз і Оже-електронна спектроскопія.

Рентгеноспектральний мікроаналіз (РСМА) і Оже-електронна спектроскопія (ОЕС) є взаємодоповнювальними методами, які дають змогу детально визначати хімічний склад окремих структурних складників сталі – фаз, виділень, границь зерен та зон локальної концентрації легувальних елементів [108].

Застосування РСМА дозволяє з високою точністю визначати вміст основних легувальних елементів (окрім вуглецю) в різних структурних складниках сталі, має достатню мікронну просторову роздільну здатність (~ 1–2 мкм) та ідентифікує інтегральний хімічний склад об'єму, збудженого електронним пучком. До головного недоліку цього методу можна віднести проблему з достовірним визначенням вмісту хімічних елементів періодичної таблиці з малою атомною масою [109].

До переваг ОЕС слід віднести високу точність визначення вмісту легких елементів періодичної таблиці, зокрема С, N, О (там, де РСМА менш інформативний), та нанометричну просторову роздільну здатність [110].

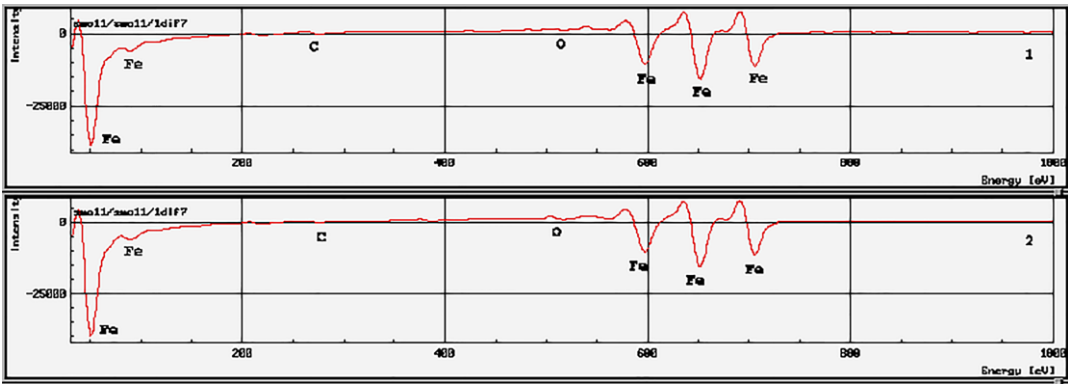
Дослідження методами РСМА та ОЕС проводили на Оже-мікросонді Jeol JAMP-9500F (рис. 2.2, б), укомплектованому рентгенівським енергодисперсійним спектрометром INCA Penta FETx3 (Oxford Instruments, Великобританія). Енергія первинного електронного пучка становила 10 кеВ зі струмом 0,5 нА для методу РСМА і струмом 10 нА для методу ОЕС. Перед проведенням дослідження поверхня металографічних шліфів додатково очищувалася безпосередньо у камері аналізу приладу шляхом травлення іонами аргону з енергією 2 кеВ протягом 10 хв., вакуум у камері аналізу підтримувався у межах $5 \cdot 10^{-8}$ – $1 \cdot 10^{-5}$ Па. Оже-спектри реєструвалися з енергетичним розрізненням $\Delta E/E = 0,6 \%$ (де ΔE – мінімальна різниця енергій електронів, яку система здатна розрізнити; E – енергія сигналу, що реєструється, відповідної Оже-лінії).

Вміст вуглецю в структурних складниках досліджуваних сталей визначали методом ОЕС, інших легувальних елементів – методом РСМА (рис. 2.10). Усереднені значення вмісту хімічних елементів визначали як середнє арифметичне мінімум трьох вимірювань.

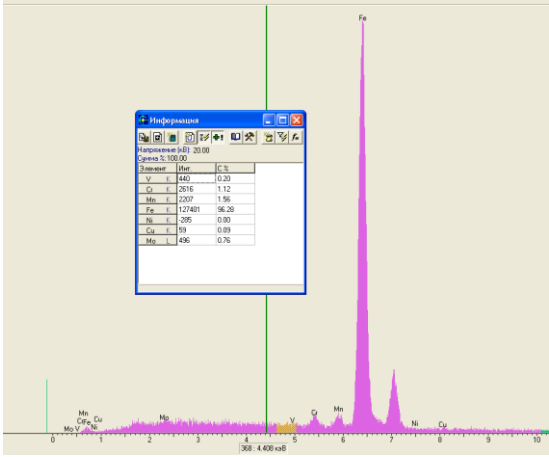
Додаткові методи дослідження.

Кількість окалини на поверхні гарячекатаного бунтового прокату визначалась за методикою ДСТУ 3683-98 «Катанка сталевих канатів. Технічні умови» (Додаток Б).

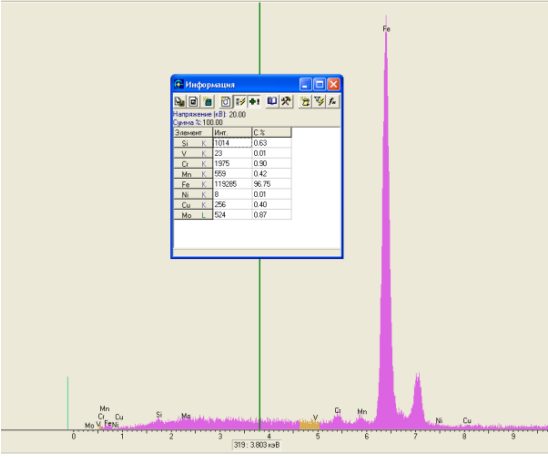
Математичне моделювання та статистичне оброблення експериментальних даних проводили з використанням персонального комп'ютера із залученням програмних пакетів Microsoft Excel та OriginPro.



а



б



в

Рисунок 2.10 – Типові Оже-спектри, що відповідають мартенситним ділянкам (а), та характерні РСМА-спектри мартенситу (б) і фериту (в) у сталі CrMoV1Si

Висновки до розділу 2

Наведено хімічний склад досліджуваних сталей, опис застосованих методів і методик, а також перелік приладів і обладнання, які використані під час проведення досліджень.

У розділі 2 використані джерела [101–110]. Їх найменування наведено у загальному переліку джерел посилання.

РОЗДІЛ 3

ЗАКОНОМІРНОСТІ КІНЕТИКИ ПЕРЕТВОРЕНЬ АУСТЕНІТУ ТА ОСОБЛИВОСТІ ПРОЦЕСІВ СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ПІД ЧАС ОХОЛОДЖЕННЯ СТАЛІ CrMoV1Si

3.1 Дослідження кінетики розпаду аустеніту за безперервного охолодження, побудова термокінетичної та структурної діаграм

Сучасні вимоги до властивостей металевих матеріалів, що використовують у будівельній, машинобудівній, енергетичній та металовиробній галузях промисловості, обумовлюють необхідність керованого управління процесами структуроутворення на завершальній стадії термічного оброблення прокату. Особливе місце у цьому контексті посідають леговані сталі, які внаслідок сумісної дії легувальних елементів, порівняно зі звичайними вуглецевими, відрізняються більш складним перебігом фазово-структурних перетворень. Дієвим способом вивчення та прогнозування структурних змін у сталях під час охолодження є побудова спеціальних діаграм, як за результатами фізичного, так і за допомогою сучасних методів комп'ютерного моделювання [111–114]. Традиційно вони поділяються на два основних типи: термокінетичні діаграми (ТКД) перетворень під час безперервного охолодження та ізотермічні діаграми перетворень під час витримування за певної постійної температури [114–116]. Зазначені типи діаграм дозволяють визначити температурно-швидкісні інтервали, у яких розпад метастабільного аустеніту відбувається за різними механізмами, що зі свого боку дає змогу оцінити вплив хімічного складу та параметрів охолодження на формування кінцевої структури сталі. Очевидно, що ТКД є найбільш зручними для практичного використання, оскільки надають розуміння про кінетику розпаду аустеніту та дозволяють достовірно визначити температурні інтервали фазово-структурних перетворень за

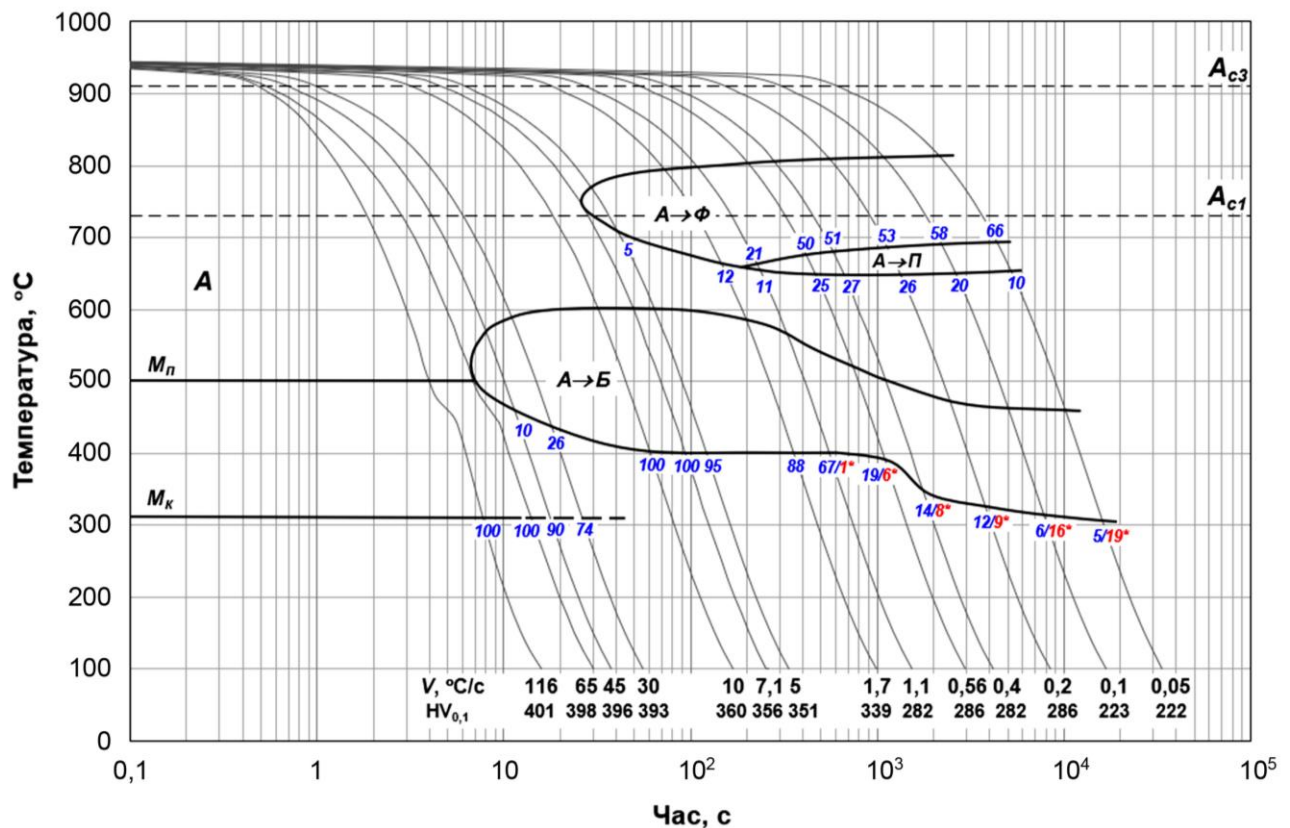
швидкостей охолодження, які зазвичай відповідають промисловим умовам на завершальному етапі термічного оброблення металовиробів [117].

Наразі у науковій літературі відсутня інформація щодо перебігу фазово-структурних перетворень під час безперервного охолодження низьковуглецевих Cr-Mo-V сталей зварювального призначення, яка була б узагальнена у вигляді ТКД. У зв'язку з цим доцільно дослідити закономірності кінетики розпаду метастабільного аустеніту та встановити особливості формування структури типового представника сімейства досліджуваних матеріалів – сталі CrMoV1Si (хімічний склад наведено у табл. 2.1), у широкому інтервалі швидкостей безперервного охолодження від температури аустенітизації 950 °C, яка відповідає найбільш поширеній у металургійній практиці температурі завершення стадії водяного охолодження бунтового прокату зварювального призначення на сучасних лініях Стелмор [2, 97].

Зразки діаметром 2 мм і довжиною 76 мм піддавали термічним циклам на автоматизованій системі імітування термодетформаційних процесів Gleeble 3800, як докладно описано у підрозділі 2.1. Термічний цикл включав нагрівання зразків до температури повної аустенітизації 950 °C зі швидкістю 0,5 °C/c, витримування за цієї температури протягом 210 с та регламентоване безперервне охолодження у широкому інтервалі швидкостей 116–0,05 °C/c до кімнатної температури.

Результати досліджень кінетики розпаду метастабільного аустеніту сталі CrMoV1Si узагальнено на рис. 3.1 у вигляді ТКД. Під кривими охолодження наведено цифри, які вказують на швидкість безперервного охолодження (V) та середню мікротвердість досліджуваної сталі ($HV_{0,1}$). Цифри біля перетину кривих охолодження та ліній закінчення фазових перетворень вказують на об'ємну частку (у % об.) відповідних структурних складників в сталі після завершення охолодження. У значеннях, які наведено через дріб, у чисельнику вказано об'ємну частку бейніту (позначено синім кольором), а у знаменнику – об'ємну частку ділянок структури із аномально

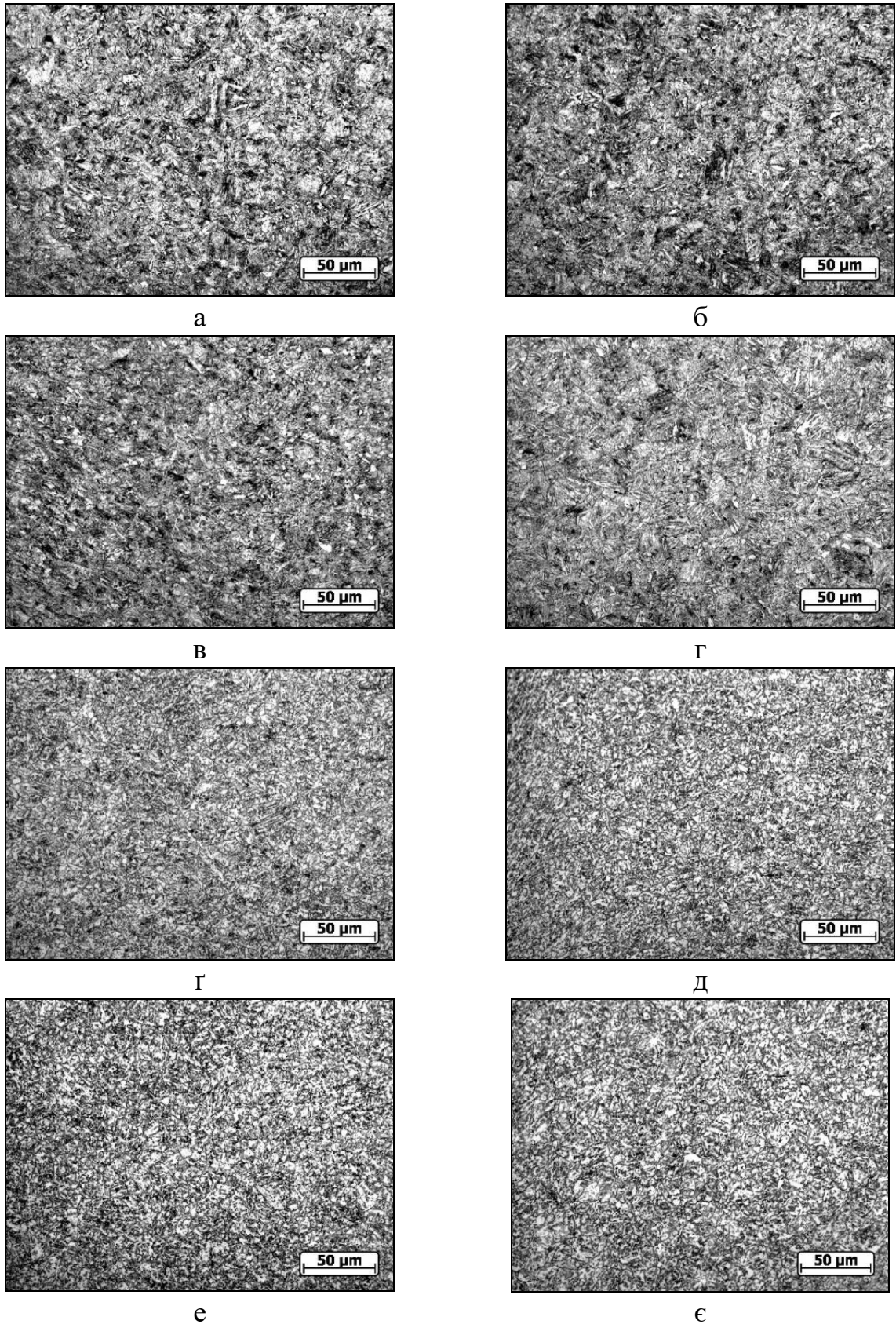
високою мікротвердістю (позначено червоним кольором). Критичні температури A_{c1} та A_{c3} сталі CrMoV1Si визначено як середнє арифметичне за результатами трьох вимірювань під час нагрівання зі швидкістю $0,5\text{ }^{\circ}\text{C/s}$, значення яких склали $730\text{ }^{\circ}\text{C}$ і $910\text{ }^{\circ}\text{C}$ відповідно.



A – аустеніт; Φ – ферит; П – перліт; Б – бейніт

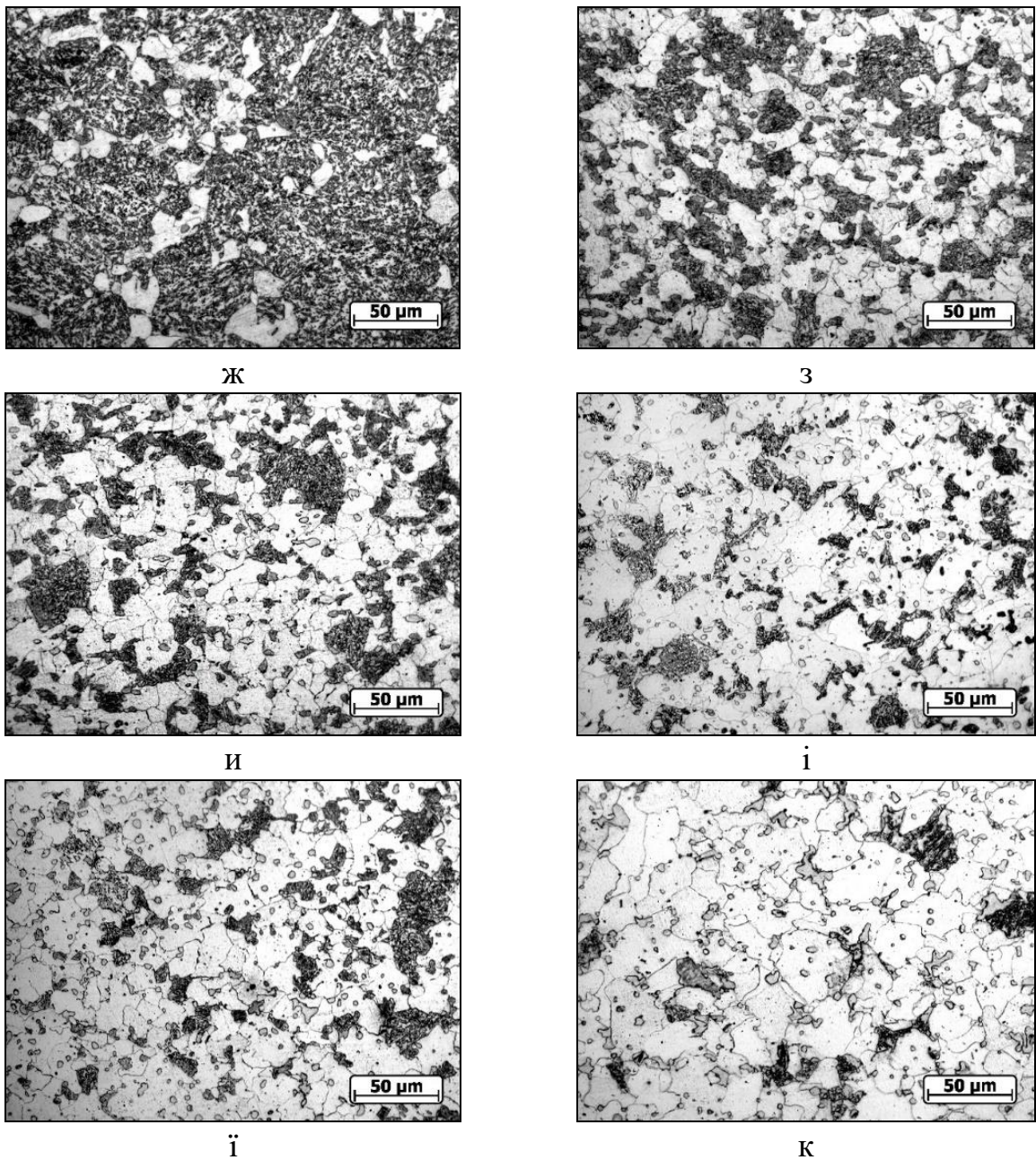
Рисунок 3.1 – ТКД перетворень метастабільного аустеніту сталі CrMoV1Si

За швидкостей охолодження більше $65\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ метастабільний аустеніт перетворюється виключно за зсувним механізмом на мартенсит. За швидкостей охолодження $116\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ і $65\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ утворення атермічного мартенситу в сталі CrMoV1Si починається за температури $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ (критична температура M_n), у процесі подальшого охолодження виділяється істотна кількість теплоти фазового перетворення, що призводить до появи характерного перегину на кривих охолодження. У температурному інтервалі $305\text{--}310\text{ }^{\circ}\text{C}$ (критична температура M_k) розпад переохолодженого аустеніту завершується, а структура сталі складається з мартенситу 3–5 балу за шкалою 3 ДСТУ 9074:2021 (рис. 3.2, а, б). Середній показник мікротвердості сталі



а – 116; б – 65; в – 45; г – 30; ґ – 10; д – 7,1; е – 5; є – 1,7; ж – 1,1; з – 0,56;
и – 0,4; і – 0,2; ї – 0,1; к – 0,05

Рисунок 3.2 – Структура сталі CrMoV1Si після нагрівання до температури 950 °C та наступного безперервного охолодження з різними швидкостями (γ °C/c)



Продовження рисунка 3.2

після охолодження зі швидкостями 116 °C/c та 65 °C/c становить 401 HV_{0,1} та 398 HV_{0,1} відповідно.

Після переходу через граничне значення (швидкість охолодження 65 °C/c) охолодження досліджуваної сталі зі швидкостями 45 °C/c і 30 °C/c призводить до розпаду аустеніту за змішаним зсувно-проміжним механізмом: у інтервалі температур 589–436 °C утворюється бейніт, а під час подальшого охолодження до температури 310 °C аустеніт перетворюється на мартенсит. За швидкості охолодження 45 °C/c структура сталі складається з 10 %

бейніту та 90 % мартенситу (рис. 3.2, в), а середній показник мікротвердості становить $396\text{ HV}_{0,1}$. За швидкості охолодження $30\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ структура сталі складається з 26 % бейніту та 74 % мартенситу (рис. 3.2, г). Середній показник мікротвердості сталі після охолодження становить $393\text{ HV}_{0,1}$. Діапазон зміни значень мікротвердості сталі за швидкостей охолодження $45\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ і $30\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ складає $351\text{--}473\text{ HV}_{0,1}$.

За швидкостей охолодження $10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ та $7,1\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ аустеніт розпадається виключно за проміжним механізмом з утворенням бейніту (рис. 3.2, г, д). Середній показник мікротвердості сталі після охолодження становить $360\text{ HV}_{0,1}$ та $356\text{ HV}_{0,1}$ відповідно.

Після переходу через граничне значення під час охолодження досліджуваної сталі зі швидкостями менше $7,1\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ бейнітному перетворенню передують утворення поліедричного фериту. За швидкості охолодження $5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ розпад аустеніту відбувається з утворенням фериту та бейніту в інтервалі температур $773\text{--}713\text{ }^{\circ}\text{C}$ та $598\text{--}400\text{ }^{\circ}\text{C}$ відповідно. За цих умов у інтервалі температур $713\text{--}598\text{ }^{\circ}\text{C}$ спостерігається зупинка фазових перетворень. Структура сталі складається з 5 % фериту ($261\text{ HV}_{0,02}$) та 95 % бейніту ($354\text{ HV}_{0,02}$) (рис. 3.2, е). Середній показник мікротвердості сталі становить $351\text{ HV}_{0,1}$. Діапазон зміни значень мікротвердості сталі після охолодження зі швидкістю $5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ складає $274\text{--}383\text{ HV}_{0,1}$.

За швидкості охолодження $1,7\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ розпад аустеніту відбувається за дифузійним механізмом у інтервалі температур $794\text{--}665\text{ }^{\circ}\text{C}$, а подальше охолодження обумовлює перетворення аустеніту за проміжним механізмом у інтервалі температур $586\text{--}400\text{ }^{\circ}\text{C}$. За цих умов у інтервалі температур $665\text{--}586\text{ }^{\circ}\text{C}$ фіксується зупинка фазових перетворень. Структура сталі складається з 12 % фериту ($259\text{ HV}_{0,02}$) та 88 % бейніту ($325\text{ HV}_{0,02}$) (рис. 3.2, є). Середній показник мікротвердості сталі становить $339\text{ HV}_{0,1}$.

За швидкості охолодження $1,1\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ аустеніт починає розпадатися за температури $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ з утворенням в структурі сталі 21 % фериту ($250\text{ HV}_{0,02}$), 11 % перліту ($304\text{ HV}_{0,02}$), 67 % бейніту ($316\text{ HV}_{0,02}$) та 1 % окремих дрібних

ділянок сфероподібної форми з аномально високою мікротвердістю ($722 \text{ HV}_{0,02}$), які мають іншу травимість порівняно з феритними зернами (рис. 3.2, ж). За цих умов у інтервалі температур $656\text{--}563^\circ\text{C}$ спостерігається зупинка фазових перетворень. Середній показник мікротвердості сталі становить $282 \text{ HV}_{0,1}$.

За швидкості охолодження $0,56^\circ\text{C}/\text{с}$ початок розпаду аустеніту спостерігається за температури 802°C з утворенням у структурі сталі 50 % поліедричного фериту ($236 \text{ HV}_{0,02}$), 25 % перліту ($302 \text{ HV}_{0,02}$), 19 % бейніту ($321 \text{ HV}_{0,02}$) та 6 % окремих ділянок з аномально високою мікротвердістю ($725\text{--}805 \text{ HV}_{0,02}$) у вигляді рівномірно розподілених у площині шліфа дрібних зерен сфероподібної форми, які розташовуються переважно на границях феритних зерен та в деяких випадках всередині них (рис. 3.2, з). За цих умов абсолютна різниця між верхньою та нижньою температурами в інтервалі зупинки фазових перетворень ($650\text{--}520^\circ\text{C}$) зростає порівняно зі швидкістю охолодження $1,1^\circ\text{C}/\text{с}$. Середній показник мікротвердості сталі становить $286 \text{ HV}_{0,1}$.

За швидкості охолодження $0,4^\circ\text{C}/\text{с}$ аустеніт починає розпадатися за температури 806°C з утворенням в структурі сталі 51 % фериту ($231 \text{ HV}_{0,02}$), 27 % перліту ($295 \text{ HV}_{0,02}$), 14 % бейніту ($335 \text{ HV}_{0,02}$) та 8 % окремих сфероподібних зерен з аномально високою мікротвердістю ($730\text{--}818 \text{ HV}_{0,02}$), рис. 3.2, и. За цих умов температурний інтервал зупинки фазових перетворень ($648\text{--}501^\circ\text{C}$) продовжує розширюватися порівняно зі швидкістю охолодження $0,56^\circ\text{C}/\text{с}$. Середній показник мікротвердості сталі становить $282 \text{ HV}_{0,1}$.

За швидкості охолодження $0,2^\circ\text{C}/\text{с}$ розпад аустеніту відбувається за дифузійним механізмом у інтервалі температур $810\text{--}650^\circ\text{C}$ з утворенням в структурі сталі 53 % фериту ($218 \text{ HV}_{0,02}$), 26 % перліту ($286 \text{ HV}_{0,02}$). У інтервалі температур $650\text{--}469^\circ\text{C}$ фазові перетворення не відбуваються, а нижче 469°C розпад аустеніту відновлюється з подальшим утворенням 12 % бейніту ($321 \text{ HV}_{0,02}$) та 9 % окремих зерен з аномально високою

мікротвердістю (731–842 HV_{0,02}), рис. 3.2, і. Середній показник мікротвердості сталі становить 237 HV_{0,1}.

За швидкості охолодження 0,1 °C/с аустеніт починає розпадатися за температури 813 °C з утворенням в структурі сталі 58 % фериту (209 HV_{0,02}), 20 % перліту (279 HV_{0,02}), 6 % бейніту (318 HV_{0,02}) та 16 % зерен з високою мікротвердістю (745–868 HV_{0,02}), рис. 3.2, ї. За цих умов продовжується розширення температурного інтервалу зупинки фазових перетворень (653–463 °C) порівняно зі швидкістю охолодження 0,2 °C/с. Середній показник мікротвердості сталі становить 226 HV_{0,1}.

За швидкості охолодження 0,05 °C/с початок фазових перетворень спостерігається за температури 815 °C з утворенням в структурі сталі 66 % фериту (203 HV_{0,02}), 10 % перліту (273 HV_{0,02}), 5 % бейніту (304 HV_{0,02}) та 19 % зерен із аномально високою мікротвердістю (758–897 HV_{0,02}), рис. 3.2, к. За таких умов температурний інтервал зупинки фазових перетворень (648–501 °C) досягає максимальної величини порівняно з діапазоном швидкостей охолодження 1,1–0,1 °C/с. Середній показник мікротвердості сталі становить 222 HV_{0,1}.

Виявлені засобами оптичної мікроскопії окремі ділянки з аномально високою мікротвердістю (722–897 HV_{0,02}) у вигляді рівномірно розподілених у площині шліфа дрібних зерен сфероподібної форми, які розташовуються переважно на границях феритних зерен та в деяких випадках і всередині них, можна попередньо класифікувати, як мартенсит. Схожі результати було отримано авторами робіт [118, 119], в яких спостерігалася подібна морфологія мартенситу в структурі бунтового прокату зі сталі зварювального призначення із близькою системою легування.

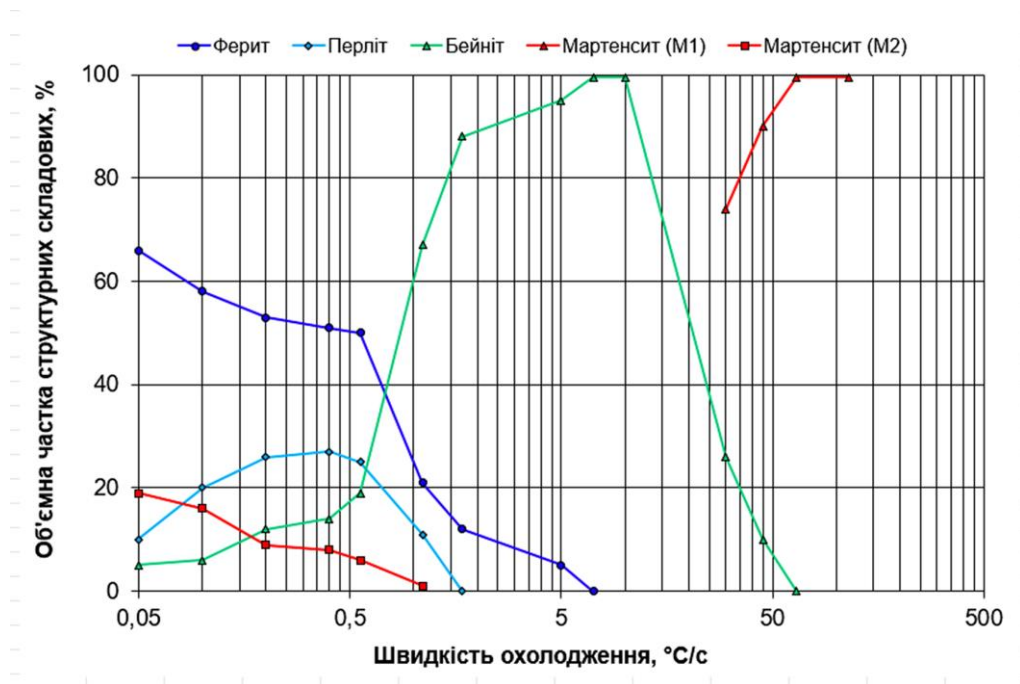
Відомо, що у зварних з'єднаннях та зонах термічного впливу сталевих виробів за певних умов охолодження й при відповідному хімічному складі металу може відбуватися утворення так званих «мікрофаз» [120–123] або МАК-фаз [124–126], які характеризуються високою мікротвердістю. Такі структурні складники являють собою суміш мартенситу, виродженого

перліту, карбідів і залишкового аустеніту у різних комбінаціях. Водночас формування зазначених структурних складників спостерігається лише за умови порівняно швидкого охолодження металу після завершення зварювання, що цілковито відповідає загальноприйнятим уявленням про процеси структуроутворення в легованих сталях.

Якщо збільшення об'ємної частки фериту та зменшення вмісту перліту й бейніту зі зниженням швидкості безперервного охолодження сталі CrMoV1Si з аустенітної області добре узгоджується із сучасними положеннями класичної теорії термічного оброблення, то зростання кількості утворюваного мартенситу за тих самих умов виявилось неочікуваним результатом. Проте схожий за сутністю результат отримано авторами роботи [127], які спостерігали збільшення кількості мартенситно-аустенітних ділянок в структурі низьковуглецевої сталі під час уповільненого охолодження після гарячого деформування.

Як було зазначено, аналіз сучасної наукової літератури з вивчення процесів структуроутворення у низьковуглецевих Cr-Mo-V сталях засвідчив відсутність досліджень щодо встановлення впливу швидкості уповільненого безперервного охолодження на перебіг фазово-структурних перетворень з метою забезпечення максимальної пластифікації прокату. За результатами металографічного аналізу закономірностей та особливостей кінетики перетворень метастабільного аустеніту в широкому інтервалі швидкостей безперервного охолодження, включно з уповільненим охолодженням, отримані дані систематизовано у вигляді структурної діаграми для досліджуваної сталі CrMoV1Si (рис. 3.3).

У відповідності до наведеної графічної залежності встановлено наступні закономірності та особливості фазово-структурних перетворень сталі CrMoV1Si під час безперервного охолодження з різними швидкостями від температури аустенітизації 950 °C:



$M1$ – об'ємна частка мартенситу, який утворюється під час охолодження зі швидкостями 116–30 °C/c; $M2$ – об'ємна частка мартенситу, який утворюється під час охолодження зі швидкостями 1,1–0,05 °C/c

Рисунок 3.3 – Структурна діаграма кінетики перетворень аустеніту сталі CrMoV1Si під час безперервного охолодження

- верхня критична швидкість охолодження – мінімальна швидкість, за якої розпад аустеніту відбувається виключно за зсувним механізмом з утворенням у структурі сталі мартенситу ($M1$) – відповідає значенню 65 °C/c;
- нижня критична швидкість охолодження – мінімальна швидкість, за якої розпад аустеніту відбувається виключно за проміжним механізмом з утворенням у структурі сталі бейніту – відповідає значенню 7,1 °C/c;
- у інтервалі швидкостей охолодження 65–7,1 °C/c аустеніт досліджуваної сталі розпадається за зсувно-проміжним або проміжним механізмами з утворенням у структурі сталі бейніту та мартенситу в різних співвідношеннях;
- у інтервалі швидкостей охолодження 7,1–1,1 °C/c розпад аустеніту відбувається за дифузійно-проміжним механізмом з утворенням в структурі

сталі переважно бейніту, а також фериту та перліту у різних співвідношеннях;

- у інтервалі швидкостей охолодження $1,1-0,05$ °C/c розпад аустеніту відбувається за складним дифузійно-проміжно-зсувним механізмом з утворенням в структурі сталі переважно фериту та перліту, а також бейніту та високотвердого мартенситу ($M2$) у різних співвідношеннях. За цих умов з уповільненням швидкості безперервного охолодження менше $1,1$ °C/c об'ємна частка мартенситу в структурі сталі та ширина температурного інтервалу зупинки фазових перетворень суттєво зростають.

Враховуючи викладене, визначення природи утворення мартенситу $M2$ з аномально високою твердістю потребувало проведення додаткових досліджень із застосуванням методів растрової електронної мікроскопії (РЕМ) та ОЕС, оскільки сам факт встановленої мікроструктурної еволюції становить як науковий, так і практичний інтерес у процесах формування структури сталі CrMoV1Si зварювального призначення за умови охолодження в інтервалі швидкостей $1,1-0,05$ °C/c.

3.2 Встановлення особливостей формування продуктів зсувного перетворення метастабільного аустеніту за уповільненого охолодження

Хімічний склад сталей зварювального призначення зумовлює формування у бунтовому прокаті під час його регламентованого охолодження феритної матриці з певною кількістю перліту, бейніту та мартенситу в різних співвідношеннях залежно від технології термомеханічного оброблення, фактичного вмісту та локального розподілу (сегрегації) легувальних елементів [2]. Існує точка зору [92, 118], що чим меншою є швидкість охолодження прокату з низьковуглецевих легованих сталей в інтервалі від температури закінчення гарячого деформування до ~ 500 °C і чим більш гомогенним є хімічний склад металу, тим більшою є

об'ємна частка утворюваного м'якого фериту, меншою кількість перліту, а тверді структури бейнітного та мартенситного типів спостерігаються у мінімальній кількості. Проте повністю уникнути формування мартенситних ділянок у бунтовому прокаті з легованих сталей зварювального призначення не вдається. Більш того, як показали результати досліджень, викладені у підрозділі 3.1, зі зниженням швидкості охолодження сталі CrMoV1Si у інтервалі 1,1–0,05 °C/с об'ємна частка високотвердого мартенситу поступово зростає.

Оскільки в даний час механізми та причини утворення продуктів зсувного перетворення метастабільного аустеніту за уповільненого охолодження низьковуглецевих легованих сталей зварювального призначення залишаються дискусійними і маловивченими [2, 13–18, 118, 119], то така проблема була визначена актуальною, а для її вирішення проведено низку експериментальних досліджень [128], результати яких викладено нижче.

Для встановлення механізму утворення високотвердого мартенситу під час уповільненого безперервного охолодження сталі CrMoV1Si (хімічний склад наведено у табл. 2.1) від температури аустенітизації до кімнатної температури зразки діаметром 2 мм та довжиною 76 мм піддавали термічним циклам із використанням дослідницького комплексу Gleeble 3800. Термічний цикл складався із нагрівання зразків до температури повної аустенітизації 950 °C зі швидкістю 0,5 °C/с, витримування за цієї температури протягом 210 с і регламентованого безперервного охолодження зі швидкостями 0,20, 0,10 і 0,05 °C/с до кімнатної температури, як показано на рис. 3.4. З метою визначення впливу уповільненого охолодження на еволюцію мікроструктури досліджуваної сталі швидкості охолодження металу цілеспрямовано було обрано нижчими за ті, що традиційно використовуються в умовах металургійних заводів на сучасних лініях водо-повітряного охолодження Стелмор під час виробництва бунтового прокату з легованих сталей зварювального призначення (0,40–0,25 °C/с).

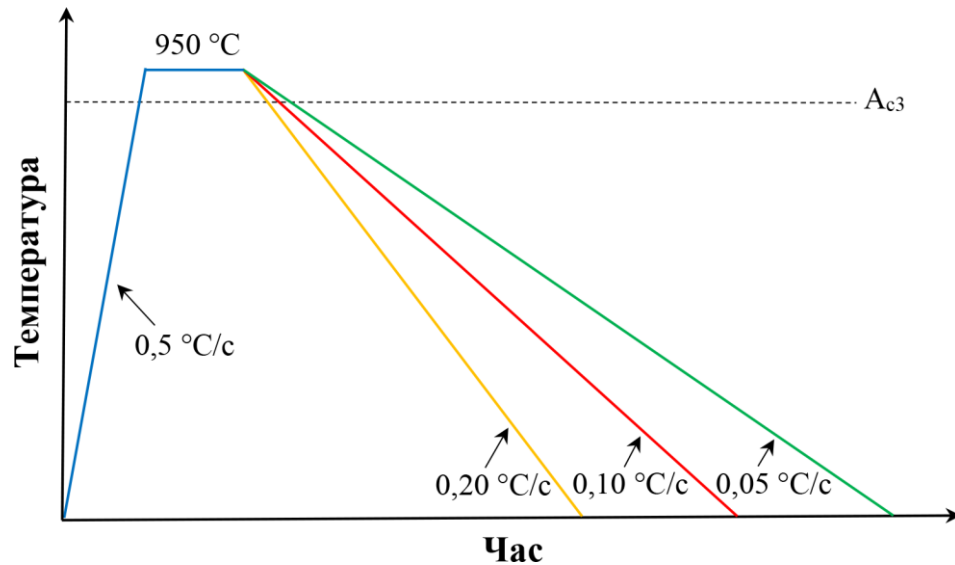


Рисунок 3.4 – Схема експериментальних режимів термічного оброблення

Мікроструктуру сталі CrMoV1Si після експериментальних режимів термічного оброблення наведено на рис. 3.5. Структура металу у всіх випадках складалася із феритної матриці (203–218 HV_{0,02}) з окремими ділянками дрібнодисперсного перліту (273–286 HV_{0,02}) та бейніту (304–321 HV_{0,02}). Крім того, спостерігалися відносно рівномірно розподілені у площині шліфа окремі зерна мартенситу (деякі з них позначені колами на рис. 3.5) з високою твердістю (731–897 HV_{0,02}), які розташовувалися переважно на границях феритних зерен, а в деяких випадках і всередині феритних кристалітів. Дослідження за допомогою РЕМ підтвердили голчасту морфологію виявленого мартенситу (рис. 3.6). Подібну морфологію мартенситу в бунтовому прокаті зі сталі зварювального призначення із близькою системою легування виявили автори робіт [118, 119] методом трансмісійної електронної мікроскопії.

Об'ємна частка структурних складників після експериментальних режимів термічного оброблення, що була визначена за результатами мікроструктурних досліджень, наведена у табл. 3.1.

Таблиця 3.1 – Об'ємна частка структурних складників сталі CrMoV1Si після експериментальних режимів термічного оброблення

Швидкість охолодження, °C/с	Об'ємна частка структурних складників*, % об.			
	Ф	П	Б	М
0,20	53	26	12	9
0,10	58	20	6	16
0,05	66	8	5	21
Примітка: * Ф – ферит; П – перліт; Б – бейніт; М – мартенсит.				

Особливу увагу привертає той факт, що об'ємна частка мартенситних ділянок у структурі сталі та їх розміри збільшуються зі зниженням швидкості охолодження (від ~ 9 % об. для 0,20 °C/с до ~ 21 % об. для 0,05 °C/с). Утворення продуктів зсувного перетворення аустеніту під час уповільненого охолодження сталі CrMoV1Si можна пояснити 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.

Ключовий аспект, який зазвичай не береться до уваги дослідниками, полягає в тому, що температура початку мартенситного перетворення (M_n) сталі може поводитися як величина, залежна від передісторії термічного впливу, коли фазові перетворення, які передують утворенню мартенситу, змінюють склад залишкового аустеніту в процесі охолодження. Автори роботи [129] продемонстрували це експериментально під час безперервного охолодження з різними швидкостями низьковуглецевої (0,15 % ваг. С) хромомарганцевої сталі з аустенітної та двофазної областей: коли ферит або бейніт утворюються до мартенситного перетворення, вуглець дифузійно переходить у залишковий аустеніт, змінюючи його хімічний склад, та обумовлює зниження температури M_n . При цьому температура M_n демонструвала помітну залежність від швидкості охолодження в умовах, коли попередні перетворення насичували вуглецем залишковий аустеніт,

засвідчивши, що M_n не є фіксованою «матеріальною константою», а може відображати змінний хімічний стан γ -фази.

Практичний наслідок полягає в тому, що аустеніт, який зберігається до відносно низьких температур, не відповідає за своїм хімічним складом і стабільністю вихідній високотемпературній γ -фазі, а є результатом перебігу фазових перетворень та дифузійних процесів, що відбулися під час попереднього уповільненого охолодження. Отже, термодинамічний базовий рівень M_n визначається вихідним компонентним складом сталі, у той час, як фактичний рівень M_n залежить від стабільності залишкового аустеніту, яка обумовлена параметрами режиму термічного оброблення.

Для підтвердження припущення щодо реалізації динамічного перерозподілу елементів проникнення та заміщення у процесі уповільненого охолодження сталі CrMoV1Si методами РСМА та ОЕС було проведене визначення хімічного складу окремих структурних складників після термічного циклу з мінімальною швидкістю зниження температури (0,05 °C/c), який давав найбільше часу для розвитку дифузійних процесів. Результати цих досліджень наведено у табл. 3.2.

Таблиця 3.2 – Хімічний склад структурних складників сталі CrMoV1Si після безперервного охолодження від 950 °C до кімнатної температури зі швидкістю 0,05 °C/c

Структурний складник	Вміст хімічних елементів, % ваг.					
	C	Si	Mn	Cr	Mo	V
Аустеніт (плавковий склад)	0,08	0,54	1,30	1,06	0,54	0,24
Ферит	0,03	0,73	0,42	0,90	0,57	0,01
Перліт	0,90	0,67	0,83	1,09	0,48	0,25
Бейніт	1,12	0,39	0,98	0,96	0,60	0,10
Мартенсит	1,64	0,10	1,44	1,05	0,62	0,21

Аналіз даних табл. 3.2 показав, що у досліджуваній сталі в процесі уповільненого охолодження з аустенітної області до кімнатної температури між структурними складниками відбувається активний перерозподіл легувальних елементів:

- вуглець і марганець у процесі охолодження активно витісняються з фериту, що утворюється, в залишкові об'єми γ -фази, що призводить до підвищення їх концентрації у новоутворюваних продуктах перетворення аустеніту, причому чим нижче за температурною шкалою утворюється структурний складник, тим вищою в ньому є концентрація цих елементів;

- кремній, як феритоутворюючий елемент, активно насичує α -фазу, а в мартенситі присутній у мінімальній концентрації, оскільки, імовірно, на момент його утворення дифузійний перерозподіл цього елементу практично завершується;

- ванадій присутній у фериті у мінімальній концентрації, беручи активну участь в утворенні легованих карбідів у перліті та бейніті, а мартенсит успадковує його концентрацію від залишкового аустеніту, з якого він утворюється за низьких температур;

- перерозподіл хрому та молібдену між фазовими складниками не спостерігався.

Процес перерозподілу вуглецю між аустенітом і феритом під час дифузійного $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення в сталях докладно розглянуто у фундаментальній роботі [130]. Крім того, автори роботи [131] встановили, що під час міжкритичного відпалу низьковуглецевої легової сталі марганець і кремній концентрувалися шляхом дифузійного перерозподілу в аустеніті та фериті відповідно. Проте вплив такого перерозподілу легувальних елементів під час охолодження на стабілізацію залишкового аустеніту та подальше утворення високовуглецевого мартенситу не було розглянуто.

Отже, при формуванні зерен високовуглецевого мартенситу, який утворюється в сталі CrMoV1Si за уповільненого охолодження зі

швидкостями 1,1–0,05 °C/c (мартенсит *M2*, як показано на рис. 3.3), фізичний механізм мартенситного перетворення (зсувний) є ідентичним до «класичного» низьковуглецевого мартенситу, що утворюється за високих швидкостей охолодження (рис. 3.3, мартенсит *M1*), але при цьому передумови формування *M2* принципово відрізняються.

У випадку утворення *M1* аустеніт перед початком свого розпаду має номінальний хімічний склад, що відповідає плавковому аналізу (зокрема, вміст С 0,08 % ваг.) і мартенсит формується з аналогічним компонентним складом. На відміну від цього, утворенню *M2* за уповільненого охолодження передуює дифузійне насичення ділянок залишкового аустеніту вуглецем (вміст С може перевищувати 1 % ваг., див. табл. 3.2). Це суттєво впливає на стійкість такого аустеніту, ускладнює його розпад за дифузійним чи проміжним механізмом, що у кінцевому результаті призводить до утворення *M2*, який успадковує високий вміст вуглецю і має через це високу твердість (яка практично у 2 рази перевищує твердість *M1* у досліджуваній сталі). Чим меншою є швидкість охолодження сталі з аустенітної області, тим більше часу є для дифузійного насичення вуглецем ділянок залишкового аустеніту за рахунок його витіснення з фериту, що утворюється у процесі зниження температури, і тим більшою стає кількість і розміри утворюваних зерен *M2* після остаточного охолодження до кімнатної температури.

З метою теоретичного опису експериментально встановленого дифузійного перерозподілу легувальних елементів під час уповільненого безперервного охолодження низьковуглецевої сталі CrMoV1Si з аустенітної області до кімнатної температури та формування в ній за цих умов високовуглецевого легованого мартенситу доцільним є проведення термодинамічного аналізу вказаних процесів з урахуванням комплексного балансу хімічного складу різних структурних складників сталі.

3.3 Розроблення нерівноважної термодинамічної моделі процесу перерозподілу легувальних елементів та формування структури сталі під час уповільненого охолодження

Як показали результати досліджень, наведені у підрозділі 3.2, процес формування мартенситних ділянок у досліджуваній сталі супроводжується досить інтенсивним перерозподілом легувальних елементів, насамперед вуглецю, що забезпечує можливість метастабільної рівноваги аустеніту з феритом, а потім і подальшого перетворення залишкового аустеніту в мартенсит. Отримані дані добре корелюють з результатами робіт [132–136], у яких автори спостерігали аналогічні явища у широкому спектрі досліджених залізовуглецевих сплавів.

Концепція метастабільної рівноваги між аустенітом і феритом добре відома та розроблена авторами робіт [137–142] для умов, коли перерозподіл вуглецю між фазами відбувається повністю, а дифузія атомів елементів заміщення відсутня. Проте слід враховувати, що перетворення, які відбуваються в умовах рівноваги або парарівноваги, обов'язково включають міграцію міжфазних границь і таким чином вимагають переміщень атомів заліза і легувальних елементів заміщення за відносно високих температур оброблення сталі [137, 138]. Коли рух міжфазних границь ферит-аустеніт ефективно обмежено, що має місце за низьких температур оброблення сталей, для цієї суміші неможливо досягти рівноваги у системі Fe–C (або парарівноваги у багатокомпонентних системах сплавів) [142]. Метастабільна рівновага γ/α у випадку нерухомої або обмеженої границі поділу називається тому «обмеженою парарівновагою» або CPE (від. англ. Constrained Paraequilibrium) [143]. CPE власне визначається однією термодинамічною вимогою й одним ключовим обмеженням балансу речовини. У роботі [143] ці результати розглянуті з позицій рівноважної термодинаміки.

По-перше, дифузія вуглецю завершується за умов CPE, коли хімічний потенціал вуглецю є однаковим у фериті й аустеніті. З позицій нерівноважної

термодинаміки сам процес вирівнювання хімічних потенціалів вуглецю в обох фазах становить значний інтерес і визначає подальшу кінцеву структуру сталі [144]. По-друге, фактичні фазові склади при СРЕ повинні задовольняти спеціальну умову балансу речовини, пов'язану зі стаціонарною границею поділу γ/α . Це обмеження вимагає, щоб кількість атомів заліза (і елементів заміщення) не змінювалась в кожній фазі під час перерозподілу вуглецю [143].

Приклади розрахунків СРЕ наведені у роботі [134], де було показано, що більша частина вуглецю в сталі, як очікується, буде дифузійно перерозподілена з α - у γ -фазу і за цієї умови можливі відносно високі рівні збагачення аустеніту вуглецем. Встановлено, що склад аустеніту в умовах обмеженої парарівноваги може бути добре апроксимований, якщо припустити, що практично весь вуглець з α -фази перерозподіляється в аустеніт, а потім застосувати відповідний баланс вуглецю на основі кількості залишкового аустеніту, присутнього після гартування [142]. Цей баланс є базовим у розрахунках зміни структури сталі в умовах нерівноважної термодинаміки [143, 144].

За наявності рухомої міжфазної границі α/γ та легувальних елементів у сталі, у нашому випадку – Mn та Si, рівняння дифузії повинні містити додаткові компоненти, що характеризують баланс цих елементів і відповідні кінетичні коефіцієнти [144]. Водночас необхідно враховувати різну активність цих елементів у фазах сталі та їхній вплив на активність вуглецю у цих фазах [145, 146].

У роботі [147] повідомлялося, що завдяки створенню концентраційної неоднорідності за Mn у високотемпературному аустеніті в результаті гартування утворюється структура, яка складається зі збагаченого марганцем залишкового аустеніту і збідненого цим елементом мартенситу, в якому посилюється дифузія атомів вуглецю з мартенситу в аустеніт, а утворення карбідів пригнічується відповідним легуванням. Це підвищує ефективність використання вуглецю для стабілізації залишкового аустеніту та своєю чергою покращує механічні властивості сталі.

У роботах [148, 149] показано, що Mn під час міжкритичного відпалу концентрується в аустеніті, що покращує прогартовуваність двофазної сталі. У роботі [131] встановлено, що під час міжкритичного відпалу Mn і Si концентрувалися шляхом дифузійного перерозподілу відповідно в аустеніті та фериті. Проте вплив перерозподілу Mn і Si під час охолодження на формування залишкового аустеніту в низьковуглецевій легованій сталі встановлений не був.

Теорія фазових перетворень, контрольованих дифузією, успішно розвивається [150], проте кінетика формування залишкового аустеніту та остаточної структури низьковуглецевих легованих сталей за уповільненого охолодження практично не розглядалася. Отже, ці питання є актуальними для дослідження. Зважаючи на вищевикладене, доцільним було проведення нерівноважного термодинамічного аналізу процесу дифузійного перерозподілу легувальних елементів, зокрема C, Mn і Si, стабілізації залишкового аустеніту та подальшого структуроутворення у низьковуглецевій легованій сталі CrMoV1Si у процесі уповільненого безперервного охолодження від 950 °C до кімнатної температури зі швидкістю 0,05 °C/с (найменша швидкість охолодження, що була використана під час проведення експериментальних процедур у підрозділах 3.1 і 3.2) [151].

Теоретичний опис процесу перерозподілу легувальних елементів.

Нерівноважна термодинаміка надає необхідний апарат для аналізу дифузійних процесів у залізовуглецевих сплавах. У загальному випадку термодинамічні рівняння дифузії мають вигляд [152–154]:

$$J_i = \sum_{k=1}^N L_{ik} X_k \quad (i=1, \dots, N), \quad (3.1)$$

де J_i – потоки хімічних елементів; X_k – термодинамічні сили; $L_{ik} = L_{ki}$ – кінетичні коефіцієнти Онзагера; i, k – номери зарядів (субстратів перенесення).

Основними рушійними силами фазових перетворень у нерівноважній термодинаміці та фазово-польовому моделюванні є градієнти хімічних потенціалів їх компонентів [152–154]. Під час розгляду дискретних систем у якості термодинамічних сил використовуються кінцеві різниці хімічних потенціалів $(-\Delta\mu_i)$ під час переходу з метастабільного стану в стабільний [144].

Для теоретичного опису процесу перерозподілу елементів у сталі використано апарат нерівноважної термодинаміки, розвинений у роботі [144] для дискретних систем. Цей підхід дає змогу аналізувати енергетичні параметри процесу дифузії та кількісні співвідношення для елементів без урахування їх градієнтів.

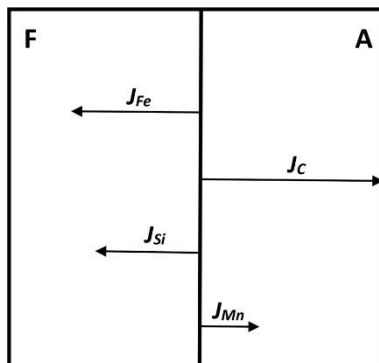
Постановка задачі та основні співвідношення.

Аустеніт у низьковуглецевих сталях під час охолодження нижче температури A_{T3} є метастабільною фазою, його стабільність сильно залежить від температури і визначається концентрацією вуглецю та легувальних елементів. Під час охолодження сталі відбувається $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення з перехресним перерозподілом вуглецю й марганцю у напрямку з фериту в аустеніт і кремнію у напрямку з аустеніту в ферит (див. табл. 3.2), у результаті якого формується певна кількість легованого аустеніту, стабільність якого зростає зі збільшенням у ньому концентрації легувальних елементів. У нашій модельній системі розглядатимемо дві фази – легована α -фаза та залишковий аустеніт, у яких відбуваються дифузійні потоки вуглецю, заліза, марганцю та кремнію (рис. 3.7). Перерозподілом хрому, молібдену та ванадію ми нехтуємо й у подальших розрахунках не враховуємо. Тому як змінні будемо використовувати чотири величини – концентрації вуглецю, заліза, марганцю та кремнію у фериті.

У разі нехтування дифузією вакансій та зміною об'єму системи, для потоків між фазами приймемо наступну умову [144]:

$$J_{Fe} + J_C + J_{Mn} + J_{Si} = 0, \quad (3.2)$$

отже, один із потоків (у нашому випадку – J_{Fe}) є залежною величиною. Впливом заліза на параметри дифузії інших елементів ми будемо нехтувати у подальшому викладі.



F – ферит; A – аустеніт

Рисунок 3.7 – Схема процесу міжфазної дифузії елементів у низьковуглецевій легованій сталі [151]

Згідно з формулою (3.1), термодинамічні рівняння для потоків хімічних елементів у фериті приймають вигляд:

$$J_C = -L_{11}\Delta\mu_C - L_{12}\Delta\mu_{Mn} - L_{13}\Delta\mu_{Si}, \quad (3.3.1)$$

$$J_{Mn} = -L_{21}\Delta\mu_C - L_{22}\Delta\mu_{Mn} - L_{23}\Delta\mu_{Si}, \quad (3.3.2)$$

$$J_{Si} = -L_{31}\Delta\mu_C - L_{32}\Delta\mu_{Mn} - L_{33}\Delta\mu_{Si}, \quad (3.3.3)$$

де J_C , J_{Mn} , J_{Si} – потоки вуглецю, марганцю та кремнію відповідно.

Зв'язки для кінетичних коефіцієнтів Онзагера мають вигляд [144]:

$$L_{ik} = L_{ki} = \pm \sqrt{L_{ii} \times L_{kk}}, i, k = 1...3, \quad (3.4)$$

а знак перед коренем обирається залежно від знаку впливу елементу на потік, що розглядається (див. рис. 3.7). За таких умов зв'язок (3.4) виконується для систем, що близькі до рівноваги, і для реальної системи є приблизним.

Розрахунок термодинамічних сил для дифузії елементів.

Знайдемо величини термодинамічних сил процесу дифузії елементів сталі з системою легування (% ваг.) 0,08C–1,30Mn–0,54Si–Fe_{основа} (табл. 2.1,

сталь CrMoV1Si) під час охолодження. Будемо вважати, що у вихідному твердому розчині сталі (плавковий склад) знаходиться вуглець з концентрацією (у атомних частках) $C_C = 0,004$, марганець $C_{Mn} = 0,013$ і кремній $C_{Si} = 0,011$.

З експериментальних даних відомо [155], що вуглець досить швидко може дифундувати з твердого α -розчину легованої сталі за температур вище 550°C . Термодинамічну силу для вуглецю у фериті можна розрахувати за формулою [144, 155]:

$$-\Delta\mu_C = -RT \ln \frac{a_C^0}{a_C^\alpha}, \quad (3.5)$$

де a_C^α – величина термодинамічної активності вуглецю у α -розчині, що приблизно дорівнює його концентрації; R – універсальна газова постійна; T – температура сплаву; a_C^0 – величина термодинамічної активності вуглецю в α -розчині у стандартному стані, що приблизно дорівнює рівноважній концентрації вуглецю за діаграмою стану Fe–C за даної температури (для розрахунків прийнята температура 1000 K , яка є близькою до критичної точки A_{c1} досліджуваної сталі). Тоді з виразу (3.5) за $T = 1000\text{ K}$ можна знайти значення:

$$-\Delta\mu_C = 5,8\text{ кДж}. \quad (3.6)$$

Під час дифузії марганцю з твердого α -розчину в аустеніт різницю термодинамічних потенціалів можна оцінити за формулою:

$$-\Delta\mu_{Mn} = -RT \ln \frac{a_{Mn}^\gamma}{a_{Mn}^\alpha} = 10,4\text{ кДж}, \quad (3.7)$$

де a_{Mn}^α – величина термодинамічної активності марганцю у твердому α -розчині, що дорівнює поточній концентрації марганцю C_{Mn}^α ; a_{Mn}^γ – величина термодинамічної активності марганцю в аустеніті, що дорівнює:

$$a_{Mn}^{\gamma} = \frac{C_{Mn}^{\gamma}}{K_{Mn}}, \quad (3.8)$$

де C_{Mn}^{γ} – поточна концентрація марганцю в аустеніті; K_{Mn} – коефіцієнт розподілу марганцю між α -фазою та аустенітом, який у нашому випадку дорівнює 3,5. Марганець дифундує з фериту в аустеніт.

Подібним чином знаходимо різницю термодинамічних потенціалів для кремнію між феритом та аустенітом:

$$-\Delta\mu_{Si} = -RT \ln \frac{a_{Si}^{\gamma}}{a_{Si}^{\alpha}} = -15,8 \text{ кДж}, \quad (3.9)$$

де a_{Si}^{α} – величина термодинамічної активності кремнію в твердому α -розчині, що дорівнює C_{Si}^{α} ; a_{Si}^{γ} – величина термодинамічної активності кремнію в аустеніті, що дорівнює:

$$a_{Si}^{\gamma} = \frac{C_{Si}^{\gamma}}{K_{Si}}, \quad (3.10)$$

де C_{Si}^{γ} – поточна концентрація кремнію в аустеніті; K_{Si} – коефіцієнт розподілу кремнію між α -фазою та аустенітом, який у нашому випадку дорівнює 0,15. Кремній дифундує з аустеніту в α -фазу.

Різниці термодинамічних потенціалів (3.6), (3.7) і (3.9) мають однозначний фізичний сенс, оскільки є кількостями теплоти, що виділяється під час дифузії одного молю речовини в сталі за даної температури (1000 К), тобто вуглецю, марганцю та кремнію відповідно.

Вплив легувальних елементів на зміну термодинамічної активності вуглецю.

Зміна термодинамічної активності вуглецю в α -розчині при легуванні компонентом i можна знайти за методикою, наведеною у роботах [156, 157], з рівняння:

$$\ln \frac{a_C}{a_{C0}} = \beta_i N_i, \quad (3.11)$$

де β_i – коефіцієнт впливу елемента на термодинамічну активність вуглецю у фериті; N_i – вміст елемента в сплаві (у атомних частках); a_{C0} – термодинамічна активність вуглецю для фериту в стандартному стані.

Величина β_i розраховується через коефіцієнт міжфазного розподілу легувального елемента $K_i = N_{i(\gamma)} / N_{i(\alpha)}$ та атомної частки вуглецю у сплаві N_C [156, 157]:

$$\beta_i = - \frac{(K_i - 1) + (N_{C(\gamma)} - K_i N_{C(\alpha)})}{(K_i - 1) N_C + (N_{C(\gamma)} - K_i N_{C(\alpha)})}. \quad (3.12)$$

З несуттєвою похибкою для кількісної оцінки його величини у низьколегованих сплавах можна прийняти $N_{C(\gamma)} \approx 0,09$, $N_{C(\alpha)} \approx 0,001$ – атомна частка вуглецю в нелегованих фазах сталі, що прийнята за діаграмою стану Fe–C. Використовуючи для оцінки коефіцієнт розподілу марганцю між α - та γ -фазою K_{Mn} , що дорівнює 3,5 [157], знаходимо величину коефіцієнту впливу β_{Mn} :

$$\beta_{Mn} = \frac{-2,5}{2,5 N_C + 0,086} = -28,8. \quad (3.13)$$

Подібним чином для кремнію, використовуючи коефіцієнт розподілу кремнію між α - та γ -фазою $K_{Si} = 0,15$, знаходимо β_{Si} :

$$\beta_{Si} = \frac{0,76}{-0,85 N_C + 0,09} = 8,8. \quad (3.14)$$

Термодинамічна сила для вуглецю у фериті за наявності легування змінюється на величину [150]:

$$-\Delta\mu_C^V = -RT(\sum \Delta\mu_C^i) = -RT(\sum \beta_i N_i), \quad (3.15)$$

тобто у нашому випадку за $T = 1000$ К:

$$-\Delta\mu_C^V = -8314(-0,374 + 0,097) = 2,3 \text{ кДж}.$$

З наведених вище розрахунків видно, що кремній та марганець є елементами, що чинять протилежний вплив на активність вуглецю у фериті: марганець знижує, а кремній підвищує термодинамічну активність вуглецю.

Величина кінетичних коефіцієнтів у рівняннях дифузії.

З урахуванням експериментальних даних та отриманих результатів знайдемо величини кінетичних коефіцієнтів L_{ii} у рівняннях Онзагера у момент дифузії за $T = 1000 \text{ К}$. Як відомо [144], кінетичні коефіцієнти L_{ii} пов'язані з коефіцієнтами дифузії D_i співвідношенням:

$$L_{ii} = \frac{C_i D_i}{RT}, \quad (3.16)$$

де C_1 – концентрація вуглецю в сталі (0,004 ат. част.); C_2 – концентрація марганцю в сталі (0,013 ат. част.); C_3 – концентрація кремнію в сталі (0,011 ат. част.).

Залежності коефіцієнтів дифузії елементів у низьколегованому фериті від температури знайдені за експериментальними даними роботи [158] і розробленої у роботах [159, 160] статистичної калькуляційної моделі:

$$D_C^\alpha = 7,52 \times 10^{-5} \times T^2 \exp\left[\frac{-88230}{RT}\right], \text{ м}^2/\text{с} \text{ [161]}, \quad (3.17.1)$$

$$D_{Mn}^\alpha = 2,32 \times 10^{-4} \times T^2 \exp\left[\frac{-195180}{RT}\right], \text{ м}^2/\text{с} \text{ [162, 163]}, \quad (3.17.2)$$

$$D_{Si}^\alpha = 9,60 \times 10^{-5} \times T^2 \exp\left[\frac{-175363}{RT}\right], \text{ м}^2/\text{с} \text{ [162, 163]}. \quad (3.17.3)$$

За температури $T = 1000 \text{ К}$:

$$D_1 = D_C^\alpha \approx 6,14 \times 10^{-13} \text{ м}^2/\text{с},$$

$$D_2 = D_{Mn}^\alpha \approx 4,30 \times 10^{-16} \text{ м}^2/\text{с},$$

$$D_3 = D_{Si}^\alpha \approx 1,73 \times 10^{-15} \text{ м}^2/\text{с}.$$

Використовуючи співвідношення (3.4), (3.16) і (3.17.1–3.17.3), знаходимо величини кінетичних коефіцієнтів для нашої системи:

$$L_{11}=0,295\times10^{-18}; L_{22}=0,67\times10^{-21}; L_{33}=2,29\times10^{-21};$$

$$L_{12}=1,41\times10^{-20}; L_{13}=-2,6\times10^{-20}; L_{23}=-1,24\times10^{-21}.$$

Отже, система рівнянь (3.3.1–3.3.3) набуває вигляду:

$$J_C = 0,295\times10^{-18}(-\Delta\mu_C) + 1,41\times10^{-20}(-\Delta\mu_{Mn}) - 2,6\times10^{-20}(-\Delta\mu_{Si}), \quad (3.18.1)$$

$$J_{Mn} = 1,41\times10^{-20}(-\Delta\mu_C) + 0,67\times10^{-21}(-\Delta\mu_{Mn}) - 1,24\times10^{-21}(-\Delta\mu_{Si}), \quad (3.18.2)$$

$$J_{Si} = -2,6\times10^{-20}(-\Delta\mu_C) - 1,24\times10^{-21}(-\Delta\mu_{Mn}) + 2,29\times10^{-21}(-\Delta\mu_{Si}). \quad (3.18.3)$$

З рівнянь (3.18.1–3.18.3) випливає, що величини потоків легувальних елементів зростають через перехресні коефіцієнти L_{12} та L_{23} . Величина потоку вуглецю, що має позитивний знак, визначається переважно власним коефіцієнтом L_{11} . Термодинамічні сили марганцю і кремнію роблять певний внесок у величини потоків.

Тоді, як показують безпосередні обчислення, за $T = 1000$ К:

$$J_C = 2,2\times10^{-15} \text{ м}^2/\text{с}; J_{Mn} = 1,1\times10^{-16} \text{ м}^2/\text{с};$$

$$J_{Si} = -2,1\times10^{-16} \text{ м}^2/\text{с}; J_{Fe} = -2,1\times10^{-15} \text{ м}^2/\text{с}.$$

Слід зазначити, що потік заліза є уявним, тобто необхідним для балансу концентрацій і потоків в обох фазах. У цей потік у загальному випадку входять і невраховані нами потоки інших елементів.

Оцінювання лінійних розмірів та об'ємної частки ділянок легованого аустеніту (мартенситу) в сталі.

Знаючи величини дифузійних потоків легувальних елементів, можна розрахувати лінійні розміри фаз, що утворюються, за аналогією з розрахунками, виконаними у роботах [144, 160]. Припустимо, що ділянки залишкового легованого аустеніту, які формуються під час охолодження

сталі у результаті дифузійного перерозподілу легувальних елементів (перш за все марганцю та кремнію), мають рівноосну форму і характеризуються середнім лінійним розміром D (діаметром). Формування такої ділянки відбувається внаслідок протікання потоків кремнію та марганцю на відстань $R = D/2$ – умовного радіусу такої ділянки. Тому аустеніт, що залишається, стає неоднорідним за хімічним складом і містить мікрооб'єми з підвищеним вмістом марганцю і зниженим вмістом кремнію. Нехай у момент часу t поверхня мікрооб'єму діаметром D дорівнює S . Оскільки за проміжок часу dt діаметр мікрооб'єму змінюється на величину dD , то зміна його маси дорівнює:

$$dM = \rho S dD, \quad (3.19)$$

де ρ – щільність аустеніту.

Але зміна маси за цей проміжок часу може бути визначена відповідно до першого закону дифузії за рівнянням [160] з урахуванням, що перепад термодинамічного потенціалу марганцю, який ми розраховували раніше, відбувається на відстані умовного радіусу мікрооб'єму і є аналогом градієнту концентрації:

$$dM = \left(\frac{\rho S K J_{Mn}}{R} \right) dt, \quad (3.20)$$

де K – коефіцієнт, який дорівнює відношенню маси мікрооб'єму аустеніту до маси елемента, що перерозподілився, у даному випадку – марганцю (~ 100).

Зіставляючи рівняння (3.19) і (3.20), знаходимо:

$$2R dR = K J_{Mn} dt,$$

звідки:

$$R^2 = K \int_0^t J_{Mn} dt. \quad (3.21)$$

Якщо прийняти, що потік марганцю експоненційно залежить від часу:

$$J_{Mn} = J_{Mn}^0 \exp\left(\frac{-t}{T}\right), \quad (3.22)$$

тоді, виконавши інтегрування потоку за часом, максимальний радіус мікроб'єму аустеніту з підвищеним вмістом марганцю можна знайти за простою формулою:

$$R = \sqrt{K J_{Mn} \tau}, \quad (3.23)$$

де τ – період часу, за який зниження величини потоку елементу відбувається у e разів.

Чисельне моделювання показало, що величина потоків марганцю і кремнію знижується у e разів під час зниження температури системи на $\sim 40^\circ\text{C}$ – від 1040 К до 1000 К. Тоді за швидкості охолодження $0,05^\circ\text{C}/\text{с}$ період часу має значення $\tau = 800$ с.

Підставляючи у формулу (3.23) величину K для легованого аустеніту і потоку марганцю знаходимо для $\tau = 800$ с максимальний розрахунковий розмір ділянок легованого аустеніту:

$$D = 2R = 2 \times 3,0 \times 10^{-6} \text{ м} = 6,0 \text{ мкм}.$$

Можна припустити, що ці стабілізовані марганцем мікроділянки аустеніту у процесі охолодження залишаються неперетвореними до відносно низьких температур і зазнають у подальшому мартенситне перетворення під час охолодження до кімнатної температури. Тоді розраховані розміри легованих марганцем ділянок аустеніту досить близькі до визначених експериментально (рис. 3.6, б) величин розмірів мартенситних ділянок у структурі досліджуваної сталі (3–5 мкм). Причому в цих залишкових ділянках аустеніту концентрується також і вуглець шляхом його перерозподілу з α -фази, кількість якої ще продовжує зростати, а вміст кремнію значно знижується – з 0,54 % ваг. до 0,10 % ваг. (див. табл. 3.2).

Оцінити об'ємну частку таких ділянок можна виходячи з умови балансу кремнію у вихідній структурі та структурних складниках, що утворюються. З використанням даних табл. 3.2 рівняння балансу кремнію в структурних складниках сталі можна записати у вигляді:

$$(0,73-0,54) \times (1-X) = (0,54-0,10) \times X, \quad (3.24)$$

де X – об'ємна частка ділянок аустеніту із вмістом кремнію 0,10 % ваг.; ліва частина виразу (3.24) – баланс кремнію у фериті (підвищення його концентрації); права частина виразу (3.24) – баланс кремнію у ділянках аустеніту;

звідки $X = 0,3 = 30\% \text{ об.}$

Аналогічний розрахунок за марганцем дає завищену об'ємну частку таких ділянок, тобто кремній у даному випадку є обмежувальним елементом. З використанням даних табл. 3.2 ми також можемо знайти максимальну об'ємну частку ділянок залишкового аустеніту (мартенситу) із вмістом вуглецю 1,64 % ваг. за формулою балансу, аналогічною формулі (3.24):

$$(0,08-0,03) \times (1-Y) = (1,64-0,08) \times Y, \quad (3.25)$$

де Y – об'ємна частка ділянок аустеніту із вмістом вуглецю 1,64 % ваг.;

звідки $Y = 0,031 = 3,1\% \text{ об.}$

Отже, кількість структурних складників, що утворюються з легованого залишкового аустеніту за зсувним або проміжним механізмом, в сталі може досягати 30 % об., з них не більше 3 % об. будуть ділянками із вмістом вуглецю 1,64 % ваг.

Таким чином, проведений термодинамічний аналіз дозволив теоретично описати дифузійні потоки легувальних елементів у низьковуглецевій сталі CrMoV1Si під час уповільненого безперервного охолодження, а також оцінити розміри та кількість утворюваних аустенітних

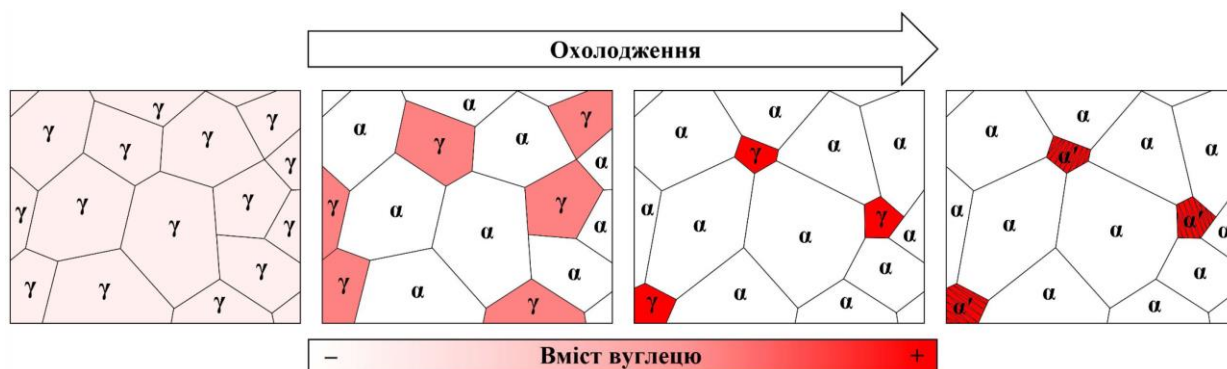
і мартенситних ділянок з урахуванням перерозподілу вуглецю, марганцю і кремнію між структурними складниками [151].

3.4 Обґрунтування механізму утворення високовуглецевого мартенситу в бунтовому прокаті з низьковуглецевих легованих сталей

На підставі отриманих у підрозділах 3.1–3.3 результатів експериментальних і теоретичних досліджень, та наявних літературних відомостей можна запропонувати наступний механізм утворення високовуглецевого мартенситу в бунтовому прокаті з низьковуглецевих легованих сталей під час уповільненого безперервного охолодження з аустенітної області до кімнатної температури [128].

Після повної аустенітизації за високої температури легувальні елементи в сталі розподіляються відносно рівномірно по всьому об'єму. У процесі охолодження нижче критичної температури A_{r3} зростання феритних зародків провокує витіснення атомів вуглецю в неперетворений аустеніт міжфазної границею, що рухається, завдяки різній розчинності вуглецю в α і γ модифікаціях заліза. Під час розвитку дифузійного перетворення в низьковуглецевих сталях, коли кількість фериту значно перевищує кількість неперетвореного аустеніту, що залишився, в останньому концентрація вуглецю може значно перевищувати 1 % ваг., що підтверджується результатами робіт [132, 133]. Цей процес зумовлює термодинамічну стабілізацію γ -фази за температур нижче лінії P–S на діаграмі Fe–C. Дифузійне насичення об'ємів залишкового аустеніту марганцем також додатково впливає на його стабілізацію. Залежно від фактичної локальної концентрації вуглецю та швидкості охолодження такий аустеніт у процесі зниження температури може зазнавати перлітного, бейнітного або мартенситного перетворення, що й спостерігається у досліджуваних сталі CrMoV1Si.

Отже, дифузійний перерозподіл вуглецю і марганцю між α і γ фазами відповідає за термодинамічну стабілізацію аустеніту в досліджуваній сталі до низьких температур, близьких до кімнатної. Тим не менш, рушійна сила перетворення збільшується в міру переохолодження, що у кінцевому підсумку призводить до утворення мартенситу, який успадковує високий вміст вуглецю і марганцю від γ -фази, що трансформується, як проілюстровано на рис. 3.8.



γ – аустеніт; α – ферит; α' – мартенсит

Рисунок 3.8 – Схема, що ілюструє механізм формування ділянок високовуглецевого мартенситу в бунтовому прокаті з низьковуглецевих легованих сталей під час уповільненого безперервного охолодження з аустенітної області [128]

Результати проведених досліджень є важливими для розроблення науково обґрунтованих режимів ТМО бунтового прокату з низьковуглецевих легованих сталей, зокрема зварювального призначення. З одного боку, охолодження металу повинно бути достатньо повільним для утворення великої кількості м'якого фериту в структурі сталі, а, з іншого – бути достатньо швидким для запобігання суттєвого дифузійного насичення залишкового аустеніту легувальними елементами, у першу чергу вуглецем і марганцем, та подальшого перетворення ділянок метастабільного високовуглецевого аустеніту на твердий мартенсит [164].

Найбільш небезпечним з точки зору стабільності процесу подальшого холодного деформування бунтового прокату є наявність у структурі металу саме мартенситу, оскільки навколо нього локалізуються механічні напруження під час волочіння та виникають мікротріщини у феритній матриці, які потенційно можуть призвести до розвитку магістральної тріщини та руйнування дроту. Питання, що стосуються визначення оптимуму температурно-часових параметрів охолодження бунтового прокату на завершальній стадії ТМО, будуть розглянуті у розділах 4 і 5 даної роботи.

Висновки до розділу 3

1. Вивчено закономірності та особливості кінетики розпаду аустеніту, які реалізуються у низьковуглецевій легованій сталі CrMoV1Si під час безперервного охолодження від температури аустенітизації 950 °C у широкому інтервалі швидкостей (116–0,05 °C/c). Встановлено, що в досліджуваній сталі реалізуються різні механізми розпаду метастабільного аустеніту залежно від швидкості безперервного охолодження. Охолодження зі швидкостями вище 65 °C/c призводить до утворення атермічного мартенситу за зсувним механізмом. У інтервалі швидкостей охолодження 65–7,1 °C/c спостерігається розпад аустеніту за зсувно-проміжним або проміжним механізмами, внаслідок чого формується бейнітно-мартенситна або бейнітна структури із різним співвідношенням структурних складників. Зниження швидкості безперервного охолодження до інтервалу 7,1–1,1 °C/c призводить до розпаду аустеніту переважно за проміжним механізмом з утворенням бейніту, а також фериту та перліту в різних співвідношеннях й незначної кількості окремих зерен мартенситу (до 1 % об.) з високою твердістю. У інтервалі швидкостей безперервного охолодження 1,1–0,05 °C/c реалізується складний дифузійно-проміжно-зсувний механізм, який обумовлює формування багатофазної структури, що складається з фериту, перліту, бейніту та високотвердого мартенситу в різних співвідношеннях. За

мінімальної швидкості охолодження $0,05\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ ступінь розпаду аустеніту за дифузійним механізмом складає 76 % об., проте за цих умов у структурі сталі також утворюється 5 % об. бейніту та 19 % об. мартенситу. Визначено, що в інтервалі швидкостей безперервного охолодження $7,1\text{--}0,05\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ характерною рисою є зупинка розвитку фазових перетворень після закінчення розпаду метастабільного аустеніту за дифузійним механізмом перед початком бейнітного перетворення. Крім того, з уповільненням швидкості безперервного охолодження менше $1,1\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ температурний інтервал вказаної зупинки фазових перетворень суттєво розширюється.

2. Встановлено факт утворення високовуглецевого мартенситу з високою твердістю ($722\text{--}897\text{ HV}_{0,02}$) під час уповільненого безперервного охолодження низьковуглецевої Cr-Mo-V сталі зварювального призначення з аустенітної області до кімнатної температури. Такий мартенсит формується у вигляді рівномірно розподілених у площині шліфа дрібних зерен сфероподібної форми, які розташовані переважно на границях феритних зерен і в деяких випадках всередині них. Об'ємна частка високотвердого мартенситу в структурі сталі CrMoV1Si істотно зростає зі зниженням швидкості безперервного охолодження у інтервалі $1,1\text{--}0,05\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ та досягає максимального значення (до 20 % об.) на нижній границі вказаного інтервалу. За таких умов концентрація вуглецю в мартенситі може перевищувати 1 % ваг. (за плавкового його вмісту 0,08 % ваг.). Експериментальними даними підтверджено, що така мікроструктурна еволюція досліджуваної сталі обумовлена динамічною зміною хімічного складу окремих структурних складників у процесі зниження температури, насамперед дифузійним перерозподілом вуглецю, марганцю та кремнію між α та γ фазами під час реконструктивного $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення за уповільненого охолодження.

3. Ґрунтуючись на положеннях нерівноважної термодинаміки, проаналізовано перерозподіл легувальних елементів у процесі формування структури низьковуглецевої сталі CrMoV1Si під час уповільненого

охолодження. Розраховано величини термодинамічної сили для дифузії вуглецю, кінетичних коефіцієнтів та потоків термодинамічної системи, які описують кінетику формування структури досліджуваної сталі у процесі охолодження, запропоновано вирази для розрахунку лінійних розмірів аустенітних і мартенситних ділянок, що формуються у результаті протікання дифузійних потоків вуглецю, марганцю і кремнію.

4. На засадах узагальнення результатів проведених експериментальних і теоретичних досліджень запропоновано механізм формування ділянок високовуглецевого мартенситу в бунтовому прокаті з низьковуглецевих легованих сталей під час уповільненого безперервного охолодження з аустенітної області до кімнатної температури. Встановлено, що необґрунтоване зменшення швидкості охолодження прокату на завершальній стадії ТМО нижче певного оптимального рівня не є доцільним з точки зору мінімізації кількості твердих фаз, що утворюються в структурі металу. Цей результат є важливим для визначення стратегії подальшого розроблення науково обґрунтованої технології знеміцнювального ТМО бунтового прокату з низьковуглецевих легованих сталей, зокрема зварювального призначення.

У розділі 3 використані джерела [2, 92, 111–164]. Їх найменування наведено у загальному переліку джерел посилання.

Результати теоретичних та експериментальних досліджень даного розділу наведено у таких публікаціях: [128, 151, 164].

РОЗДІЛ 4

ВПЛИВ ТЕМПЕРАТУРНО-ДЕФОРМАЦІЙНИХ ПАРАМЕТРІВ ТЕРМОМЕХАНІЧНОГО ОБРОБЛЕННЯ НА СТРУКТУРУ ТА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ СТАЛІ CrMoV1Si

4.1 Вплив температури закінчення гарячого деформування прокату на фазово-структурні перетворення та механічні властивості металу

Як було зазначено у підрозділі 1.3, залежно від умов гарячого деформування (варіювання температури, ступеня і швидкості деформації, тривалості постдеформаційного витримування) можуть виникати різні структурні стани металу: від гаряченаклепаного до статично рекристалізованого, які і визначають комплекс механічних властивостей прокату за кімнатної температури після відповідних фазових перетворень. У зв'язку з цим доцільним було вивчити закономірності впливу температурно-деформаційних параметрів ТМО на структуру, твердість та міцність сталі CrMoV1Si, щоб визначити температурний інтервал закінчення її гарячого деформування, який забезпечує максимальне знеміцнення прокату за стаціонарного режиму постдеформаційного охолодження [165].

Зразки діаметром 5,5 мм і довжиною 10 мм нагрівали у лабораторній печі до температур 900; 950; 1000; 1050; 1100 і 1200 °C (по три зразки на кожну температуру), витримували за вказаних температур впродовж 600 с та осаджували одноразовим ударом на кувальному молоті з деформацією 30; 60 і 90 % відн. (по одному зразку на кожний ступінь). Охолоджували зразки у спокійному повітрі до кімнатної температури з наступним вимірюванням твердості металу за Віккерсом. Показники міцності сталі визначали за відповідним значенням твердості, використовуючи емпіричні рівняння [166]:

$$R_{0,2} = -90,7 + 2,876 \times HV, \quad (4.1)$$

$$R_m = -99,8 + 3,734 \times HV, \quad (4.2)$$

де $R_{0,2}$ – границя плинності, МПа; R_m – границя міцності, МПа; HV – твердість за Віккерсом, кгс/мм².

Металографічні дослідження засвідчили, що мікроструктура зразків у вихідному стані складається із феритної матриці з окремими бейнітно-мартенситними ділянками, об'ємна частка яких становила $\sim 10\%$ (рис. 4.1, а), і зерен тонкодисперсного перліту у кількості $\sim 5\%$ об. (рис. 4.1, б).

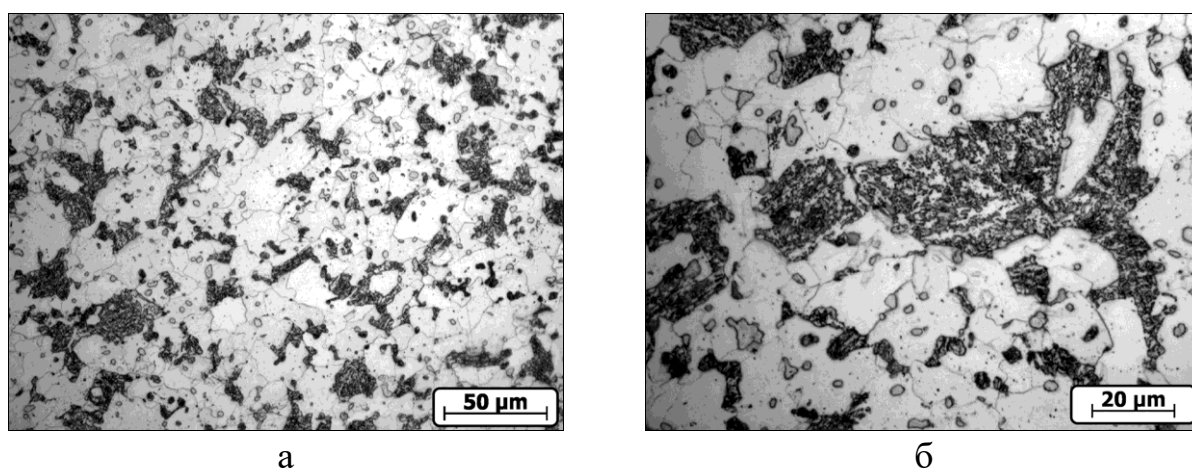


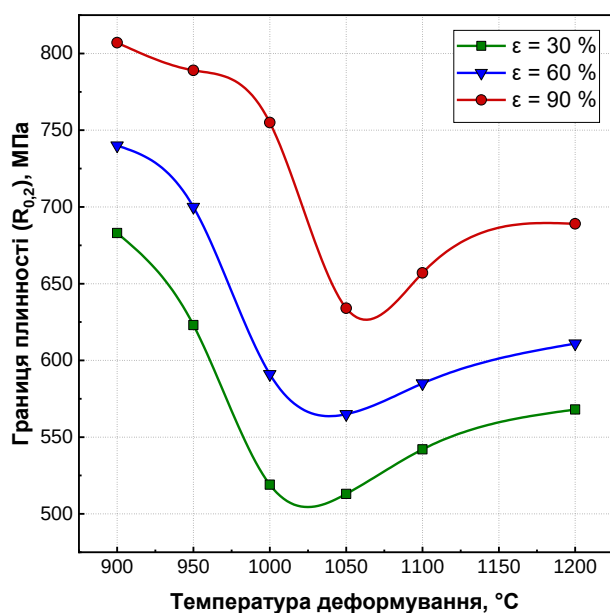
Рисунок 4.1 – Структура зразків зі сталі CrMoV1Si у вихідному стані [165]

Критична температура A_{c3} досліджуваної сталі становить $910\text{ }^{\circ}\text{C}$ (рис. 3.1). Результати вимірювання твердості сталі після деформування за різних температур і ступенів деформації та подальшого охолодження у спокійному повітрі наведено у табл. 4.1.

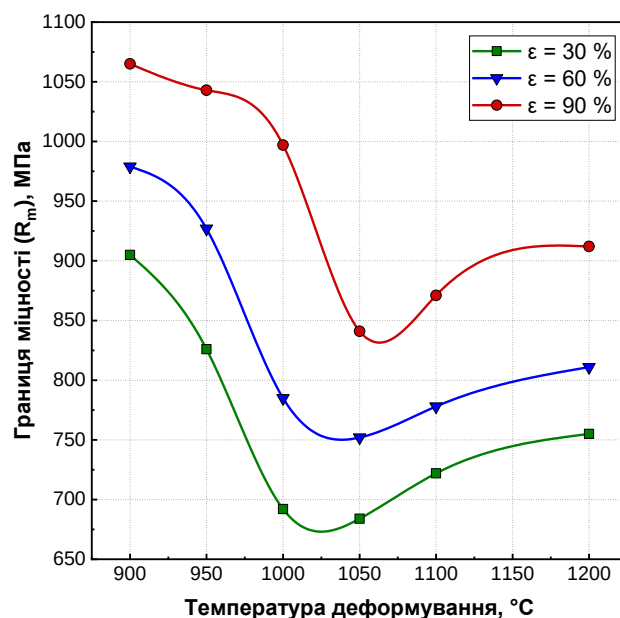
Графічна інтерпретація результатів перерахунку твердості у показники міцності (границі плинності та міцності) сталі за допомогою емпіричних рівнянь (4.1) і (4.2) наведена на рис. 4.2, де чітко видно локальний мінімум значень міцності за температур деформування $1050\text{--}1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ незалежно від деформації. Ще одним трендом є зростання міцності сталі з підвищенням ступеня гарячої деформації.

Таблиця 4.1 – Твердість сталі CrMoV1Si після ТМО із заданими деформаційно-температурними параметрами

Температура деформування, °С	Твердість за Віккерсом HV , кгс/мм ²		
	деформація 30 %	деформація 60 %	деформація 90 %
900	269	289	312
950	248	275	306
1000	212	237	294
1050	210	228	252
1100	220	235	260
1200	229	244	271



а



б

Рисунок 4.2 – Залежність границь плинності (а) і міцності (б) сталі CrMoV1Si від температури та ступеня деформації (ϵ) після ТМО з охолодженням у спокійному повітрі [170]

Співвідношення структурних складників у сталі після відповідних режимів ТМО, визначене за результатами мікроструктурного аналізу, наведено у табл. 4.2. Рис. 4.3 ілюструє зміну мікроструктури сталі після ТМО зі ступенем деформації 30 %. Виявили, що після деформування за різних

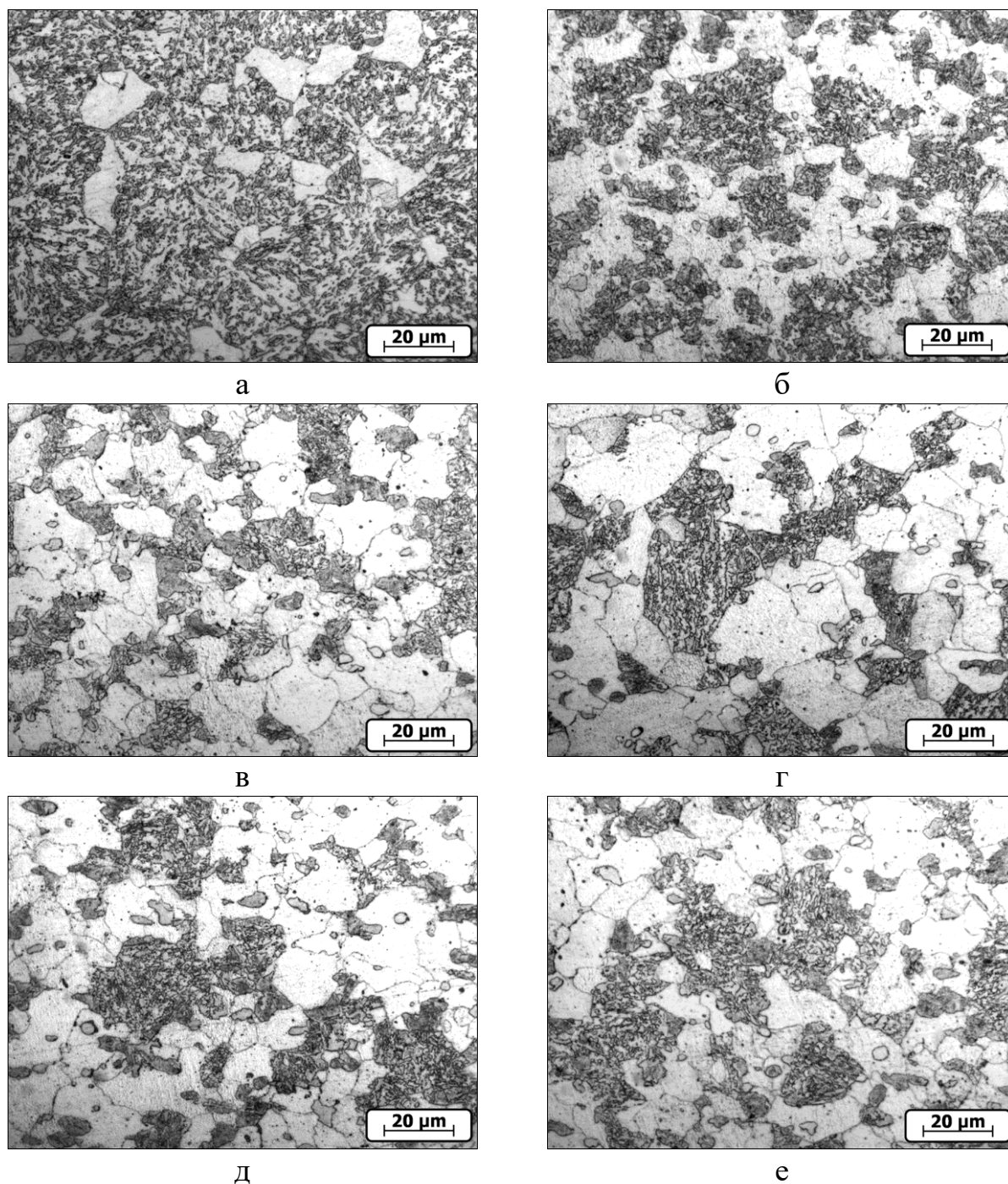
температур вона відрізняється ще й розмірами зерен. За деформації 60 % і 90 % при відповідних температурах співвідношення структурних складників та їх морфологія принципово не змінилися порівняно з деформацією 30 %.

Таблиця 4.2 – Співвідношення структурних складників у сталі CrMoV1Si після ТМО

Температура деформування, °С	Мікроструктура* (Ф / П / Б + М, % об.)		
	деформація 30%	деформація 60%	деформація 90%
900	21 / 12 / 67	20 / 11 / 69	18 / 12 / 70
950	29 / 19 / 52	25 / 17 / 58	24 / 15 / 61
1000	47 / 25 / 28	45 / 23 / 32	46 / 21 / 33
1050	62 / 30 / 8	61 / 30 / 9	58 / 29 / 13
1100	60 / 31 / 9	59 / 28 / 13	56 / 28 / 16
1200	51 / 31 / 18	48 / 30 / 22	41 / 25 / 34
Примітка: * Ф – ферит; П – перліт; Б + М – бейнітно-мартенситна суміш.			

Отримані результати можна пояснити, ґрунтуючись на сучасних уявленнях про динамічне структуроутворення у низьковуглецевій сталі за гарячого деформування [48, 52, 167–169], а також за охолодження після його завершення [48, 50, 51], які було докладно розглянуто у підрозділі 1.3.

Сталь, продеформована за температур 900–950 °С, володіє максимальними значеннями твердості та міцності. Враховуючи температуру $A_{с3}$ (910 °С) і припускаючи, що під час механічного навантаження від 950 °С температура металу дещо знизилась, можна вважати, що сталь у цьому інтервалі температур деформувалася у двофазному стані ($\gamma + \alpha$). Аустеніт і ферит по-різному схильні до зміцнення та динамічного знеміцнення [48, 49], через що пластичність сталі знижується, ускладнюються процеси динамічного відновлення структури та підвищується твердість (див. табл. 4.1).



а – 900 °C; б – 950 °C; в – 1000 °C; г – 1050 °C; д – 1100 °C; е – 1200 °C

Рисунок 4.3 – Еволюція структури сталі CrMoV1Si після деформації 30 % за різних температур і охолодження у спокійному повітрі до кімнатної температури [170]

Очевидно, що за цих умов гарячий наклеп пов'язаний зі збільшенням густини дислокацій, формуванням коміркової субструктури та розвитком динамічного повернення за механізмом несталої полігонізації, яка не

пригнічує зміцнення [49]. Вказані процеси у фериті та аустеніті відбуваються з різною швидкістю, а також відрізняються механізмами [48, 49], що зумовлює появу додаткових напружень в обох фазах. Водночас внаслідок неоднакової розчинності домішок у цих фазах (в аустеніті вона більша) під час подальшого охолодження ферит зберігається, але зростає стійкість переохолодженого аустеніту. Це сприяє формуванню більшої кількості бейнітно-мартенситних продуктів його розпаду (рис. 4.3, а, б). Водночас всі структурні компоненти, що утворилися після розпаду переохолодженого аустеніту з високою густиною дислокацій, успадковують таку дефектність кристалічної будови, а метал володіє підвищеною міцністю. Таке структуроутворення відповідає класичній схемі зміцнювального ТМО.

За температур 1000–1200 °С сталь деформується в аустенітному стані. У цьому випадку розподіл атомів домішок в об'ємі аустеніту рівномірніший порівняно з феритно-аустенітною структурою під час деформування за знижених температур. З підвищенням температури до 1000 °С розвивається динамічне повернення за механізмом сталої полігонізації, внаслідок чого утворюється коміркова субструктура, яка трансформується у полігональну [49, 52], що сприяє зниженню твердості та міцності після охолодження.

Деформування сталі за 1050–1100 °С є умовою початку первинної динамічної рекристалізації, коли з'являються нові зерна ненаклепаного аустеніту, в яких відразу відбуваються процеси ковзання та переповзання дислокацій і збільшується їх густина [48, 49]. Рекристалізовані зерна можуть виникати в результаті перебудови субзеренної структури та міграції субграниць [52, 169], а також на границях зерен аустеніту, що призводить до зменшення їх середнього розміру (рис. 1.5). За таких умов динамічна рекристалізація найчастіше починається на існуючих границях зерен (рис. 1.5, а), а нові зерна згодом зароджуються на границях щойно утворених (рис. 1.5, б). Так формується смуга з рекристалізованих зерен, яка поступово потовщується (рис. 1.5, в) [51]. Через послідовну появу наступних шарів може виникнути намистоподібна зеренна структура (рис. 1.5, б–г).

Стійкість дрібнозернистого метастабільного аустеніту знижується, а $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення починається за вищих температур з формуванням більшої об'ємної частки полігонального фериту і суттєвим зменшенням кількості бейніту та мартенситу після охолодження сталі, що підтверджують результати металографічного аналізу (рис. 4.3, г, д). У цьому випадку зменшення дефектності аустеніту також чинить додатковий вплив на знеміцнення металу.

Подальше підвищення температури деформування до 1200 °С провокує розвиток статичної рекристалізації аустеніту під час охолодження. Це супроводжується збільшенням середнього розміру його зерна, а отже, підвищенням стійкості. Внаслідок цього формується більша кількість бейнітно-мартенситних продуктів трансформації аустеніту та зменшується об'ємна частка фериту (рис. 4.3, е), що сприяє зростанню міцності сталі після охолодження.

Для кожної температури з підвищенням деформації до 60 % і 90 % інтенсифікується розвиток гарячого наклепу, що впливає на динамічне відновлення структури сталі. Зі збільшенням ступеня деформації температура початку динамічної рекристалізації за однакової швидкості деформування зміщується у бік нижчих значень [49]. Характерне підвищення твердості та міцності сталі зі збільшенням ступеня деформації за інших однакових умов пояснюють зростанням дефектності аустеніту перед початком $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення. Як і під час деформування за знижених температур, структурні компоненти, сформовані у результаті розпаду переохолодженого аустеніту зі збільшеною густиною дислокацій, володіють підвищеними твердістю і міцністю без суттєвої зміни їх співвідношення та морфології. Водночас характер залежності міцності від температури завершення деформування принципово не змінюється за варіювання ступеня деформації, що свідчить про ідентичність механізмів структуроутворення.

За результатами проведених досліджень можна рекомендувати оптимальний температурний діапазон закінчення гарячого деформування

прокату з низьковуглецевих Cr-Mo-V сталей з точки зору максимального знеміцнювання металу за умови стаціонарного режиму його постдеформаційного охолодження – 1050–1100 °C [170].

Аналізуючи процеси формування структури досліджуваної сталі під час деформування за різних температур, необхідно також враховувати вплив на них легувальних елементів (Cr, Mo, V, Si, Mn, Ni, Cu), атоми яких можуть розчинятися в кристалічній решітці аустеніту та фериту (твердорозчинне зміцнення), формувати атмосфери або «хмари» на дислокаціях та сегрегації на субграницях та границях зерен, або утворювати дисперсні фази [48, 49]. Зміцнювальний вплив домішок залежить від їх розподілу в кристалічній решітці α і γ фаз та типу атмосфер, які вони можуть формувати на дефектах кристалічної будови. Легувальні елементи впливають на міцність міжатомних зв'язків, дифузійну рухливість, енергію поверхонь поділу, рухливість границь зерен, через що суттєво змінюється розвиток гарячого наклепу та динамічного відновлення деформованої структури сталі. Це гальмує формування центрів рекристалізації та підвищення температури її початку.

4.2 Лабораторне моделювання промислових режимів повітряного охолодження прокату

З урахуванням фундаментальних засад знеміцнювального ТМО бунтового прокату з низьковуглецевих легованих сталей у потоці сучасних технологічних ліній, розглянутих у підрозділі 1.4, встановлених закономірностей кінетики розпаду метастабільного аустеніту сталі CrMoV1Si за безперервного охолодження (підрозділ 3.1) та особливостей еволюції структури цієї сталі в залежності від термодеоформаційних умов оброблення (підрозділ 4.1), доцільно дослідити вплив температурно-швидкісних параметрів постдеформаційного повітряного охолодження на перебіг процесів структуроутворення досліджуваної сталі. Для цього у лабораторних

умовах із залученням дослідницького комплексу моделювання термдеформаційного стану металів Gleeble 3800 було проведене відтворення перспективних промислових режимів безперервного регульованого повітряного охолодження бунтового прокату зі сталі CrMoV1Si з урахуванням технологічних особливостей діючих ліній типу Стелмор різних заводів-виробників [171].

Термічний цикл включав нагрівання зразків до температури переходу у повністю аустенітний стан (950 °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. 4.3. Зазначені режими імітували 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. 4.4).

Таблиця 4.3 – Температурно-швидкісні параметри експериментальних режимів диференційованого охолодження сталі CrMoV1Si

№ режиму (тип прокатного стана)	I етап		II етап		III етап	
	ΔT , °C	V_{ox} , °C/с	ΔT , °C	V_{ox} , °C/с	ΔT , °C	V_{ox} , °C/с
1 (320/150)	950–850	10	850–570	0,25	570–20	у спокійному повітрі
2 (400/200)				0,40		
3 (150-1)				1,75		
Прийняті позначення: ΔT – початкова і кінцева температури металу; V_{ox} – швидкість охолодження.						

З табл. 4.3 випливає, що кожен з експериментальних режимів охолодження складався з трьох етапів:

Таблиця 4.4 – Технологічні характеристики ліній Стелмор, що використані для визначення параметрів експериментальних режимів охолодження сталі CrMoV1Si

Тип прокатного стана	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

I етап – імітування початкового прискореного охолодження потоками повітря з метою пригнічення процесів статичної рекристалізації гарячедеформованого аустеніту та зменшення кількості окалини на поверхні прокату;

II етап – імітування квазіізотермічного витримування під теплоізоляційними кришками за мінімальної дозволеної швидкості транспортування витків прокату на роликовому транспортері;

III етап – імітування завершальної стадії 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 етапів охолодження досліджуваної сталі обиралися виходячи з наступних міркувань. Температурний інтервал I етапу охолодження прокату (950–850 °C) відповідає стадії 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 перших секціях транспортеру, пригнічує вказані вище процеси та сприяє подальшому утворенню більшої кількості фериту в структурі металу й зменшенню кількості поверхневої окалини.

II етап охолодження (температурний інтервал 850–570 °C) відповідає стадії активного протікання дифузійного $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення. Уповільнене охолодження низьковуглецевих Cr-Mo-V сталей на цьому етапі 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 [119, 172]. Швидкість охолодження металу на цьому етапі визначалась для кожного з експериментальних режимів відповідно до даних табл. 4.4.

Температура завершення охолодження металу на II етапі (570 °C) обрана з огляду на загальновідомі особливості процесів окалиноутворення на поверхні сталевого прокату за підвищених температур [26]. Оксидний шар на вуглецевих сталях, що утворюється за температур вище 570 °C, складається переважно з вюститу (FeO). Під час уповільненого охолодження за температур нижче 570 °C вюстит розпадається на залізо і магнетит (Fe₃O₄), який утворюється внаслідок дифузії катіонів заліза та аніонів кисню [173]. 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 небажаною. Через високі абразивні властивості залишки магнетиту спричиняють передчасне зношування твердосплавного волочильного інструменту під час виготовлення дроту. Вюстит, що утворюється за високих температур, хоча й 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 охолодження металу в температурному інтервалі 570–450 °C пригнічує процес розпаду

вюстити та сприяє більш якісній підготовці поверхні бунтового прокату до процесу волочіння [26].

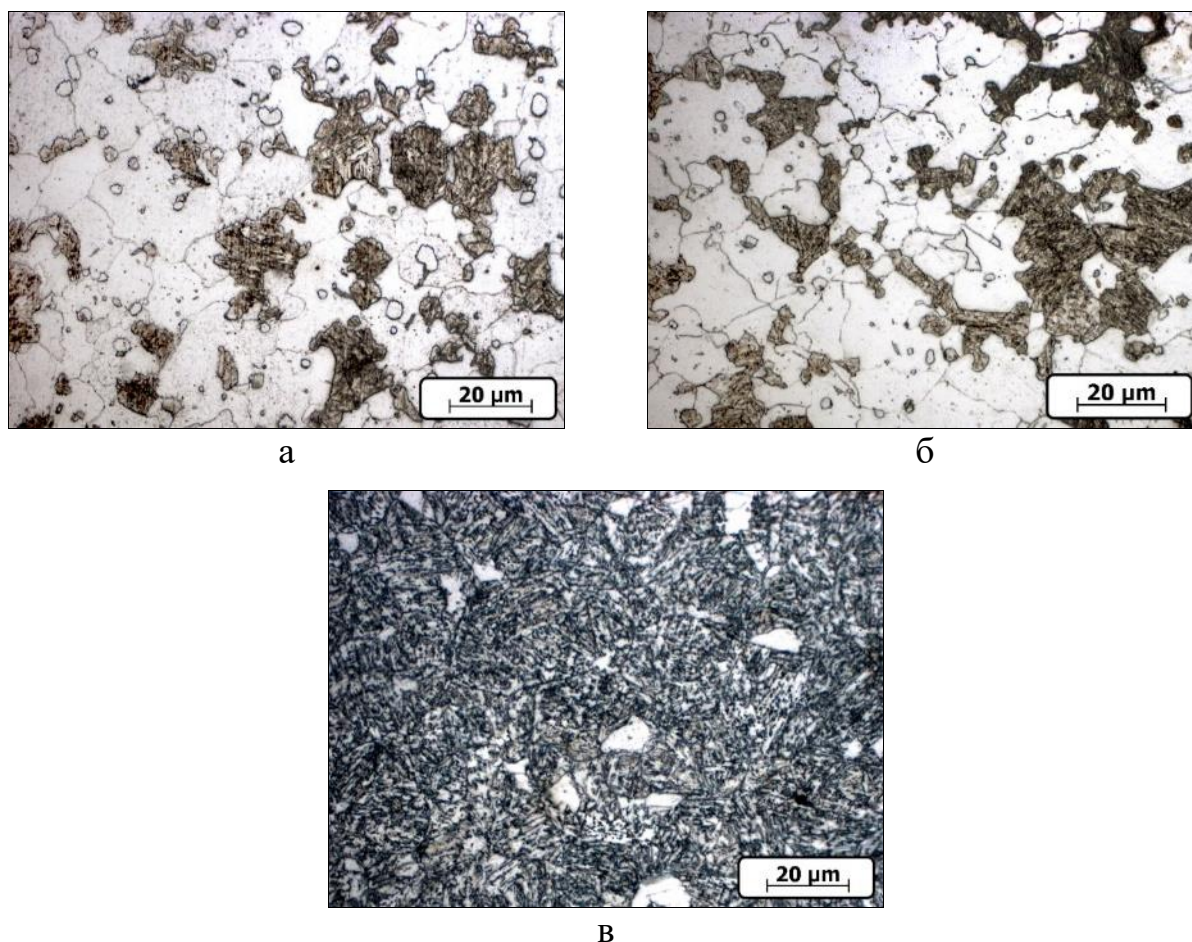
III етап охолодження (температурний інтервал 570–20 °C), як було зазначено вище, відповідає завершальній стадії термічного оброблення прокату на роликовому транспортері після виходу з-під теплоізоляційних кришок на спокійне повітря цеху. Дифузійне $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення в досліджуваній сталі до моменту початку цього етапу вже завершується, а подальше прискорене охолодження дозволяє пригнітити дифузійний перерозподіл вуглецю між вже сформованими структурними складниками сталі, як було показано у підрозділах 3.2–3.4, який може спровокувати утворення підвищеної кількості високотвердого мартенситу. Цей режим охолодження також забезпечує формування сприятливого для подальшого механічного видалення оксидного складу поверхневої окалини.

Результати металографічних досліджень засвідчили, що структура сталі CrMoV1Si після термічного оброблення за режимом № 1 (рис. 4.4, а) 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 з високою твердістю (836–875 HV_{0,02}). Середній показник мікротвердості сталі – 276 HV_{0,1}. Середній умовний діаметр феритного зерна – 12,44 мкм (9 номер).

Структура досліджуваної сталі після термічного оброблення за режимом № 2 (рис. 4.4, б) складається з 60 % об. поліедричного фериту (173–184 HV_{0,02}), 29 % об. тонколастинчастого перліту (264–280 HV_{0,02}), 8 % об. бейніту (375–399 HV_{0,02}) і 3 % об. мартенситу (735–812 HV_{0,02}). Середній показник мікротвердості сталі – 278 HV_{0,1}. Середній умовний діаметр феритного зерна – 13,89 мкм (9 номер).

На відміну від режимів № 1 і № 2, після термічного оброблення за режимом № 3 в структурі сталі (рис. 4.4, в) спостерігалась значна кількість бейнітно-мартенситної суміші (76 % об., 313–332 HV_{0,02}) та окремі зерна

полідричного фериту (24 % об., 195–207 HV_{0,02}). Середній показник мікротвердості сталі – 306 HV_{0,1}.



а – режим № 1; б – режим № 2; в – режим № 3

Рисунок 4.4 – Мікроструктура сталі CrMoV1Si після термічного оброблення за експериментальними режимами [171]

Узагальнена графічна інтерпретація мікроструктурної еволюції сталі CrMoV1Si в залежності від температурно-швидкісних параметрів регламентованого безперервного охолодження представлена на рис. 4.5. З наведеної гістограми випливає, що обраний регламент диференційованого повітряного охолодження досліджуваної сталі за режимом № 2 сприяє мінімізації кількості мартенситу, що утворюється в структурі металу за результатами перебігу фазово-структурних перетворень.

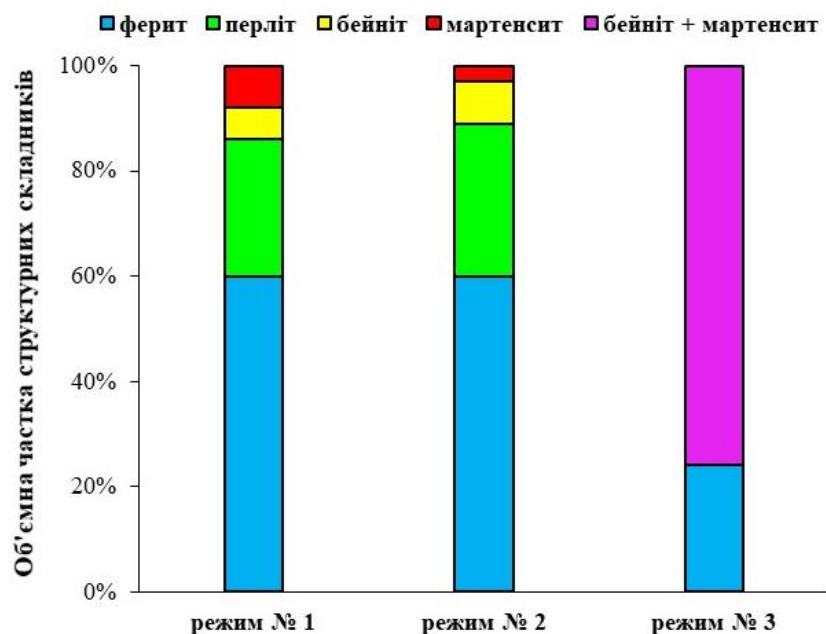


Рисунок 4.5 – Структурна композиція сталі CrMoV1Si після експериментального термічного оброблення [171]

4.3 Обґрунтування раціональних параметрів знеміцнювального термомеханічного оброблення прокату в потоці безперервних прокатних станів

Аналіз результатів досліджень, проведених у підрозділі 4.2, дозволяє стверджувати, що повністю запобігти утворенню структурних складників гартівного типу в сталі CrMoV1Si не вдається за будь-якого з експериментальних режимів охолодження, що добре узгоджується з даними робіт [118, 119, 172], в яких авторами досліджено сталі з близьким хімічним складом. Особливу увагу привертає той факт, що об'ємна частка мартенситу в 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 інтервалі дифузійного $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення. Схожий результат було отримано авторами роботи [127], які спостерігали збільшення кількості мартенсито-аустенітних ділянок в структурі низьковуглецевої трубної сталі X70 під час уповільнення охолодження після гарячого деформування.

Це ставить під сумнів існуючу точку зору [2, 18, 118, 119, 172], що уповільнене охолодження під теплоізоляційними кришками з мінімально можливими для конкретної лінії Стелмор швидкостями (не більше 0,20–0,30 °C/c) дозволяє забезпечити формування у прокаті з низьковуглецевих легованих сталей зварювального призначення мінімальної кількості мартенситу, бейніту або їх суміші. Як було показано у підрозділах 3.2–3.4 даної роботи, необґрунтоване зменшення швидкості охолодження прокату на завершальній стадії ТМО нижче певного оптимального рівня не є доцільним з точки зору мінімізації кількості твердих фаз, що утворюються в структурі металу. Більш уповільнене охолодження сталі CrMoV1Si за режимом № 1 в інтервалі $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення, порівняно з режимом № 2, провокує збільшення кількості утворюваного високотвердого мартенситу за рахунок реалізації дифузійного перерозподілу вуглецю та легувальних елементів між феритом і залишковим аустенітом з подальшою стабілізацією останнього до відносно низьких температур.

Термічний цикл за режимом № 2 сприяв формуванню в структурі досліджуваної сталі мінімальної кількості мартенситу зі співставною до режиму № 1 кількістю фериту і бейніту. Такий режим регламентованого безперервного повітряного охолодження доцільно вважати базовим під час подальшого розроблення та впровадження промислової технології знеміцнювального 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 ~ 300 °C, коли дифузійна рухливість атомів вуглецю суттєво пригнічується, проміжне перетворення завершується, а залишковий аустеніт зазнає зсувної трансформації з формуванням у кінцевій мікроструктурі сталі значної кількості бейнітно-мартенситної суміші. Такий структурний стан бунтового прокату буде

визначати його нетехнологічність під час подальшого холодного пластичного деформування методом волочіння із високими ступенями сумарного відносного обтиснення.

Встановлена особливість мікроструктурної еволюції представляє науковий і практичний інтерес у контексті створення нових можливостей керування перебігом фазово-структурних перетворень у низьковуглецевих легованих сталях і формування необхідного комплексу механічних властивостей металу за умов раціонального вибору температурно-швидкісних параметрів охолодження бунтового прокату на завершальній стадії ТМО [174].

Отже, за результатами проведених у розділі 4 експериментальних досліджень до перспективного науково обґрунтованого режиму знеміцнювального ТМО бунтового прокату малого діаметру (5,5 мм) з низьковуглецевих Cr-Mo-V сталей зварювального призначення на сучасній лінії Стелмор можна віднести наступний [175]:

- закінчення гарячого деформування металу у високошвидкісному прокатному блоці за температур 1050–1100 °C;
- охолодження прокату водою у прохідних трубчастих форсуночних пристроях від температури завершення деформування до 950 °C;
- прискорене повітряне охолодження на транспортері лінії в діапазоні температур 950–850 °C зі швидкістю ~ 10 °C/c із залученням дуттьової вентиляторної системи;
- уповільнене охолодження в інтервалі температур 850–570 °C із середньою швидкістю $\sim 0,4$ °C/c під теплоізоляційними кришками;
- остаточне охолодження прокату від 570 °C до кімнатної температури у спокійному повітрі.

Вказані температурно-швидкісні параметри охолодження бунтового прокату зі сталі CrMoV1Si на завершальній стадії його ТМО сприяють мінімізації кількості утворюваного високотвердого мартенситу (до 3 % об.) у феритній матриці та формуванню незначної кількості бейніту (до 8 % об.).

Такий структурний стан можна вважати сприятливим для забезпечення підвищеної технологічної пластичності прокату під час подальшого виготовлення зварювального дроту методом волочіння із сумарним відносним обтисненням понад 90 %.

Висновки до розділу 4

1. Отримано залежності твердості, границь плинності та міцності від температурно-деформаційних параметрів оброблення сталі CrMoV1Si. За результатами мікроструктурного аналізу простежено еволюцію структури сталі після різних ступенів деформації і температур деформування з подальшим охолодженням у спокійному повітрі до кімнатної температури. Запропоновано механізми структурних перетворень у гарячедеформованому металі й обґрунтовано їх вплив на механічні властивості досліджуваної сталі після ТМО.

2. Визначено оптимальний температурний діапазон закінчення гарячого деформування прокату зі низьковуглецевих Cr-Mo-V сталей зварювального призначення для максимального знеміцнювання металу за стаціонарного режиму його постдеформаційного охолодження (1050–1100 °C). Встановлений температурний інтервал є важливим технологічним параметром під час розроблення та реалізації схеми знеміцнювального ТМО прокату на лінії Стелмор.

3. Запропоновано науково обґрунтований режим диференційованого повітряного охолодження бунтового прокату зі сталі CrMoV1Si на завершальній стадії ТМО: 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 у спокійному повітрі.

4. Більш уповільнене охолодження сталі CrMoV1Si в інтервалі $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення, порівняно із розробленим режимом, провокує збільшення кількості утворюваного високотвердого мартенситу за рахунок реалізації дифузійного перерозподілу вуглецю та легувальних елементів між феритом і залишковим аустенітом з подальшою стабілізацією останнього.

5. 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 промислових умовах.

У розділі 4 використані джерела [2, 18, 26, 48–52, 118, 119, 127, 165–175]. Їх найменування наведено у загальному переліку джерел посилання.

Результати теоретичних та експериментальних досліджень даного розділу наведено у таких публікаціях: [165, 170, 171, 174, 175].

РОЗДІЛ 5

ВДОСКОНАЛЕННЯ ПРОМИСЛОВОЇ ТЕХНОЛОГІЇ ВИГОТОВЛЕННЯ ТА ПЕРЕРОБЛЕННЯ БУНТОВОГО ПРОКАТУ З НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВИХ Cr-Mo-V СТАЛЕЙ ЗВАРЮВАЛЬНОГО ПРИЗНАЧЕННЯ

5.1 Вплив режиму водо-повітряного охолодження на формування структурного стану та механічних властивостей бунтового прокату

Сучасні вимоги до гнучкого та економічного виробництва сталевих бунтового прокату широкого марочного сортаменту 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.

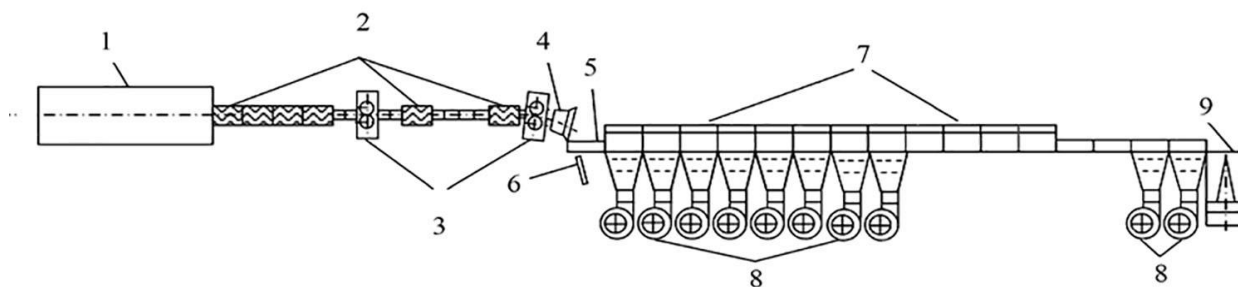
Процес виробництва бунтового прокату у сучасному вигляді складається з двох основних технологічних етапів: прокатування безперервнолитих заготовок до кінцевої форми і контрольоване водо-повітряне охолодження металу. Постдеформаційне охолодження прокату на лінії Стелмор є одним з найскладніших металургійних процесів [176, 177], тому протягом останніх десятиліть було опубліковано велику кількість дослідницьких робіт, присвячених цій проблемі, а розробка нових технологічних підходів до виробництва бунтового прокату і вдосконалення існуючих доробок наразі продовжується у всьому світі [177–179]. Стелмор-процес дозволяє ефективно контролювати швидкість охолодження прокату у різних температурних діапазонах та, як наслідок, перебіг фазово-структурних перетворень у металі. Відповідно, адекватно розроблений процес охолодження ефективно впливає на формування мікроструктури бунтового

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

На засадах розглянутих теоретичних аспектів знеміцнювального ТМО прокату у потоці сучасних технологічних ліній (підрозділ 1.4), встановлених особливостей кінетики розпаду переохолодженого аустеніту сталі CrMoV1Si під час безперервного охолодження (підрозділ 3.1), закономірностях впливу температурно-деформаційних параметрів оброблення на механічні властивості прокату (підрозділ 4.1) та результатів лабораторного моделювання режимів його охолодження (підрозділ 4.2) було проведене промислове випробування розробленої у підрозділі 4.3 науково обґрунтованої технології знеміцнювального ТМО бунтового прокату з низьковуглецевих Cr-Mo-V сталей зварювального призначення [180].

Для проведення досліджень було обрано сталі Св-08ХГСМФА, Св-08ХГ2СМФ і Св-10ХГ2СМФ, хімічний склад яких за результатами плавкового аналізу наведено у табл. 2.1. Сталь виплавлялась у промислових умовах металургійного підприємства 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 у заготовки з поперечним перерізом $150 \text{ мм} \times 150 \text{ мм}$ на машині безперервного лиття із залученням системи електромагнітного перемішування металу в кристалізаторі для посилення конвекції розплаву під час його твердіння з метою зниження макросегрегації (ліквації хімічних елементів) та покращення однорідності структури. У подальшому безперервнолиті заготовки нагрівали у методичній печі з крокуючим подом до температури $1100 \pm 10 \text{ }^{\circ}\text{C}$ та піддавали гарячому деформуванню у послідовно розташованих групах чорнових, проміжних та передчистових клітей безперервного прокатного стана до діаметру 16,9 мм. Фінальний етап гарячого деформування підкату проводили у чистовому 10-кліттьовому прокатному блоці (1 на рис. 5.1) до заданого номінального діаметру 5,5 мм. У процесі високошвидкісного деформування у прокатному

блоці температура металу підвищується завдяки адіабатичному розігріву і для її регулювання після передчистої групи прокатних клітей використовувалась спеціальна секція водяного охолодження у вигляді трубчастої камери. Цей пристрій дозволяє ефективно корегувати температуру закінчення гарячого деформування прокату перед початком регульованого охолодження.



- 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
 роликовим транспортером і теплоізоляційними кришками; 8 – дуттьові
 повітряні вентиляторні системи; 9 – шахта виткозбору

Рисунок 5.1 – Схема розташування основного обладнання
сучасної лінії Стелмор [23]

Після виходу прокату з чистового прокатного блоку його піддавали прискореному водяному охолодженню у прохідних трубчастих секціях (2 на рис. 5.1). Регулювання температури металу на цій стадії дозволяє цілеспрямовано керувати ступенем розвитку відновлювальних процесів у гарячедеформованому аустеніті, як було показано у підрозділі 1.4. Далі за допомогою виткоутворювача (4 на рис. 5.1) прокат розкладався на роликовий транспортер (рольганг) у вигляді витків плоскої спіралі (див. рис. 1.1) та піддавався повітряному охолодженню із залученням спеціальних вентиляторних систем (прискорено) або без їх застосування (уповільнено), як буде розглянуто нижче. Загальна довжина рольгангу (ділянки повітряного

охолодження прокату) складала 120 м, з них 100 м безпосередньо після виткоутворювача було обладнано теплоізоляційними кришками (7 на рис. 5.1). Наявність теплоізоляційних кришок над рольгангом дозволяла проводити квазіізотермічне витримування прокату у визначеному інтервалі температур. Під рольгангом були встановлені дуттьові вентиляторні системи (8 на рис. 5.1) для прискореного охолодження витків прокату в кількості 10 шт. Після охолодження до $\sim 300\text{ }^{\circ}\text{C}$ прокат скидався з рольгангу в шахту виткозбору (9 на рис. 5.1) для подальшого формування бунтів і остаточного охолодження до внутрішньоцехової температури.

Температура закінчення гарячого деформування прокату у чистовому прокатному блоці ($1050\text{ }^{\circ}\text{C}$) була обрана за результатами досліджень, проведених у підрозділі 4.1 [170].

Серія експериментальних режимів диференційованого водоповітряного охолодження бунтового прокату складалася з одного основного режиму, параметри якого було визначено за результатами лабораторного моделювання, проведеного у підрозділах 4.2 і 4.3 (табл. 5.1), та трьох додаткових режимів (табл. 5.2), що відрізнялися від основного відсутністю етапу попереднього прискореного повітряного охолодження прокату безпосередньо після розкладання на витки й варіюванням температури закінчення стадії водяного охолодження.

З огляду на те, що бунтовий прокат з легованих сталей зварювального призначення є переробною заготовкою, яка у 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 [94]. Границя міцності за таких умов виступає як критерій для розрахунку необхідних тягових зусиль волочильного обладнання і попереднього оцінювання деформаційного зміцнення металу в процесі волочіння дроту, а відносне звуження опосередковано характеризує здатність до глибокої формозміни під час холодного деформування. Механічні властивості

Таблиця 5.3 – 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 наведено мінімальне і максимальне значення, у знаменнику – середнє арифметичне.				

Аналіз даних табл. 5.3 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. Характерний для такого оброблення комплекс механічних властивостей прокату зі сталей Св-08ХГСМФА і Св-08ХГ2СМФ, загалом добре укладається у визначені у підрозділі 1.5 цільові вимоги до границі міцності та відносного звуження ($R_m \leq 550$ МПа; $Z \geq 70$ %), що сприяють його високій технологічності під час перероблення у зварювальний дріт діаметром 3,0–1,2 мм. Отримані механічні властивості прокату зі сталі Св-10ХГ2СМФ не відповідали цільовим вимогам. Причини

такої реакції механічних характеристик прокату будуть розглянуті та пояснені нижче.

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 відзначити, що основний експериментальний режим ТМО сприяв мінімізації розкиду значень границі міцності бунтового прокату у межах статистичної вибірки для кожного з режимів охолодження.

Кількість поверхневої окалини є одним з важливих показників якості бунтового прокату, який регламентується відповідними нормативними документами на цей вид металопродукції. Як було показано у підрозділі 1.5, для більшості випадків цей показник не повинен перевищувати 12 кг/т для прокату діаметром 5,5 мм. Дані табл. 5.3 засвідчують, що за всіх експериментальних режимів ТМО прокату кількість поверхневої окалини не перевищувала унормовану величину.

Структурний стан бунтового прокату формується за результатами реалізації фазово-структурних перетворень в сталі під час відповідного режиму ТМО, а його механічні властивості є наслідком складних процесів руху і взаємодії дефектів кристалічної будови (насамперед дислокацій) у різних фазових складниках металу. Тверді фази на кшталт мартенситу або бейніту у м'якій феритній матриці низьковуглецевих Cr-Mo-V сталей зварювального призначення є природніми бар'єрами для руху дислокацій під час пластичного деформування. Перед кристалами мартенситу або сумішшю бейнітного фериту і карбідів (у ділянках бейніту) формуються масивні дислокаційні скупчення, які у процесі деформування перетворюються на мікро- та макротріщини, що й призводить у підсумку до руйнування металу

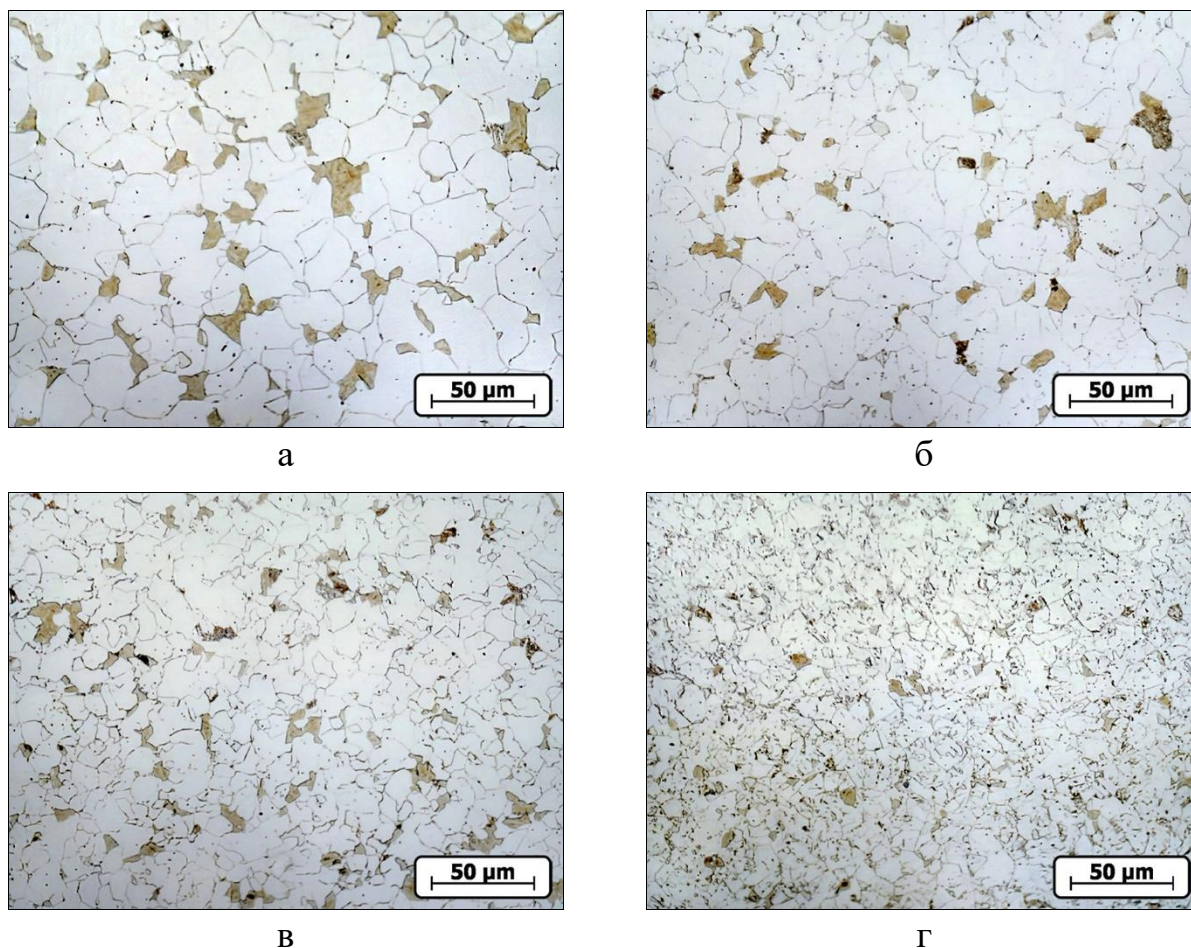
за досягнення локальними напруженнями у феритній матриці певних критичних значень [172]. Саме з цієї причини мінімізація кількості структур гартування є важливим елементом реалізації концепції підвищення деформівності прокату-дроту з низьковуглецевих легованих сталей за рахунок адекватного використання всіх технологічних засобів, які наявні у складі сучасних металургійних підприємств.

За результатами проведених мікроструктурних досліджень було визначено об'ємну частку структурних складників у бунтовому прокаті з досліджуваних сталей після експериментального ТМО (табл. 5.4).

Таблиця 5.4 – Співвідношення структурних складників (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	$\frac{79 / 10 / 6 / 5}{6-8}$	$\frac{79 / 7 / 6 / 8}{6-8}$	$\frac{76 / 9 / 5 / 10}{7-9}$	$\frac{69 / 8 / 10 / 13}{10-12}$
Св-08ХГ2СМФ	$\frac{82 / 7 / 5 / 6}{6-8}$	$\frac{73 / 10 / 7 / 10}{6-8}$	$\frac{71 / 12 / 7 / 10}{7-9}$	$\frac{65 / 10 / 10 / 15}{10-12}$
Св-10ХГ2СМФ	$\frac{73 / 7 / 10 / 10}{8-10}$	$\frac{69 / 5 / 14 / 12}{8-10}$	$\frac{66 / 4 / 15 / 15}{9-11}$	$\frac{65 / 3 / 13 / 19}{10-12}$
Примітка: * У чисельнику наведено об'ємну частку структурних складників (Ф – ферит; П – перліт; Б – бейніт; М – мартенсит), а у знаменнику – номер дійсного зерна.				

Характерну мікроструктуру прокату зі сталей Св-08ХГСМФА і Св-10ХГ2СМФ наведено на рис. 5.2 і 5.3 відповідно. Структура прокату зі сталі Св-08ХГ2СМФ не мала принципових відмінностей від прокату зі сталі Св-08ХГСМФА.

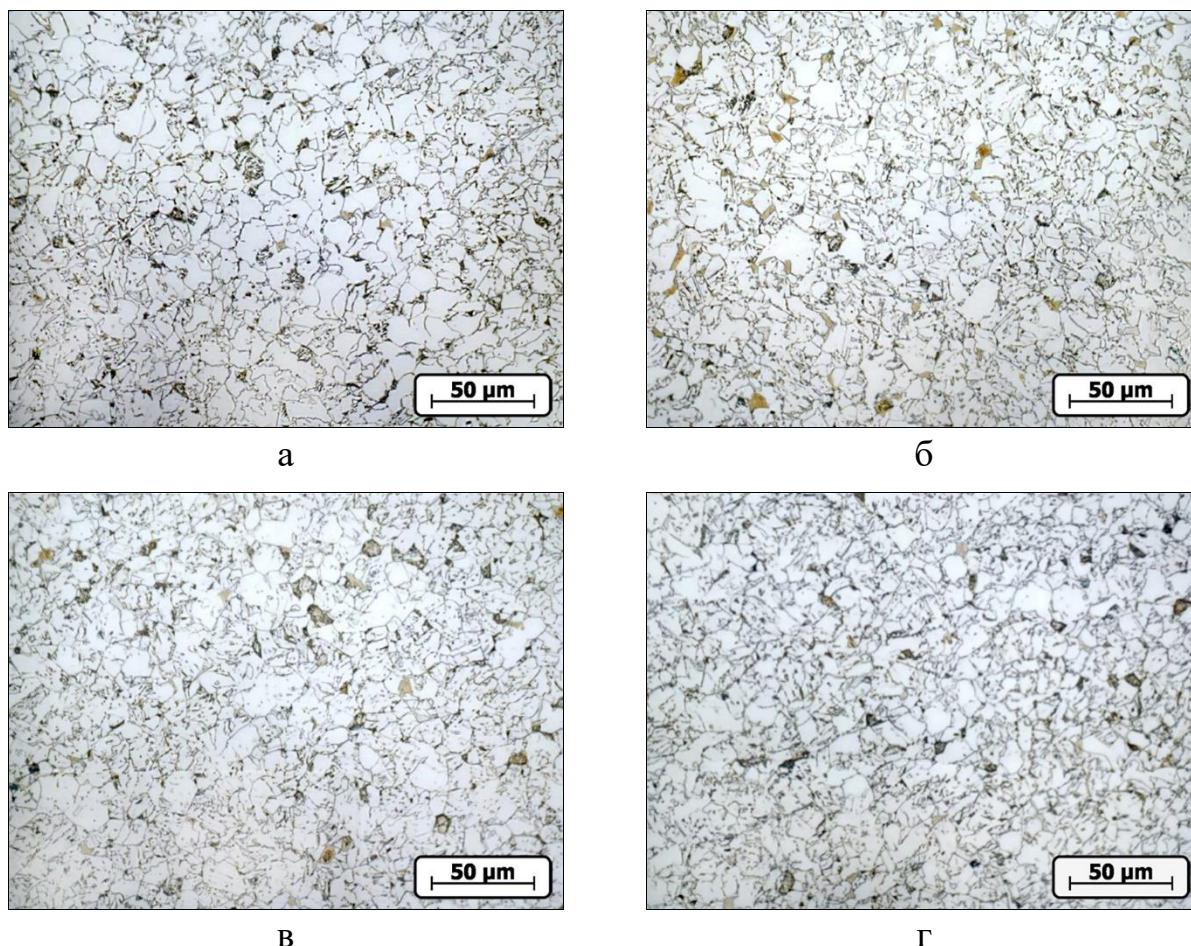


а – основний режим; б – режим № 1; в – режим № 2; г – режим № 3

Рисунок 5.2 – Мікроструктура бунтового прокату зі сталі Св-08ХГСМФА після експериментального ТМО [180]

Аналіз отриманих результатів показав, що реалізація основного експериментального режиму ТМО бунтового прокату для всіх досліджуваних сталей сприяла формуванню у мікроструктурі металу найбільшої об'ємної частки фериту ($203\text{--}218\text{ HV}_{0,02}$) та мінімізації кількості утворюваних бейнітних ($304\text{--}321\text{ HV}_{0,02}$) та мартенситних ($731\text{--}897\text{ HV}_{0,02}$) ділянок (рис. 5.2, а і 5.3, а). 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 у більшості випадків дещо перевищувала показники, що були досягнуті для основного режиму



а – основний режим; б – режим № 1; в – режим № 2; г – режим № 3

Рисунок 5.3 – Мікроструктура бунтового прокату зі сталі Св-10ХГ2СМФ після експериментального ТМО [180]

ТМО (рис. 5.2, б і 5.3, б). 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 фериту в структурі прокату знизилась порівняно з розглянутими вище режимами, а кількість твердих фаз зросла (рис. 5.2, в і 5.3, в). Більш того, дещо зменшилась величина дійсного зерна – до 7–9 номеру для сталей Св-08ХГСМФА і Св-08ХГ2СМФ та 9–11 номеру для сталі Св-10ХГ2СМФ. Зазначена мікроструктурна еволюція пояснюється ще більшим розвитком процесів рекристалізації у гарячедеформованому аустеніті порівняно з режимом № 1 внаслідок більш високих температур розкладання прокату на витки, що і обумовлює, як означено 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 (рис. 5.2, г і 5.3, г). Крім того суттєво зменшилась величина дійсного зерна (до 10–12 номеру). Встановлені особливості структуроутворення для цього режиму пов'язані з більш глибоким водяним охолодженням прокату (до 900 °С), яке призводить до зниження середньої швидкості охолодження металу в інтервалі квазіізотермічного витримування до 0,33 °С/с (табл. 5.2), що є найнижчим значенням цього показника серед всіх експериментальних режимів ТМО. Утворення більшої кількості продуктів зсувного перетворення аустеніту під час більш уповільненого охолодження сталі у вказаному інтервалі 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 -фазою. За таких умов у процесі уповільненого охолодження низьковуглецевих Сг-Мо-V сталей розвиток $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення сприяє дифузійному насиченню

неперетвореного аустеніту вуглецем і марганцем, що призводить до термодинамічної стабілізації γ -фази, як було показано у розділі 3. Залежно від фактичної локальної концентрації вуглецю й інших легувальних елементів цей залишковий аустеніт під час зниження температури зазнає перлітного, бейнітного або мартенситного перетворення. Менша швидкість охолодження дає більше часу для дифузійного перерозподілу хімічних елементів між фазовими складниками 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 і 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 із загальновідомою реакцією механічних властивостей доєвтектоїдних сталей на зміну структурних параметрів [181].

Окремо слід відзначити, що для сталі Св-10ХГ2СМФ 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 у сталі Св-10ХГ2СМФ пояснюється більш високим вмістом вуглецю й марганцю порівняно з іншими досліджуваними сталями (див. табл. 2.1). Як відомо, чутливість кінетики $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення до номінального вмісту вуглецю в сталі зростає у міру зменшення концентрації останнього [130]. Швидкість, з якою зростає

ферит, різко збільшується в міру того, як концентрація вуглецю в сталі наближається до його граничної розчинності у 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 особливо чутлива 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 [130]. 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 [182].

Сталь Св-10ХГ2СМФ також вирізняється більш високим вмістом кремнію у порівнянні з іншими досліджуваними сталями (табл. 2.1). Кремній є одним із ключових зміцнювачів фериту в низьковуглецевих сталях. Він розчиняється у феритній матриці, заміщуючи атоми заліза, що викликає локальні спотворення кристалічної решітки й збільшує опір руху дислокацій під час пластичного деформування металу [183]. Вказана обставина є додаковим фактором підвищення загального рівня міцності та зниження пластичності цієї сталі.

Отже, крім оптимізації режиму ТМО, одним з ефективних шляхів покращення комплексу механічних властивостей бунтового прокату з низьковуглецевих Cr-Mo-V сталей зварювального призначення з точки зору підвищення деформівності під час волочіння слід вважати зниження у межах марочного складу вмісту вуглецю, марганцю та кремнію, що добре узгоджується з результатами інших авторів [184, 185].

5.2 Виготовлення холоднодеформованого зварювального дроту за енергоощадною технологією

Волочіння дроту – це процес пластичного деформування металу шляхом протягування його через послідовну систему спеціального волочильного інструменту (твердосплавних або алмазних волок), за рахунок чого поступово зменшується діаметр заготовки (бунтового прокату або дроту), як схематично показано на рис. 5.4. Багатопрохідні волочильні стани дозволяють отримати значне зменшення перерізу за один технологічний цикл, забезпечуючи високу продуктивність та точність геометричних розмірів дроту.

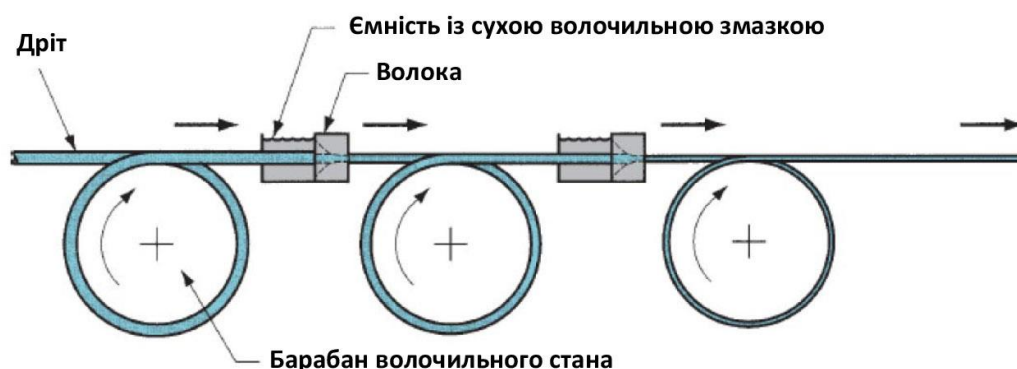


Рисунок 5.4 – Загальна схема процесу виробництва сталевих дротів на багатопрохідному стані сухого волочіння

Обов'язковим етапом перед початком процесу волочіння є підготовка поверхні бунтового прокату, що включає видалення окалини механічним (багаторазові перегини та/або оброблення металевими щітками чи абразивною стрічкою) або хімічним (травлення у розчинах кислот) методом. У випадку сухого волочіння перед кожною волокою у спеціальному пристрої («мильниці») проводять нанесення сухих мастильних порошків (мила на кальцієвій або натрієвій основі), як показано на рис. 5.4, з метою зменшення зносу волочильного інструменту і запобігання надмірного деформаційного розігрівання дроту. Після виходу з останньої волоки зварювальний дрот

намотується на розбірні шпулі для подальшого перемотування на маломірні пластикові або металеві каркасні катушки з вагою дроту 5–15 кг, або збирається у мотки вагою 60–150 кг, бухти вагою 600–800 кг чи картонні бочки вагою 200–250 кг.

У процесі волочіння відбувається зменшення поперечного перерізу та збільшення довжини дроту, тобто переважна схема деформації відповідає видовженню, а обтискання металу відбувається симетрично вісі прутка. Але у осередку деформації під час волочіння в поперечному перерізі дроту формується специфічний тривимірний напружений стан, який змінюється від поверхні до центру. Найважливіші компоненти – це осьові (розтягувальні), радіальні (стискувальні) та тангенціальні (окружні) напруження. У центральних зонах поперечного перерізу прутка на локальний мікрооб'єм металу переважно діють осьове та радіальне напруження, причому розтягувальна компонента суттєво превалює, що визначає переважне видовження мікрооб'єму (рис. 5.5).

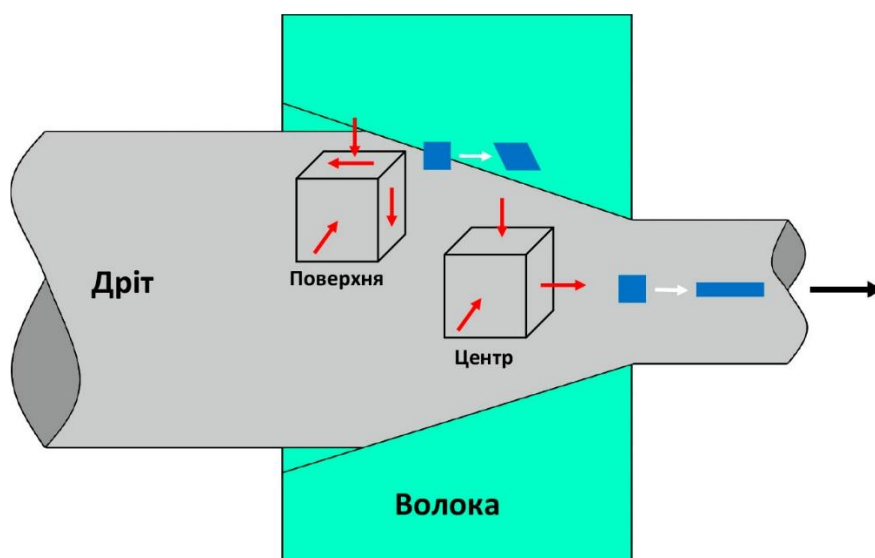


Рисунок 5.5 – Схема напруженого стану в периферійній та центральній зонах поперечного перерізу сталевго дроту в осередку деформації під час волочіння (червоними стрілками позначено систему діючих напружень, сині чотирикутники ілюструють умовну формозміну мікрооб'ємів металу) [186]

У периферійних зонах (приповерхневі шари прутка) превалюють стискувальні та окружні напруження через наявність безпосереднього контакту між дротом і волокою та утворення високих сил тертя, що визначає переважне стиснення та зсув мікрооб'єму. Саме з цієї причини за поперечним перерізом дроту в процесі волочіння формується характерна епюра розподілу механічних напружень у металі (рис. 5.6).

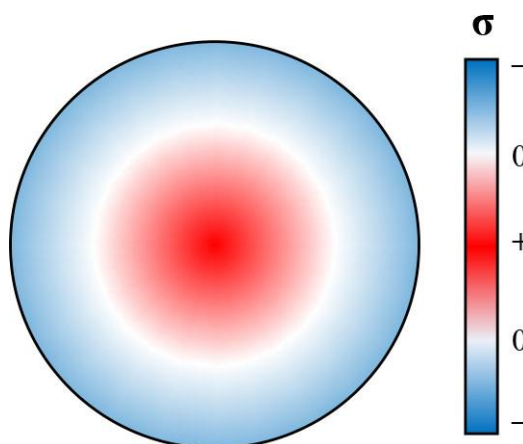
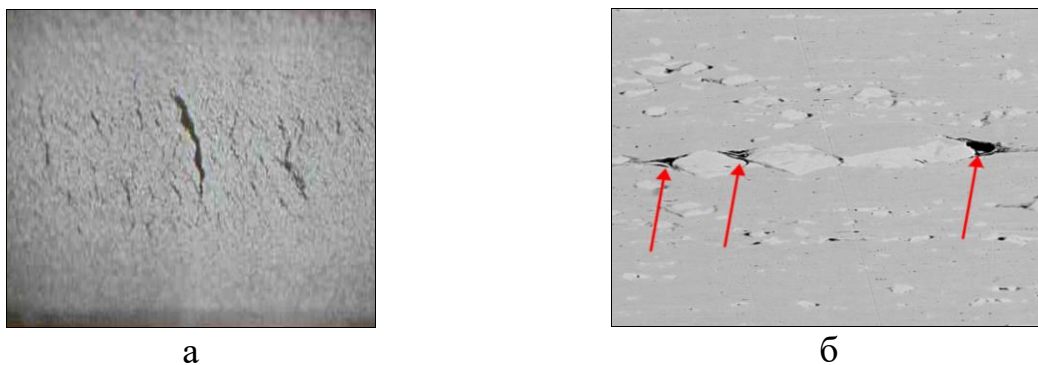


Рисунок 5.6 – Схематична епюра розподілу превалюючих напружень (σ) за поперечним перерізом сталевого дроту в осередку деформації під час волочіння (синім кольором позначено стискувальні напруження, червоним кольором – розтягуювальні)

Такий складний напружений стан у осередку деформації визначає одну з ключових ролей вихідної структури сталевого бунтового прокату у забезпеченні стабільного безобривного перебігу процесу волочіння дроту. Наявність твердих складників, на кшталт мартенситу, бейніту або їх суміші, у структурі сталі зварювального призначення є головними причинами локалізації механічних напружень у відносно пластичній феритній матриці під час інтенсивного холодного деформування, обумовлюють появу тріщин на поверхні дроту (рис. 5.7, а) та мікропорожнин навколо високотвердих компонентів всередині прутка (рис. 5.7, б), що у підсумку може призвести до передчасного руйнування металу (обриву дроту) в процесі оброблення.



а – світлова мікроскопія ($\times 10$); б – РЕМ ($\times 3000$)

Рисунок 5.7 – Тріщини на поверхні (а) та мікропорожнини навколо мартенситних ділянок (позначені червоними стрілками) в структурі холоднодеформованого зварювального дроту (б) [94]

Виготовлення дослідних партій зварювального дроту діаметром 1,2–2,0 мм за енергоощадною технологією (методом «прямого» волочіння, без проведення додаткового рекристалізаційного відпалу дротяної заготовки на проміжному діаметрі) проводили із використанням у якості вихідного матеріалу бунтового прокату діаметром 5,5 мм зі сталей Св-08ХГСМФА та Св-08ХГ2СМФ, термомеханічно обробленого за основним експериментальним режимом, технологічні параметри якого були розроблені за результатами досліджень розділу 4 даної роботи і реалізовані на діючому металургійному підприємстві (підрозділ 5.1).

Враховуючи визначені за результатами теоретичних розрахунків у підрозділі 1.5 цільові показники границі міцності й відносного звуження ($R_m \leq 550$ МПа; $Z \geq 70$ %) і фактично отриманий їх рівень для прокату зі сталі Св-10ХГ2СМФ після основного експериментального режиму ТМО (див. табл. 5.3), з метою підвищення технологічності операції волочіння та забезпечення унормованих вимог до механічних властивостей зварювального дроту було прийнято рішення про перероблення такого прокату із проведенням дотикового термічного оброблення на проміжному розмірі дротяної заготовки, як буде описано у підрозділі 5.3 даної роботи.

Результати вхідного контролю якості прокату зі сталей Св-08ХГСМФА та Св-08ХГ2СМФ за показниками механічних властивостей і кількості поверхневої окалини, який було проведено у випробувальній лабораторії металовиробного заводу, наведено у табл. 5.5.

Таблиця 5.5 – Результати вхідного контролю якості дослідних партій прокату діаметром 5,5 мм

Марка сталі	Показник механічних властивостей		Кількість окалини, кг/т
	Границя міцності, МПа	Відносне звуження, %	
Св-08ХГСМФА	468–515 / 493	73–85 / 78	3,8–5,1 / 4,4
Св-08ХГ2СМФ	455–498 / 469	72–79 / 75	4,2–6,3 / 5,8
Примітка: У чисельнику наведено мінімальне і максимальне значення, у знаменнику – середнє арифметичне.			

Видалення окалини з поверхні прокату перед волочінням виконували екологічно чистим механічним способом, що включав у себе операції знакозмінних перегинів на 180° у двох площинах і додаткове оброблення металевими щітками, як показано на рис. 5.8.



Рисунок 5.8 – Процес підготовки поверхні бунтового прокату до волочіння

Виготовлення зварювального дроту на прямоточних станах сухого волочіння проводили за двома різними технологічними схемами в залежності від фінального діаметру готового металовиробу:

- Ø 2,0 мм: механічне видалення окалини → волочіння з Ø 5,5 мм до Ø 1,97 мм за 9 деформаційних переходів зі швидкістю 7,5–10,0 м/с → змотування на шпулю (500–1000 кг дроту);
- Ø 1,2 мм: механічне видалення окалини → волочіння з Ø 5,5 мм до Ø 2,95 мм за 7 деформаційних переходів зі швидкістю 7,5–8,3 м/с → змотування на шпулю → волочіння з Ø 2,95 мм до Ø 1,17 мм за 7 деформаційних переходів зі швидкістю 4,2–5,8 м/с → змотування на шпулю.

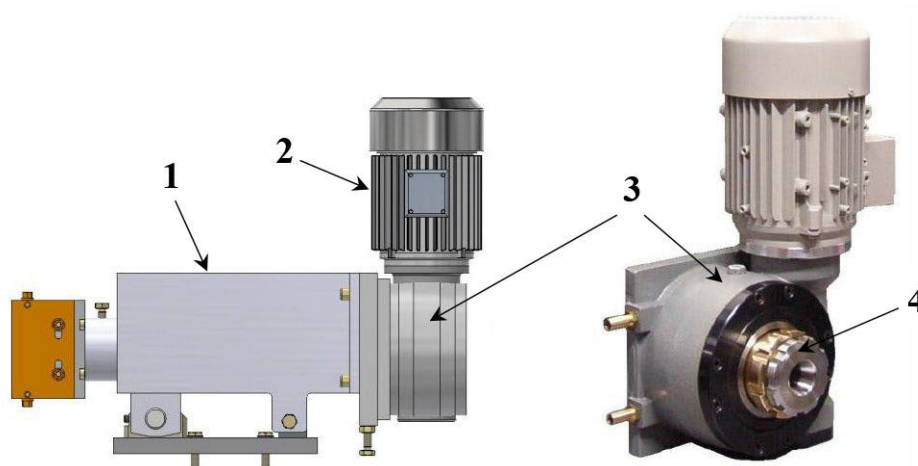
Маршрути волочіння за наведеними вище технологічними схемами та деформаційні показники цього процесу наведені у табл. 5.6.

Для покращення умов волочіння та підвищення якості дроту на кожному з волочильних станів на першому та останньому блоках було встановлено тримачі волок, що оберталися (рис. 5.9), а сам волочильний інструмент піддавався непрямому водяному охолодженню.

Після механічного видалення окалини її залишкова кількість на поверхні прокату складала 0,19–0,38 кг/т, що відповідає задовільному рівню згідно затвердженому внутрішньому технологічному регламенту заводу-виробника. Процес волочіння характеризувався стабільністю перебігу, достатнім захопленням змазки, задовільною обривністю на рівні 0,3–1,4 т⁻¹ для обох технологічних схем виготовлення та високою якістю поверхні (без наявності тріщин) готового зварювального дроту.

Підвищення швидкості волочіння до 12–15 м/с для фінального діаметру дроту 2,0 мм і до 7–9 м/с для діаметру 1,2 мм збільшило обривність дроту до 1,8–3,2 т⁻¹, що, імовірно, пов'язано з більш сильним розігріванням дротяної заготовки у процесі деформування через дію сил тертя на контактній поверхні металу і волоки та, як наслідок, посиленням ефекту деформаційного старіння сталі. Підвищені швидкості волочіння були визнані нетехнологічними, а базові деформаційно-швидкісні параметри виготовлення

Діаметр прокату або дротяної заготовки, мм	Діаметр дроту, мм / одиничне обтиснення (ε_i), % / коефіцієнт одиничної витяжки (μ_i) за деформаційними переходами									ε_Σ $\varepsilon_{сер}$, %	μ_Σ $\mu_{сер}$
	1	2	3	4	5	6	7	8	9		
Ø 5,5 мм → Ø 2,0 мм											
5,5	4,80	4,20	3,70	3,25	2,90	2,60	2,35	2,13	1,97	<u>87,2</u> 20,4	<u>7,79</u> 1,26
	23,8	23,4	22,4	22,8	20,4	19,6	18,3	17,8	14,5		
	1,31	1,31	1,29	1,30	1,26	1,24	1,22	1,22	1,17		
Ø 5,5 мм → Ø 2,95 мм											
5,5	4,80	4,35	3,95	3,60	3,30	3,10	2,95			—	—
	23,8	17,9	17,5	16,9	16,0	11,8	9,4	—	—		
	1,31	1,22	1,21	1,20	1,19	1,13	1,10				
Ø 2,95 мм → Ø 1,2 мм											
2,95	2,60	2,25	1,95	1,70	1,50	1,32	1,17			—	—
	22,3	25,1	24,9	24,0	22,1	22,6	21,4	—	—		
	1,29	1,34	1,33	1,32	1,28	1,29	1,27				
Σ Ø 5,5 → Ø 1,2 мм	—	—	—	—	—	—	—	—	—	<u>95,5</u> 19,7	<u>22,1</u> 1,25
Примітка: ε_Σ – сумарне обтиснення; μ_Σ – сумарний коефіцієнт витяжки; $\varepsilon_{сер}$ і $\mu_{сер}$ – середнє арифметичне значення одиничних обтиснень і коефіцієнтів одиничної витяжки відповідно за всіма деформаційними переходами для маршруту волочіння.											



1 – ємність для сухої волоочильної змазки; 2 – електродвигун;

3 – тримач волоки з механічним редуктором; 4 – волока

Рисунок 5.9 – Схематичне зображення модульного вузла з тримачем волоки, що обертається, з непрямым водяним охолодженням

Результати механічних випробувань на розтяг виготовлених дослідних партій зварювального дроту діаметром 2,0 мм і 1,2 мм зі сталей Св-08ХГСМФА та Св-08ХГ2СМФ наведені у табл. 5.7.

Таблиця 5.7 – Механічні властивості готового зварювального дроту

Марка сталі	Діаметр дроту, мм	Границя міцності*, МПа		Кількість дроту з перевищеною R_m , % відн.
		Нормативні вимоги	Фактичні дані	
Св-08ХГСМФА	2,0	784–1176	1035–1142	0
	1,2	882–1323	1220– 1385	5,9
Св-08ХГ2СМФ	2,0	784–1176	997–1058	0
	1,2	882–1323	1171– 1343	2,5

Примітка: * Наведено мінімальне і максимальне значення.

Аналіз даних табл. 5.7 засвідчив, що показники границі міцності зварювального дроту діаметром 2,0 мм, виготовленого з обох досліджуваних

сталей, цілковито відповідали вимогам нормативної документації на такий вид продукції. Для дроту діаметром 1,2 мм у деяких випадках було характерним перевищення унормованих вимог до тимчасового опору руйнуванню, але кількість невідповідної за вказаною характеристикою продукції була відносно невисокою (див. табл. 5.7), тому загально результати перероблення дослідних партій бунтового прокату були визнані задовільними.

Технологічні випробування дослідних партій дроту, проведені кінцевим споживачем методом електродугового зварювання у різних просторових положеннях, показали відповідність механічних властивостей зварних з'єднань унормованим вимогам, стабільну поведінку дроту під час проходження через механізми подавання у напівавтоматичних зварювальних агрегатах, а самі партії атестовані у повному обсязі.

Таким чином, бунтовий прокат діаметром 5,5 мм зі сталей Св-08ХГСМФА та Св-08ХГ2СМФ, виготовлений за розробленою у роботі технологією знеміцнювального ТМО, має високу технологічну пластичність, що дає змогу виробляти з нього зварювальний дріт методом «прямого» волочіння (без проведення додаткового пом'якшувального термічного оброблення дротяної заготовки на проміжному діаметрі) із сумарним обтисненням до 95 %. За результатами технологічних випробувань встановлено, що дослідні партії виготовленого дроту діаметром 2,0 мм і 1,2 мм відповідають вимогам нормативної документації, характеризуються стабільною поведінкою в зварювальному обладнанні, забезпечують необхідну якість зварного з'єднання та можуть використовуватися у серійному виробництві. Виключення з технологічного циклу виготовлення дроту операції проміжного відпалу дозволяє суттєво скоротити витрату енергоносіїв (електроенергії чи природного газу), а економічний ефект за таких умов складає 120–150 доларів США на 1 тону готової продукції залежно від фактичної вартості енергоресурсів для конкретного регіону чи заводу-виробника.

5.3 Альтернативні шляхи підвищення технологічної пластичності бунтового прокату з окремого нагрівання

Деформаційне зміцнення (наклеп) сталевого дроту під час волочіння та схильність до обривів – це прямий наслідок особливостей пластичної деформації металу в холодному стані. Основними фізичними причинами механічного наклепу та зниження технологічної пластичності сталевого дроту є [187]:

Накопичення дислокацій:

- у процесі деформування різко зростає густина дислокацій;
- дефекти кристалічної будови взаємодіють та «блокують» один одного;
- для подальшого ковзання дислокацій потрібне постійне збільшення напруження.

Спотворення кристалічної решітки:

- виникають пружні внутрішні напруження;
- збільшується опір пластичній деформації.

Формування текстури волочіння:

- зеренна структура трансформується, кристаліти витягуються (за умови достатньої пластичності структурних складників) вздовж вісі дроту;
- зростає анізотропія властивостей металу.

Зміна механічних властивостей:

- зростають границі плинності та міцності;
- знижуються відносні подовження та звуження.

Отже, у процесі холодного пластичного деформування дріт стає міцнішим, але менш пластичним, що підвищує ризик обриву під час волочіння. Обрив дроту відбувається, коли тягове напруження волочіння перевищує поточну міцність матеріалу (його границю міцності), найчастіше це відбувається локально. Типовими причинами обривів є надмірний наклеп металу, занадто велике обтиснення за один деформаційний прохід, дефекти на поверхні прокату/дроту, наявність великих неметалевих або шлакових

включень, неякісна змазка, знос або пошкодження волоочильного інструменту, перегрів у зоні деформації (через адіабатичний розігрів), неспіввісність волоки і дроту, вібрації тощо [186].

Для зняття наклепу, відновлення пластичності, зменшення залишкових напружень і формування потрібної структури металу в промисловій практиці у процесі волочіння проводять рекристалізаційний відпал у підкритичному інтервалі температур (нижче критичної температури A_{c1}) на проміжному діаметрі дрітної заготовки, що дозволяє продовжити холодне деформування без обривів і отримати дріт із заданими механічними властивостями. Особливої важливості цей технологічний прийом набуває для низьковуглецевих легованих сталей, зокрема зварювального призначення, через наявність у структурі останніх складників з різними фізико-механічними властивостями на кшталт пластичного фериту, перліту різної дисперсності, верхнього або нижнього бейніту та високотвердого мартенситу.

Як було зазначено у підрозділі 5.2, фактично отриманий рівень границі міцності й відносного звуження бунтового прокату зі сталі Св-10ХГ2СМФ після основного експериментального режиму знеміцнювального ТМО (див. табл. 5.3) не відповідав цільовим показникам ($R_m \leq 550$ МПа; $Z \geq 70$ %), що були визначені за результатами теоретичних розрахунків у підрозділі 1.5. У зв'язку з цим було прийнято рішення про його перероблення у зварювальний дріт діаметром 3,0 мм і 2,0 мм із застосуванням операції дотакового термічного оброблення (рекристалізаційного відпалу) на проміжному розмірі дрітної заготовки з метою забезпечення унормованих механічних властивостей готової продукції.

Виготовлення зварювального дроту зі сталі Св-10ХГ2СМФ на прямоточних станах сухого волочіння проводили за двома різними технологічними схемами в залежності від фінального діаметру готового металовиробу:

- Ø 3,0 мм: механічне видалення окалини → волочіння з Ø 5,5 мм до Ø 4,95 мм за 1 деформаційний перехід → змотування на шпулю (500–1000 кг

дроту) → рекристалізаційний відпал → волочіння з Ø 4,95 мм до Ø 2,97 мм за 4 деформаційні переходи зі швидкістю 7,5–8,3 м/с → змотування на шпулю;

- Ø 2,0 мм: механічне видалення окалини → волочіння з Ø 5,5 мм до Ø 3,40 мм за 4 деформаційні переходи зі швидкістю 7,0–7,8 м/с → змотування на шпулю → рекристалізаційний відпал → волочіння з Ø 3,40 мм до Ø 1,97 мм за 5 деформаційних переходів зі швидкістю 8,7–10,2 м/с → змотування на шпулю.

Маршрути волочіння за наведеними вище технологічними схемами та деформаційні показники цього процесу наведені у табл. 5.8.

Таблиця 5.8 – Параметри технологічних маршрутів виробництва дроту з проведенням термічного оброблення на проміжному діаметрі

Діаметр прокату, мм	Діаметр дроту, мм / одиничне обтиснення (ε_i), % / коефіцієнт одиничної витяжки (μ_i) за деформаційними переходами									ε_{Σ} $\varepsilon_{сер}$, %	μ_{Σ} $\mu_{сер}$
	1	2	3	4	5	6	7	8	9		
Ø 5,5 мм → Ø 4,95 мм → відпал → Ø 3,0 мм											
5,5	4,95	4,35	3,80	3,35	2,97					<u>70,8</u>	<u>3,43</u>
	19,0	22,8	23,7	22,3	21,4	—	—	—	—	21,8	1,28
	1,23	1,29	1,31	1,29	1,27						
Ø 5,5 мм → Ø 3,4 мм → відпал → Ø 2,0 мм											
5,5	4,80	4,20	3,75	3,40	3,00	2,65	2,35	2,15	1,97	<u>87,2</u>	<u>7,79</u>
	23,8	23,4	20,3	17,8	22,1	22,0	21,4	16,3	16,0	20,3	1,26
	1,31	1,31	1,25	1,22	1,28	1,28	1,27	1,19	1,19		

Примітка: ε_{Σ} – сумарне обтиснення; μ_{Σ} – сумарний коефіцієнт витяжки;
 $\varepsilon_{сер}$ і $\mu_{сер}$ – середнє арифметичне значення одиничних обтиснень і
коефіцієнтів одиничної витяжки відповідно за всіма деформаційними
переходами для маршруту волочіння.

Рекристалізаційний відпал дротяної заготовки діаметром 4,95 мм і 3,40 мм проводили у ковпачових печах із застосування захисної атмосфери (дисоційованого аміаку $\text{NH}_3 \rightarrow 75\% \text{H}_2 + 25\% \text{N}_2$) для запобігання окиснення поверхні металу відповідно до термічного циклу, наведеного на рис. 5.10.

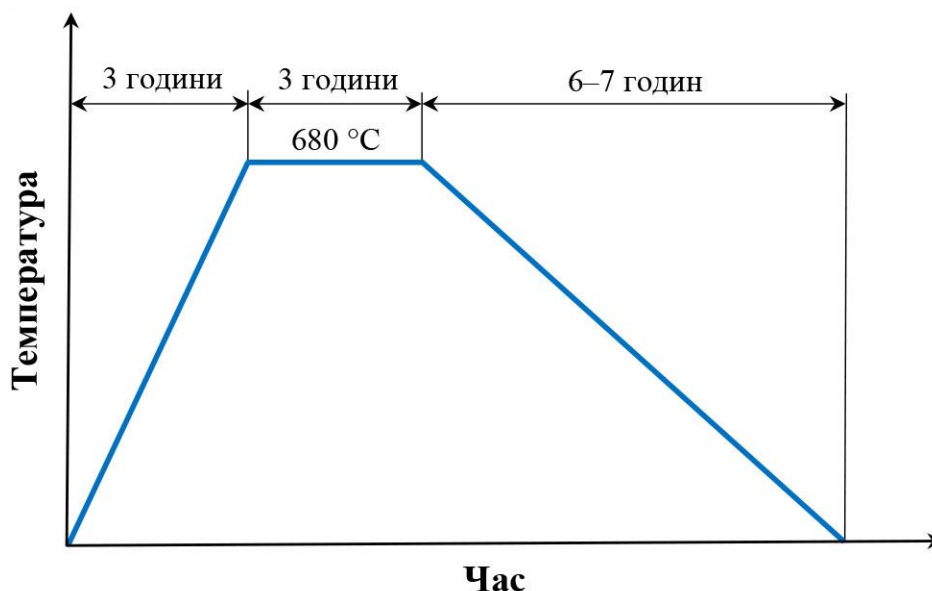


Рисунок 5.10 – Схема термічного циклу рекристалізаційного відпалу дротяної заготовки зі сталі Св-10ХГ2СМФ

Після механічного видалення окалини її залишкова кількість на поверхні прокату складала 0,15–0,27 кг/т, що відповідає задовільному рівню згідно затвердженому внутрішньому технологічному регламенту заводу-виробника. Процес волочіння характеризувався стабільністю перебігу, достатнім захопленням змазки, задовільною обривністю на рівні 0,2–0,8 т⁻¹ для обох технологічних схем виготовлення та високою якістю поверхні (без наявності мікротріщин) готового зварювального дроту.

Результати механічних випробувань на розтяг дослідних партій дротяної заготовки перед та після пом'якшувального термічного оброблення, а також готового зварювального дроту наведені у табл. 5.9.

Аналіз даних табл. 5.9 показав, що механічні властивості зварювального дроту діаметром 3,0 мм і 2,0 мм цілковито відповідали

вимогам нормативної документації на такий вид продукції. Загально результати перероблення дослідних партій бунтового прокату зі сталі Св-10ХГ2СМФ із застосування додаткового термічного оброблення (рекристалізаційного відпалу) на проміжному діаметрі дротяної заготовки були визнані задовільними. Технологічні випробування дослідних партій дроту, проведені кінцевим споживачем методом електродугового наплавлювання, показали відповідність механічних властивостей наплавленого металу унормованим вимогам, стабільну поведінку дроту під час використання у автоматичних наплавних агрегатах, а самі партії атестовані у повному обсязі.

Таблиця 5.9 – Механічні властивості проміжної дротяної заготовки та готового зварювального дроту зі сталі Св-10ХГ2СМФ

Проміжна дротяна заготовка			Готовий дріт		
Діаметр, мм	Границя міцності*, МПа		Діаметр, мм	Границя міцності*, МПа	
	Перед відпалом	Після відпалу		Нормативні вимоги	Фактичні дані
4,95	806–845	560–637	3,0	686–1029	833–1025
3,40	972–1035	549–608	2,0	784–1176	843–1019
Примітка: * Наведено мінімальне і максимальне значення.					

Таким чином, бунтовий прокат діаметром 5,5 мм зі сталі Св-10ХГ2СМФ, виготовлений за розробленою у роботі технологією ТМО, може перероблятися у зварювальний дріт тільки за традиційною технологічною схемою, що включає в себе операцію додаткового термічного оброблення (рекристалізаційного відпалу) на проміжному діаметрі дротяної заготовки. Водночас якість дроту, виготовленого за вказаною схемою, цілком відповідає вимогам нормативної документації, забезпечує стабільність процесу зварювання, що визначає придатність такої металопродукції відповідального призначення до застосування у промислових умовах.

5.4 Прогнозування енергосилових параметрів процесу волочіння та показників міцності холоднодеформованого зварювального дроту

У 2018 році в Інституті чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України була створена комп'ютерна програма CalcRoutes [188], яка дозволяє прогнозувати енергосилові параметри волочіння і визначати границю міцності переробної дротяної заготовки та готового дроту в залежності від якості вихідного прокату. Інтерфейсне меню програмної оболонки передбачає введення вихідних параметрів процесу волочіння, таких як діаметри прокату і дроту, границя міцності прокату в стані постачання, кількість блоків волочильного стана, інтегральний показник хімічного складу сталі (вуглецевий еквівалент), структурні параметри прокату (наприклад, кількість сорбітоподібного перліту для високовуглецевих сталей або об'ємна частка бейнітно-мартенситних структур для низьковуглецевих легованих сталей), потужність електродвигунів і коефіцієнт використання волочильного стана у виробничому процесі. Програмою передбачена можливість побудови маршрутів волочіння з використанням двох алгоритмів: з рівномірними одиничними обтисненнями і з обтисненнями, що постійно зменшуються.

Програма дозволяє визначати такі показники процесу волочіння дроту, як розмір волок для побудови маршруту волочіння, кінематичну схему витяжки прокату, швидкість волочіння, границю міцності сталі після проходження через кожний із осередків деформації, коефіцієнт навантаження на електродвигуни, сумарну потужність волочіння, теоретичну та фактичну продуктивність з урахуванням фонду робочого часу.

Розрахунок границі міцності дроту базується на відомому рівнянні Туленкова-Злотнікова (1.1), яке було модифіковане шляхом введення емпіричного коефіцієнту k , що враховує хімічний склад і структурний стан сталі та, відповідно, рівень її деформаційного зміцнення під час прямого (без знеміцнювального термічного оброблення дротяної заготовки на проміжному

діаметрі) холодного деформування на сучасних волочильних станах, як було докладно розглянуто у підрозділі 1.5.

За результатами промислового перероблення дослідних партій бунтового прокату зі сталей Св-08ХГСМФА, Св-08ХГ2СМФ і Св-10ХГ2СМФ, виготовленого із застосуванням розробленого у дисертаційній роботі режиму знеміцнювального термомеханічного оброблення, було доповнено базу даних комп'ютерної програми CalcRoutes. На засадах отриманих даних розроблено спеціалізований програмний модуль (рис. 5.11), який дозволяє розраховувати раціональні маршрути волочіння й енергосилові параметри деформування, а також прогнозувати рівень показників міцності холоднодеформованого зварювального дроту або проміжної дротяної заготовки із зазначених вище низьковуглецевих легованих сталей в залежності від початкового рівня якості прокату [189].

Вихідний діаметр прокату	5,50	мм	▲	 Інститут чорної металургії ім. С.І. Некрасова Національної академії наук України	Коефіцієнт використання обладнання (Кво) 0,8 Фонд робочого часу 4800 годин на рік					
Кінцевий діаметр дроту	2,00	мм	▲		Коефіцієнт складання 12,0 Оберіть характеристику маршруту волочіння: ☒ Рівномірний ☐ Спадаючий					
Кількість блоків волочильного стану	9	од.	▲							
Одиничні обчислення у намотувальному апараті	0,00	%	▲							
Значення вуглецевого еквіваленту	0,273	% ваг.	▲							
Границя міцності прокату	493	МПа	▲							
Швидкість волочіння	51	кгс/мм ²	▲							
	10,00	м/с	▲							
Кількість бейнітно-мартенситних структур	600,00	м/хв	▲							
	11,00	% об.	▲							
Результати розрахунку:										
Обчислення сумарне	86,78	%		Продуктивність (теоретична)	888,00	кг/год				
Обчислення одиничне середнє	20,13	%		Продуктивність (розрахункова, Кво = 0,8)	710,40	кг/год				
Обчислення одиничне максимальне	23,88	%		Продуктивність (розрахункова)	5,68	т/зміну				
Обчислення одиничне мінімальне	16,21	%		Продуктивність (розрахункова)	17,05	т/добу				
Істинна деформація				Продуктивність (розрахункова)	3 409,92	т/рік				
– загальна	2,0232			Загальна потужність волочіння	107,55	кВт				
– середня за прохід	0,2248									
№ волочильного блоку	Діаметр волоки, мм	Обчислення одиничне, %	Обчислення сумарне, %	Швидкість волочіння, м/с	Коефіцієнт кінематичної витяжки, (μ)	Границя міцності	Зусилля при волочінні, кН	Потужність волочіння, кВт	Потужність електродвигуна, кВт	Коефіцієнт навантаження електродвигуна
						МПа	кгс/мм ²			
1	4,80	23,88	23,88	1,74	1,31	580	60	4,76	9,19	22
2	4,21	22,96	41,35	2,25	1,30	651	67	4,08	10,21	22
3	3,72	22,03	54,27	2,89	1,28	719	74	3,42	11,00	22
4	3,30	21,09	63,91	3,66	1,27	785	81	2,87	11,67	22
5	2,95	20,13	71,18	4,59	1,25	851	87	2,40	12,25	22
6	2,65	19,17	76,70	5,68	1,24	916	94	2,02	12,76	22
7	2,40	18,19	80,94	6,94	1,22	980	100	1,71	13,18	22
8	2,18	17,20	84,22	8,38	1,21	1 044	107	1,45	13,52	22
9	2,00	16,21	86,78	10,00	1,19	1 108	113	1,24	13,78	22

Рисунок 5.11 – Скріншот робочого вікна комп'ютерної програми

CalcRoutes [189]

5.5 Розроблення рекомендацій щодо адаптації технології знеміцнювального термомеханічного оброблення бунтового прокату на металургійних підприємствах України

Станом на 2026 рік в Україні (без урахування тимчасово окупованих територій) виробництво сталевого бунтового прокату широкого марочного сортаменту сконцентроване на двох металургійних комбінатах, розташованих у Дніпропетровській області: ПАТ «АрселорМіттал Кривий Ріг» (м. Кривий Ріг) і ПРАТ «Камет-Сталь» (м. Кам'янське). Обидва підприємства мають повний цикл виробництва металопродукції, що включає доменні печі для виплавляння чавуну, кисневі конвертери для виплавляння сталі, установки позапічного оброблення розплаву з можливістю продування інертними газами, машини безперервного лиття заготовок, прокатні стани та лінії водо-повітряного охолодження прокату типу Стелмор.

Комплекс технологічного обладнання ПАТ «АрселорМіттал Кривий Ріг» включає у себе два прокатних стана з лініями Стелмор: дротяний стан 150-1 і дрібносортно-дротяний стан 250/150-6, які дають змогу виготовляти бунтовий прокат діаметром 5,5–14,0 мм. Вказане обладнання було уведене в експлуатацію на комбінаті у 90-х роках минулого століття та з точки зору сучасних тенденцій у виробництві високоякісного прокату з низьковуглецевих легованих сталей може вважатися морально застарілим. Це пов'язано з особливостями конструктивного виконання ліній двостадійного охолодження, що мають відносно невелику довжину роликового транспортеру (на стані 150-1 загальна довжина конвейєру 86 м, з них 48 м обладнано теплоізоляційними кришками, а на стані 250/150-6 загальна довжина конвейєру – 79 м, з них 64 м обладнано кришками), мають високі мінімально можливі швидкості транспортування витків прокату (0,25–0,30 м/с) і слабо адаптовані для високотемпературних квізіізотермічних витримувань витків прокату під теплоізоляційними кришками (періодично стаються «заклинювання» роликів транспортеру внаслідок перегрівання

підшипників). Водночас ці лінії мають і певні переваги: наявні достатньо потужні охолоджувальні вентиляторні системи, а стан 250/150-6 додатково обладнано пристроями для регульованого розподілу потоків повітря за шириною рольгангу, що комплексно дозволяє виготовляти якісний бунтовий прокат з високовуглецевих сталей, виробництво якого не передбачає довготривалого високотемпературного витримування під теплоізоляційними кришками.

ПРАТ «Камет-Сталь» має у своєму арсеналі більш сучасний прокатний стан 400/200 з лінією Стелмор виробництва італійської фірми Danieli для виготовлення бунтового прокату діаметром 5,5–16,0 мм, який було запущено в експлуатацію у 2014 році. Загальна довжина ділянки повітряного охолодження прокату (конвейеру) при цьому складає 100 м, з яких 70 м обладнано теплоізоляційними кришками, а сама лінія відноситься до «довгого» типу згідно сучасної класифікації. Конструктивне виконання вказаного обладнання передбачає можливість проведення квазіізотермічного витримування витків прокату на конвейері під теплоізоляційними кришками за знижених швидкостей транспортування (від 0,08 м/с), що є важливим аспектом під час виробництва прокату з низьковуглецевих легованих сталей зварювального сортаменту. З недоліків цієї лінії можна відзначити відсутність на даний час систем для регульованого розподілу потоків охолоджувального повітря за шириною рольгангу.

З огляду на наведений вище наявний склад основного технологічного обладнання та конструктивні особливості прокатно-термічного устаткування двох національних металургійних комбінатів, промислове впровадження розробленої у підрозділі 4.3 науково обґрунтованої технології знеміцнювального ТМО бунтового прокату малого діаметру з низьковуглецевих Cr-Mo-V сталей зварювального призначення, що передбачає завершення гарячого деформування у чистовому прокатному блоці за температур 1050–1100 °С, водяне охолодження прокату до 950 °С, прискорене повітряне охолодження в діапазоні температур 950–850 °С зі

швидкістю $\sim 10\text{ }^{\circ}\text{C/s}$, уповільнене охолодження (квазіізотермічне витримання) в інтервалі температур $850\text{--}570\text{ }^{\circ}\text{C}$ із середньою швидкістю $\sim 0,4\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ та фінальне охолодження від $570\text{ }^{\circ}\text{C}$ до кімнатної температури у спокійному повітрі, є найбільш доцільним в умовах ПРАТ «Камет-Сталь» і з технічної точки зору не має суттєвих обмежень. Як показало лабораторне моделювання, проведене у підрозділі 4.2, реалізація запропонованої у роботі схеми багатостадійного диференційованого водо-повітряного охолодження прокату на лінії Стелмор стана 400/200 ПРАТ «Камет-Сталь» буде сприяти формуванню мінімальної об'ємної частки бейнітно-мартенситних складників у структурі досліджуваних сталей, що є передумовою для отримання найнижчих показників міцності металу та забезпечення високого рівня його технологічної пластичності під час подальшого виготовлення зварювального дроту за енергоефективним методом «прямого» волочіння.

Впровадження розробленої у роботі технології знеміцнювального ТМО бунтового прокату з легованих сталей зварювального призначення на ПАТ «АрселорМіттал Кривий Ріг» постає більш складним завданням. Відносно короткі роликові транспортери діючих ліній Стелмор на вказаному підприємстві та високі мінімально можливі швидкості транспортування витків прокату на конвейері обумовлюють збільшення швидкості охолодження металу в області дифузійного $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення з подальшим активним розвитком бейнітного перетворення. Результати лабораторного моделювання (підрозділ 4.2) засвідчили, що зазначені особливості режиму ТМО прокату на стадії повітряного охолодження створюють передумови для формування у кінцевій мікроструктурі досліджуваних сталей великої кількості (до 76 % об.) бейнітно-мартенситної суміші й мінімальної об'ємної частки м'якого фериту. Такий структурний стан бунтового прокату буде визначати його низьку технологічність під час подальшого холодного пластичного деформування методом волочіння із значними ступенями сумарного відносного обтиснення, а виготовлення зварювального дроту стане можливим тільки після додаткового термічного оброблення прокату на металовиробному заводі у печах із захисною атмосферою з повною

перекристалізацією (нагріванням вище критичної температури A_{c3}) та подальшим уповільненим охолодженням. Додаткова операція термічного оброблення прокату є дороговартісним процесом, що, своєю чергою, призведе до збільшення собівартості виробництва дроту та зниження його конкурентоспроможності на ринку.

Отже, реалізація запропонованої у роботі схеми багатостадійного диференційованого водо-повітряного охолодження прокату з низьковуглецевих Cr-Mo-V сталей зварювального призначення в умовах ПАТ «АрселорМіттал Кривий Ріг» стане можливою після модернізації ліній Стелмор прокатних станів 150-1 і 250/150-6 в частині зниження граничних швидкостей транспортерів та адаптації механічної частини конвейерів до високотемпературних квізіізотермічних витримувачів металу під теплоізоляційними кришками. Вказане підприємство виявило потенційну зацікавленість у реалізації запропонованої в роботі технології (Додаток Г).

За результатами проведеного аналізу можна констатувати, що впровадження розробленої технології знеміцнювального ТМО прокату з низьковуглецевих легованих сталей та його енергоефективне перероблення у зварювальний дріт на українських галузевих підприємствах є цілковито можливим і актуальним. Виконання цього завдання буде сприяти активному повоєнному відновленню України в рамках реновації пошкоджених промислових об'єктів та транспортної інфраструктури, дозволить вітчизняній промисловості домогтися імпортозаміщення за важливими позиціями зварювальних матеріалів, а національним металургійним і металовиробним підприємствам опанувати випуск нового виду продукції та гідно представити його не тільки на внутрішньому, а й на зовнішньому ринках збуту.

Висновки до розділу 5

1. За результатами проведених досліджень запропоновано наступний режим ТМО бунтового прокату з низьковуглецевих Cr-Mo-V сталей зварювального призначення: завершення гарячого деформування у

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 у спокійному повітрі.

2. Реалізація запропонованого режиму ТМО сприяє формуванню у структурі прокату з досліджуваних сталей найбільшої об'ємної частки фериту (до 73–82 % об. залежно від марки сталі) та мінімізації кількості утворюваних бейнітних (до 5–10 % об.) та мартенситних (до 5–10 % об.) ділянок. Величина дійсного (феритного) 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 прокату ($R_m = 472$ –648 МПа залежно від марки сталі) та найвищих для відносного звуження ($Z = 58$ –77 %).

3. Зниження у межах марочного складу вмісту вуглецю, марганцю та кремнію є додатковим фактором, що обумовлює інтенсифікацію і повноту перебігу дифузійного $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення у низьковуглецевих Cr-Mo-V сталях, внаслідок чого поліпшується комплекс механічних властивостей бунтового прокату з огляду на технологічність його перероблення у зварювальний дріт за методом холодного пластичного деформування (волочіння).

4. Промислове перероблення дослідних партій бунтового прокату діаметром 5,5 мм зі сталей Св-08ХГСМФА та Св-08ХГ2СМФ, виготовленого за розробленою технологією знеміцнювального ТМО, засвідчив його високу технологічну пластичність, що дає змогу виробляти зварювальний дріт методом «прямого» волочіння (без проведення додаткового пом'якшувального термічного оброблення дрітної заготовки на проміжному

діаметрі) із сумарним обтисненням до 95 %. При цьому процес волочіння характеризується енергоефективністю, екологічністю, прийнятною продуктивністю та високою якістю готового зварювального дроту.

5. За результатами проведених у промислових умовах досліджень встановлено, що бунтовий прокат діаметром 5,5 мм зі сталі Св-10ХГ2СМФ після ТМО за запропонованим режимом може бути використаний для виготовлення зварювального дроту виключно за традиційною технологічною схемою із застосуванням операції додаткового термічного оброблення (рекристалізаційного відпалу) на проміжному діаметрі дротяної заготовки.

6. На підставі результатів промислового перероблення дослідних партій бунтового прокату з низьковуглецевих Сг-Мо-V сталей розроблено спеціалізований модуль комп'ютерної програми CalcRoutes, що дозволяє визначати раціональні маршрути волочіння, енергосилові параметри деформування та прогнозувати рівень показників міцності зварювального дроту або проміжної дротяної заготовки залежно від початкового рівня якості прокату.

7. Аналітичними дослідженнями показано, що з точки зору наявного у даний час складу та особливостей прокатно-термічного обладнання на діючих металургійних комбінатах України промислове впровадження розробленої технології знеміцнювального ТМО бунтового прокату малого діаметру з низьковуглецевих Сг-Мо-V сталей зварювального призначення є найбільш доцільним і технічно можливим в умовах ПРАТ «Камет-Сталь» (м. Кам'янське).

У розділі 5 використані джерела [23, 94, 130, 170, 172, 176–189]. Їх найменування наведено у загальному переліку джерел посилання.

Результати теоретичних та експериментальних досліджень даного розділу наведено у [180, 189].

ВИСНОВКИ

Отримані під час виконання дисертаційної роботи результати можна узагальнити у наступних висновках:

1. Актуалізовано й узагальнено сучасні тенденції та проблеми виробництва прокату і дроту з низьковуглецевих Cr-Mo-V сталей зварювального призначення. Проаналізовано вимоги діючої нормативної документації та специфікацій кращих світових і вітчизняних виробників бунтового прокату з легованих сталей для виготовлення зварювального дроту. Визначено цільові показники якості відповідної металопродукції з урахуванням характеристик самих зварювальних матеріалів.

2. Показано, що необхідною передумовою для пластифікації бунтового прокату зварювального призначення є створення специфічного структурного стану гарячедеформованого аустеніту перед початком його розпаду, який характеризується дрібним розміром зерна за рахунок розвитку динамічної рекристалізації й мінімальною щільністю дислокацій та їх упорядкуванням завдяки наступному перебігу статичного повернення та метадинамічної рекристалізації з одночасним пригніченням розвитку статичної рекристалізації. Перетворення дрібнозернистого метастабільного аустеніту за таких умов буде починатися за більш високих температур порівняно з крупнозернистим та у випадку низьковуглецевих легованих сталей буде супроводжуватися утворенням більшої об'ємної частки поліедричного фериту і меншою вірогідністю утворення структур бейнітного й мартенситного типів під час уповільненого охолодження прокату.

3. Отримано термодинамічні криві фазових перетворень в сталі CrMoV1Si (аналог Св-08ХГСМФА) під час безперервного охолодження з аустенітної області. За результатами мікроструктурних досліджень встановлено, що при швидкості охолодження до $1,1\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ структура складається з фериту, перліту, бейніту та мартенситу, у інтервалі швидкостей охолодження $1,1\text{--}7,1\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ формується феритно-перлітно-бейнітна структура, при охолодженні зі швидкостями $7,1\text{--}65\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ структура складається з бейніту або мартенситно-бейнітної суміші, а за швидкостей охолодження понад $65\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ розпад аустеніту відбувається з утворенням мартенситу.

4. Встановлено, що під час охолодження сталі CrMoV1Si з аустенітної області до кімнатної температури зі швидкостями 1,1–0,05 °C/c утворюються зерна мартенситу з високим вмістом вуглецю ($C > 1\%$ ваг.) та високою твердістю (722–897 HV_{0,02}). Об'ємна частка такого мартенситу в структурі сталі поступово зростає по мірі зменшення швидкості охолодження та досягає максимального значення (до 20 % об.) на нижній границі вказаного інтервалу (0,05 °C/c).

5. Запропоновано механізм утворення зерен високовуглецевого мартенситу в структурі сталевого прокату з низьковуглецевих легованих сталей зварювального призначення за уповільненого охолодження з аустенітної області до кімнатної температури, який базується на динамічній зміні хімічного складу окремих структурних складників у процесі зниження температури металу за рахунок дифузійного перерозподілу вуглецю, марганцю та кремнію між α і γ фазами, що підтверджено експериментально.

6. На засадах положень нерівноважної термодинаміки описані дифузійні потоки легувальних елементів, розраховано рушійні сили дифузії, перехресні коефіцієнти у рівняннях Онзагера та теоретично обґрунтовані передумови й особливості формування структури у процесі охолодження сталі CrMoV1Si з аустенітного стану із урахуванням перерозподілу вуглецю, марганцю і кремнію між структурними складниками. З використанням розробленої розрахункової моделі проведено оцінку розмірів та об'ємної частки мартенситних зерен, що формуються за уповільненого охолодження досліджуваної сталі.

7. Експериментально проаналізовано вплив температурно-деформаційних умов термомеханічного оброблення на структуру і механічні властивості сталі CrMoV1Si. Отримані залежності твердості, границі плинності та границі міцності від параметрів оброблення дозволили визначити оптимальний температурний діапазон закінчення гарячого деформування прокату з досліджуваної сталі (1050–1100 °C) з точки зору максимального знеміцнювання металу за умови стаціонарного режиму його постдеформаційного охолодження.

8. Встановлено закономірності та особливості формування структури сталі CrMoV1Si у процесі лабораторного відтворення промислових режимів

безперервного регульованого повітряного охолодження прокату. Запропоновано температурно-швидкісний регламент диференційованого безперервного повітряного охолодження низьковуглецевих Cr-Mo-V сталей зварювального призначення, який сприяє мінімізації кількості твердих складників (мартенситу та бейніту), що утворюються в структурі прокату: 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 із середньою швидкістю 0,4 °C/c; охолодження від 570 °C до кімнатної температури у спокійному повітрі.

9. Проведено промислову апробацію розробленої технології знеміцнювального термомеханічного оброблення бунтового прокату діаметром 5,5 мм зі сталей Св-08ХГСМФА, Св-08ХГ2СМФ і Св-10ХГ2СМФ. Доведено, що реалізація розробленого у роботі режиму постдеформаційного охолодження на лінії Стелмор, який включає стадію водяного охолодження від температури завершення гарячого деформування 1050 °C до 950 °C та подальше диференційоване триетапне повітряне охолодження відповідно до п. 8, сприяє зниженню показників міцності ($R_m = 472\text{--}648$ МПа), підвищенню пластичності металу ($Z = 58\text{--}77$ %) та утворенню задовільної кількості поверхневої окалини (5–6 кг/т). Така реакція механічних властивостей прокату є наслідком зменшення кількості у феритній матриці бейніту і мартенситу до 5–10 % об. кожного залежно від марки сталі.

10. Промислове перероблення дослідних партій бунтового прокату зі сталей Св-08ХГСМФА і Св-08ХГ2СМФ, виготовленого із застосуванням розробленого режиму знеміцнювального термомеханічного оброблення, показало можливість виготовлення зварювального дроту методом «прямого» волочіння (без проведення операції додаткового пом'якшувального термічного оброблення дрітної заготовки на проміжних діаметрах) із сумарним обтисненням під час холодного пластичного деформування до 95 %. Реалізація процесу волочіння за таких умов характеризується енергоефективністю, екологічною безпечністю, достатнім рівнем продуктивності та стабільно високими показниками якості готового дроту.

11. Розроблено комплексні рекомендації щодо адаптування та впровадження розробленої технології знеміцнювального термомеханічного оброблення бунтового прокату з низьковуглецевих Cr-Mo-V сталей зварювального призначення на українських металургійних комбінатах (ПРАТ «Камет-Сталь» і ПАТ «АрселорМіттал Кривий Ріг») з урахуванням конструктивних особливостей наявного прокатно-термічного устаткування.

ПЕРЕЛІК ДЖЕРЕЛ ПОСИЛАННЯ

1. 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. <https://doi.org/10.1007/s10749-021-01406-z>
2. Сичков О. Б., Парусов В. В., Нестеренко А. М., Жукова С. Ю., Жигарєв М. О., Перчаткін А. В., Перегудов О. В., Чуйко І. М. Структура та властивості катанки для виготовлення електродів і зварювального дроту. Бендери : Поліграфіст, 2009. 608 с.
3. Rahito, Wahab D. A., Azman A. H. Additive manufacturing for repair and restoration in remanufacturing: an overview from object design and systems perspectives. *Processes.* 2019. No. 7. P. 802. <https://doi.org/10.3390/pr7110802>
4. Lee J.-H., Lee C.-M., Kim D.-H. Repair of damaged parts using wire arc additive manufacturing in machine tools. *J. Mater. Res. Technol.* 2022. Vol. 16. P. 13–24. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.11.156>
5. Treutler K., Wesling V. The current state of research of wire arc additive manufacturing (WAAM): a review. *Appl. Sci.* 2021. Vol. 11. 8619. <https://doi.org/10.3390/app11188619>
6. Adzhamskii S. V., Kononenko A. A., Podol'skii R. V. Prospects for the application of additive technologies in aircraft and rocket engineering. *Aerospace Technic and Technology.* 2020. Vol. 167. No. 7. P. 59–65. <https://doi.org/10.32620/aktt.2020.7.09>
7. Shamsujjoha M., Licavoli J., Lin B., Harma E., Patterson R., Timmermann T., Groeneveld M., McLeod L., Sanders P. Tailoring microstructure of wire arc additively manufactured C–Mn–Si steel with post process heat treatment. *Mater. Sci. Eng. A.* 2021. Vol. 825. 141921. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141921>
8. 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.

9. 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. Iss. 8. 1375. <https://doi.org/10.3390/met13081375>
10. Kerkhoff H. J. Iron and steel industry is close to limit of its opportunities. *Chernye Metally*. 2014. No. 11. P. 87–92.
11. Flick A. Picture of the future of metals – strategic visioning. *Chernye Metally*. 2014. No. 6. P. 81–84.
12. Парусов В. В., Парусов О. В., Сичков О. Б. Прокат із боровмісних сталей для високоміцних кріпильних виробів. Дніпропетровськ : Арт-Пресс, 2010. 160 с.
13. Das S., Talukdar S., Kumar A., Mukhopadhyay G. Metallurgical investigation of welding wire rod grade during processing. *Eng. Fail. Anal.* 2020. Vol. 118. 104884. <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2020.104884>
14. Asati B., Shajan N., Arora K. S. Development of high strength welding consumable for arc welding carbon steels. *Materials Today: Proceedings*. 2023. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2023.07.007>
15. 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. No. 5. 510. <https://doi.org/10.1051/metal/2022070>
16. Zuo M., Zuo Q., Ma Z., Liu F., Liu X., Fang X. Drawing fracture behavior and mechanism analysis of ER50-6G welding wire steel. *Eng. Res. Express*. 2023. Vol. 5. 025062. <http://doi.org/10.1088/2631-8695/acda12>
17. Sychkov A., Tulupov O., Moller A. Reasons for breakage of welding rod and wire. *Mater. Sci. Forum*. 2019. Vol. 946. P. 247–252. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.946.247>
18. Парусов В. В., Сичков О. Б., Парусов Е. В. Теоретичні та технологічні засади виробництва високоефективних видів катанки. Дніпропетровськ : Арт-Пресс, 2012. 376 с.

19. Губинский В. И., Минаев А. Н., Гончаров Ю. В. Уменьшение окалинообразования при производстве проката. Киев : Техніка, 1981. 135 с.
20. Dull T., Dove A., Hitchcock I. The Stelmor process for controlled cooling of roll. *Wire and Wire Products*. 1964. Vol. 39. P. 1605.
21. Парусов Е. В., Сичков О. Б., Губенко С. І., Долгий С. В., Сагура Л. В. Обґрунтування параметрів регульованого охолодження бунтового прокату з високовуглецевої сталі в потоці дротяного стану 320/150 ВАТ «ММЗ». *Вісник НТУУ «КПІ». Серія машинобудування*. 2016. № 2(77). С. 62–70.
22. Парусов Е. В., Сичков О. Б., Губенко С. І., Чуйко І. М. Аналіз технологічних особливостей охолодження бунтового прокату на лінії Стелмор ВАТ «ММЗ». *Наукові праці ВНТУ*. 2016. № 3. С. 1–8.
23. Олійник Е. В., Парусов Е. В., Чуйко І. М. Теоретичні та технологічні засади знеміцнюючого термомеханічного оброблення сталевого 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. <https://doi.org/10.34185/1991-7848.itmm.2024.01.010>
24. Парусов Э. В., Сычков А. Б., Губенко С. И., Сагура Л. В., Малашкин С. О. Эволюция условий охлаждения при деформационно-термической обработке бунтового проката в потоке технологической линии. *Стратегия качества в промышленности и образовании* : сб. тр. XIII междунар. конф., г. Варна, Болгария, 05-08 июня 2017 г. Варна : Технический университет, 2017. С. 122–128.
25. Парусов Э. В., Сычков А. Б., Луценко В. А. Математическое моделирование параметров охлаждения для обеспечения формирования эффективной микроструктуры бунтового проката. *Стратегия качества в промышленности и образовании* : сб. тр. XII междунар. конф., г. Варна, Болгария, 30 мая – 2 июня 2016 г. Варна : Технический университет, 2016. С. 215–220.

26. Парусов Е. В., Сичков О. Б., Губенко С. І., Чуйко І. М. Перспективи використання екологічно чистого способу підготовки поверхні бунтового прокату до волочіння. *Проблеми трибології*. 2016. № 2 (80). С. 74–82.

27. Олійник Е. В., Парусов Е. В. Існуючі та перспективні способи охолодження сталей зварювального призначення в лінії прокатного стану. *Наука і металургія* : зб. тез всеукр. наук.-техн. конф., м. Дніпро, 14–16 листопада 2023 р. Дніпро : ІЧМ НАНУ, УДУНТ МОН України, 2023. С. 76. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2023-conferens>

28. Большаков В. И., Долженков И. Е., Долженков В. И. Технология термической и комбинированной обработки металлопродукции. Днепропетровск : Gaudeamus, 2002. 390 с.

29. Ohba H., Nishida S., Tarui T., Yoshimura K., Sugimoto M., Matsuoka K., Hikita N., Toda M. High-performance wire rods produced with DLP. *Nippon Steel Tech. Rep.* 2007. No. 96. P. 50–56.

30. Yoshie A., Sugimaru S., Nishida S., Kawana A., Banno T., Shinbo Y., Seki R., Banno K. New wire rods produced by in-line heat treatment. *Nippon Steel Tech. Rep.* 1999. No. 80. P. 26–31.

31. Jain I., Lenka S., Ajmani S., Kundu S. An approach to heat transfer analysis of wire loops over the Stelmor conveyor to predict the microstructural and mechanical attributes of steel rods. *J. Therm. Sci. Eng. Appl.* 2016. No. 8. 021019-1. <https://doi.org/10.1115/1.4032709>

32. Hwang J.-K. Effect of contact point of wire ring on cooling behavior during Stelmor cooling. *Materials*. 2022. Vol. 15. 8262. <https://doi.org/10.3390/ma15228262>

33. Cho S. Effect of wire rod size and its packing density on the tensile strength deviation of high carbon steel wire rod in the Stelmor process. *Wire J. Int.* 1998. No. 2. P. 114–120.

34. Nakamura Y., Sannomiya A., Takahashi L. The manufacture of high quality steel wire rods using the newly developed controlled rolling process

(KKP). *50-th Annual Convention* : conf. proc. Ohio, October 5-9, 1980. P. 118–123.

35. Huang S., Li C., Li Z., Zhuang C., Zeng Z., Wang J. Effect of thermal simulation process on microstructure of seismic steel bars. *Materials*. 2022. Vol. 15. 3438. <https://doi.org/10.3390/ma15103438>

36. Isobe K., Kumagai Y., Satou T. Effects of cooling conditions and γ grain size on each behavior of transformations, 3-dimensional thermal deformation and stress generation during immersion cooling of steel bloom. *ISIJ Int.* 2023. Vol. 63. P. 919–929. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2023-032>

37. Yan M., Sun J., Huang H., Chen L., Dong K., Chen Z. Effect of hot rolling and cooling process on microstructure and properties of 2205/Q235 clad plate. *J. Iron Steel Res. Int.* 2018. Vol. 25. P. 1113–1122. <https://doi.org/10.1007/s42243-018-0172-6>

38. Kuziak R., Kania Z., Pidvysots V., Roelofs H., Pernach M., Pietrzyk M. Through process modelling of rolling and controlled cooling of TRIP assisted bainitic steel rods and prediction of the retained austenite in products. *Mater. Sci. Forum*. 2017. Vol. 892. P. 23–33. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.892.23>

39. Liu G., Liu J., Zhang J., Zhang M., Feng Y. Microstructure evolution and mechanical properties of medium carbon martensitic steel during warm rolling and annealing process. *Materials*. 2021. Vol. 14. Iss. 22. 6900. <https://doi.org/10.3390/ma14226900>

40. Li. X., Zhou X., Jiang Q., Liu Z. The prediction of the mechanical properties for hot-rolled Nb micro-alloyed dual-phase steel based on microstructure characteristics. *JOM*. 2023. Vol. 75. P. 2225–2234. <https://doi.org/10.1007/s11837-023-05795-6>

41. Rytberg K., Wedel M. K., Dahlman P., Nyborg L. Microstructural evolution during fracture induced by high strain rate deformation of 100Cr6 steel. *J. Mater. Process. Technol.* 2009. Vol. 209. Iss. 7. P. 3325–3334. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2008.07.056>

42. Kozmel T., Tin S. Effects of carbides on the microstructural evolution in sub-micron grain 9310 steel during isothermal heat treatment. *Metall. Mater. Trans. A*. 2015. Vol. 46. P. 3208–3219. <https://doi.org/10.1007/s11661-015-2884-6>
43. Benarrache S., Benchatti T., Benhorma H. Formation and dissolution of carbides and nitrides in the weld seam of X70 steel by the effects of heat treatments. *Ann. Chim. Sci. Matériaux*. 2019. Vol. 43. P. 11–16. <https://doi.org/10.18280/acsm.430102>
44. Gautam S. G., Kumar H. K. C. Elastic, thermochemical and thermophysical properties of rock salt-type transition metal carbides and nitrides: A first principles study. *J. Alloys Compd.* 2014. Vol. 587. P. 380–386. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.10.156>
45. Klein T., Niknafs S., Dippenaar R., Clemens H., Mayer S. High temperature laser-scanning confocal microscopy for the in-situ investigation of grain growth and phase transformations in intermetallic γ -TiAl based alloys. *Prakt. Metallogr.* 2015. Vol. 52. No. 5. P. 259–269. <https://doi.org/10.3139/147.110341>
46. Allain S. Y. P., Aoued S., Quintin-Poulon A., Gouné M., Danoix F., Hell J.-C., Bouzat M., Soler M., Geandier G. In situ investigation of the iron carbide precipitation process in a Fe-C-Mn-Si Q&P steel. *Materials*. 2018. Vol. 11. Iss. 7. 1087. <https://doi.org/10.3390/ma11071087>
47. Gaudez S., Teixeira J., Denis S., Geandier G., Allain S. Y. P. Martensite and nanobainite transformations in a low alloyed steel studied by in situ high energy synchrotron diffraction. *Mater. Charact.* 2022. Vol. 185. 111740. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2022.111740>
48. Губенко С. І., Парусов В. В. Деформація металевих матеріалів. Дніпропетровськ : Арт-Пресс, 2006. 316 с.
49. Gubenko S. Physical nature of plasticity and strengthening of metals during deformation. Germany-Mauritius : Beau Bassin. LAP LAMBERT Academic publishing, 2020. 341 p.

50. McQueen H. J., Jonas J. J. Role of the dynamic and static softening mechanisms in multistage hot working. *J. Appl. Metalwork.* 1985. Vol. 3. P. 410–420. <https://doi.org/10.1007/BF02833663>
51. Humphreys J., Rohrer G. S., Rollett A., Recrystallization and related annealing phenomena (3rd Ed.). Elsevier, 2017. 734 p.
52. Sakai T., Belyakov A., Kaibyshev R., Miura H., Jonas J. J. Dynamic and post-dynamic recrystallization under hot, cold and severe plastic deformation conditions. *Prog. Mater. Sci.* 2014. Vol. 60. P. 130–207. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2013.09.002>
53. Parusov E. V., Chuiko I. M., Oliinyk E. V., Parusov O. V. Recovery processes in hot-deformed austenite: the essence of phenomena, models, applications in industry. *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.* 2025. Vol. 47. No. 9. P. 927–955. <https://doi.org/10.15407/mfint.47.09.0927>
54. Ashby M. F., Messler R. W., Asthana R., Furlani E. P., Smallman R. E., Ngan A. H. W., Crawford R. J., Mills N. Engineering materials and processes desk reference (1st Ed.). USA : Elsevier, 2009. 552 p.
55. Kocks U. F., Mecking H. Physics and phenomenology of strain hardening: the FCC case. *Prog. Mater. Sci.* 2003. Vol. 48. Iss. 3. P. 171–273. [https://doi.org/10.1016/S0079-6425\(02\)00003-8](https://doi.org/10.1016/S0079-6425(02)00003-8)
56. Nes E. Recovery revisited. *Acta Metall. Mater.* 1995. Vol. 43. Iss. 6. P. 2189–2207. [https://doi.org/10.1016/0956-7151\(94\)00409-9](https://doi.org/10.1016/0956-7151(94)00409-9)
57. Huang K. Towards the modelling of recrystallization phenomena in multi-pass conditions: application to 304L steel (Ph.D. Thesis). Paris : National School of Mines of Paris, 2012. 200 p. <https://doi.org/10.13140/2.1.4177.2321>
58. Beck P. A., Sperry P. R. Strain induced grain boundary migration in high purity aluminum. *J. Appl. Phys.* 1950. Vol. 21. P. 150–152. <https://doi.org/10.1063/1.1699614>
59. Theyssier M. C., Driver J. H. Recrystallization nucleation mechanism along boundaries in hot deformed Al bicrystals. *Mater. Sci. Eng. A.* 1999. Vol. 272. Iss. 1. P. 73–82. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(99\)00469-4](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(99)00469-4)

60. Hutchinson W. B. Recrystallisation textures in iron resulting from nucleation at grain boundaries. *Acta Metall.* 1989. Vol. 37. Iss. 4. P. 1047–1056. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(89\)90101-6](https://doi.org/10.1016/0001-6160(89)90101-6)
61. Beck P. A. The formation of recrystallization nuclei. *J. Appl. Phys.* 1949. Vol. 20. P. 633–634. <https://doi.org/10.1063/1.1698446>
62. Cahn R. W. A new theory of recrystallization nuclei. *Proc. Phys. Soc. A.* 1950. Vol. 63. No. 4. P. 323. <https://doi.org/10.1088/0370-1298/63/4/302>
63. Rios P. R., Siciliano F., Sandim H. R. Z., Plaut R. L., Padilha A. F. Nucleation and growth during recrystallization. *Mater. Res.* 2005. Vol. 8. Iss. 3. 225. <https://doi.org/10.1590/S1516-14392005000300002>
64. Brunger E., Wang X., Gottstein G. Nucleation mechanisms of dynamic recrystallization in austenitic steel alloy 800H. *Scr. Mater.* 1998. Vol. 38. Iss. 12. P. 1843–1849. [https://doi.org/10.1016/S1359-6462\(98\)00124-9](https://doi.org/10.1016/S1359-6462(98)00124-9)
65. Wang X., Brunger E., Gottstein G. The role of twinning during dynamic recrystallization in alloy 800H. *Scr. Mater.* 2002. Vol. 46. Iss. 12. P. 875–880. [https://doi.org/10.1016/S1359-6462\(02\)00072-6](https://doi.org/10.1016/S1359-6462(02)00072-6)
66. Beladi H., Cizek P., Hodgson P. D. Dynamic recrystallization of austenite in Ni-30 pct Fe model alloy: Microstructure and texture evolution. *Metall. Mater. Trans. A.* 2009. Vol. 40. P. 1175–1189. <https://doi.org/10.1007/s11661-009-9799-z>
67. McQueen H. J., Jonas J. J. Recovery and recrystallization during high temperature deformation. *Treatise on Materials Science and Technology.* 1975. Vol. 6. P. 393–493. <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-341806-7.50014-3>
68. Hardwick D., Tegart W. J. McG. Structural changes during the deformation of copper, aluminium and nickel at high temperatures and high strain rates. *J. Inst. Met.* 1961. Vol. 90. P. 17–21.
69. Jonas J. J., Sellars C. M., Tegart W. J. McG. Strength and structure under hot-working conditions. *Met. Rev.* 1969. Vol. 14. Iss. 1. 1. <https://doi.org/10.1179/mtlr.1969.14.1.1>

70. Belyakov A. N., Kaibyshev R. O. Structural changes in a ferritic steel during hot deformation. *Phys. Met. Metallogr.* 1994. Vol. 78. P. 91–97.
71. Rossard C., Blain P. Evolution de la structure de l'acier sous l'effet de la déformation plastique à chaud. *Mém. Sci. Rev. Métall.* 1959. Vol. 56. P. 285–300.
72. Sellars C. M. Recrystallization of metals during hot deformation. *Philos. Trans. Roy. Soc. Lond. A.* 1978. Vol. 288. Iss. 1350. P. 147–158. <https://doi.org/10.1098/rsta.1978.0010>
73. Luton M. J., Sellars C. M. Dynamic recrystallization in nickel and nickel-iron alloys during high temperature deformation. *Acta Metall.* 1969. Vol. 17. Iss. 8. P. 1033–1043. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(69\)90049-2](https://doi.org/10.1016/0001-6160(69)90049-2)
74. Petkovic R. A., Luton M. J., Jonas J. J. Recovery and recrystallization of carbon steel between intervals of hot working. *Can. Metall. Quart.* 1975. Vol. 14. Iss. 2. P. 137–145. <https://doi.org/10.1179/000844375795050201>
75. Sakai T., Jonas J. J. Dynamic recrystallization: Mechanical and microstructural considerations. *Acta Metall.* 1984. Vol. 32. Iss. 2. P. 189–209. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(84\)90049-X](https://doi.org/10.1016/0001-6160(84)90049-X)
76. Sakai T., Jonas J. J. Plastic deformation: Role of recovery and recrystallization. *Encyclopedia of materials: Science and technology (2nd Ed.)*. Elsevier, 2001. P. 7079–7084. <https://doi.org/10.1016/B0-08-043152-6/01254-7>
77. Weiss I., Jonas J. J. Interaction between recrystallization and precipitation during the high temperature deformation of HSLA steels. *Metall. Trans. A.* 1979. Vol. 10. P. 831–840. <https://doi.org/10.1007/BF02658301>
78. Djaic R. A. P., Jonas J. J. Recrystallization of high carbon steel between intervals of high temperature deformation. *Metall. Trans.* 1973. Vol. 4. P. 621–624. <https://doi.org/10.1007/BF02648720>
79. Cahn R. W., Haasen P. *Physical metallurgy (4th Ed.)*. Elsevier, 1996. 2740 p.
80. Djaic R. A. P., Jonas J. J. Static recrystallization of austenite between intervals of hot working. *J. Iron and Steel Inst.* 1972. Vol. 210. P. 256–261.

81. Petkovic R. A., Luton M. J., Jonas J. J. Recovery and recrystallization of polycrystalline copper after hot working. *Acta Metall.* 1979. Vol. 27. Iss. 10. P. 1633–1648. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(79\)90045-2](https://doi.org/10.1016/0001-6160(79)90045-2)

82. Hodgson P. D., Gibbs R. K. A mathematical model to predict the mechanical properties of hot rolled C-Mn and microalloyed steels. *ISIJ Int.* 1992. Vol. 32. Iss. 12. P. 1329–1338. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.32.1329>

83. Roucoules C., Hodgson P. D., Yue S., Jonas J. J. Softening and microstructural change following the dynamic recrystallization of austenite. *Metall. Mater. Trans. A.* 1994. Vol. 25. P. 389–400. <https://doi.org/10.1007/BF02647984>

84. Roucoules C., Hodgson P. D. Post-dynamic recrystallisation after multiple peak dynamic recrystallisation in C–Mn steels. *Mater. Sci. Tech.* 1995. Vol. 11. Iss. 6. P. 548–556. <https://doi.org/10.1179/mst.1995.11.6.548>

85. Raabe D. Recovery and recrystallization: Phenomena, physics, models, simulation. *Physical Metallurgy* (5th Ed.). Elsevier, 2014. P. 2291–2397. <https://doi.org/10.1016/B978-0-444-53770-6.00023-X>

86. Новиков И. И. Теория термической обработки металлов. Металлургия, 1978. 392 с.

87. Bowden J. W., Samuel F. H., Jonas J. J. Effect of interpass time on austenite grain refinement by means of dynamic recrystallization of austenite. *Metall. Trans. A.* 1991. Vol. 22. P. 2947–2957. <https://doi.org/10.1007/BF02650254>

88. Cetlin P. R., Yue S., Jonas J. J., Maccagno T. M. Influence of strain rate on interpass softening during the simulated warm rolling of interstitial-free steels. *Metall. Trans. A.* 1993. Vol. 24. P. 1543–1553. <https://doi.org/10.1007/BF02646595>

89. Jonas J. J. Effect of interpass time on the hot rolling behaviour of microalloyed steels. *Microalloying in Steels.* 1998. P. 3–14. <https://doi.org/10.4028/b-Yk9LKS>

90. Jonas J. J. Effect of quench and interpass time on dynamic and static softening during hot rolling steel. *Res. Int.* 2005. Vol. 76. Iss. 5. P. 392–398. <https://doi.org/10.1002/srin.200506027>

91. Парусов В. В., Сичков О. Б., Луценко В. А., Парусов Е. В. Знеміцнювальна термомеханічна обробка прокату з вуглецевої сталі. *Металургійна та горнорудна промисловість*. 2003. № 6. С. 54–56.

92. Parusov V. V., Parusov O. V., Chuiko I. N., Sychkov A. B. Scientific and technological aspects of high-grade rolled wire production. *Metallurgical and Mining Industry*. 2010. Vol. 2(2). P. 137–142.

93. Парусов В. В., Чуйко І. М., Парусов О. В., Сичков О. Б., Сухомлин В. І. Науково-технологічні аспекти виробництва катанки підвищеної деформованості зі сталі марок Св-08ГНМ і Св-08Г1НМА. *Металургійна та горнорудна промисловість*. 2013. № 6. С. 61–64.

94. 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>

95. Олійник Е. В., Парусов Е. В. Сучасні уявлення про отримання якісного прокату із мультифазною структурою з низьковуглецевих легованих сталей зварювального призначення : свідоцтво № 121487 про реєстрацію авторського права на твір. № с202304627 ; заявл. 26.06.2023 ; опубл. 04.12.2023, електр. докум. CR2680041223.

96. Олійник Е. В., Парусов Е. В. Сучасні уявлення про отримання якісного прокату із мультифазною структурою з низьковуглецевих легованих сталей зварювального призначення. *IV науково-практична конференція студентів, аспірантів і молодих вчених Придніпровської державної академії будівництва та архітектури* : зб. тез, м. Дніпро, 27–28 березня 2023 р. Дніпро : ПДАБА, 2023. С. 528–529. URL: <https://pgasa.dp.ua/wp->

content/uploads/2023/06/Zbirnyk-tez-Konferentsiyi-studentiv-aspirantiv-molodyh-vchenyh.pdf

97. Парусов В. В., Чуйко І. М., Парусов О. В., Сичков О. Б., Жигарєв М. О., Перчаткін А. В., Жукова С. Ю. Оцінка технологічності переробки катанки з легованих сталей зварювального призначення на металовиробному переробі. *Будівництво, матеріалознавство, машинобудування*. 2009. Вип. 48. Ч. 2. С. 8–11.

98. Туленков К. И., Злотников М. И., Бобылева С. Ф. Механические свойства стальной наклепанной проволоки. *Сталь*. 1956. № 9. С. 821–825.

99. Олійник Е. В., Парусов Е. В., Чуйко І. М. Методика прогнозного визначення деформаційного зміцнення низьковуглецевої Cr-Mo-V сталі під час виготовлення зварювального дроту. *Наука і металургія* : зб. тез всеукр. наук.-техн. конф., присвячений 85-річчю ІЧМ НАНУ, м. Дніпро, 19–20 листопада 2024 р. Дніпро : ІЧМ НАНУ, УДУНТ МОН України, ДДТУ МОН України, 2024. С. 32. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2024-conferens>

100. Turyk E. V. Manufacturing defects in welding consumables influencing the quality of welded joints. *Paton Welding Journal*. 2014. No. 6–7. P. 103–106. <https://doi.org/10.15407/tpwj2014.06.22>

101. Saltykov S. A. Stereometrische metallographie. Leipzig : VEB Deutscher Verlag fur Grundstoffindustrie, 1974. 398 p.

102. Mittemeijer E. J. Review analysis of the kinetics of phase transformation. *J. Mater. Sci.* 1992. Vol. 27. P. 3977–3987. <https://doi.org/10.1007/BF01105093>

103. Kop T. A., Sietsma J., van der Zwaag S. Dilatometric analysis of phase transformations in hypo-eutectoid steels. *J. Mater. Sci.* 2001. Vol. 36. P. 519–526. <https://doi.org/10.1023/A:1004805402404>

104. Salari S., Naderi M., Prahl U., Bleck W. Quantification of phase transformation kinetics under thermomechanical conditions using dilatometry data. *Adv. Mat. Res.* 2012. Vol. 622–623. P. 581–584. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.622-623.581>

105. Morawiec M., Skowronek A., Król M., Grajcar A. Dilatometric analysis of the austenite decomposition in undeformed and deformed low-carbon structural steel. *Materials*. 2020. Vol. 13. Iss. 23. 5443. <https://doi.org/10.3390/ma13235443>
106. Suh D.-W., Oh C.-S., Han H. N., Kim S.-J. Dilatometric analysis of austenite decomposition considering the effect of non-isotropic volume change. *Acta Mater.* 2007. Vol. 55. Iss. 8. P. 2659–2669. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2006.12.007>
107. Chuiko I. M., Parusov E. V., Bobyr S. V., Sahura L. V., Parusov O. V. Comparative analysis of the martensitic transformation kinetics in low-alloy structural steel by dilatometric and calculation methods. *Mater. Sci.* 2024. Vol. 60. P. 50–55. <https://doi.org/10.1007/s11003-024-00850-2>
108. Briggs D., Grant J. T. Surface analysis by Auger and x-ray photoelectron spectroscopy. Chichester, Manchester, UK : IMPublications, SurfaceSpectra, 2003. 900 p. <https://doi.org/10.1002/sia.2005>
109. Esnouf C. Chemical analysis using X-ray and electron spectroscopies. *Metall. Res. Technol.* 2003. Vol. 100. Iss. 5. P. 495–506. <https://doi.org/10.1051/metal:2003219>
110. Zhu Y.-z., Zhu Z., Xu J.-p. Grain boundary segregation of minor arsenic and nitrogen at elevated temperatures in a microalloyed steel. *Int. J. Miner. Metall. Mater.* 2012. Vol. 19. Iss. 5. P. 399–403. <https://doi.org/10.1007/s12613-012-0570-x>
111. Zuo M., Zuo Q., Ma Z., Liu F., Liu X., Fang X. Drawing fracture behavior and mechanism analysis of ER50-6G welding wire steel. *Eng. Res. Express*. 2023. Vol. 5. Iss. 2. 025062. <https://doi.org/10.1088/2631-8695/acda12>
112. De Lima M. S. F., de Siqueira R. H. M., Abdalla A. J., de Figueiredo Mansur R. A., de Andrade Ferreira C. C., Braga V., Ligabo I. A., de Carvalho S. M., Chuen S. L., Chen D. In situ heat treatment in laser beam welding: a study on high-temperature processing of low-carbon steels. *Acad. Mater. Sci.* 2025. Vol. 2. <https://doi.org/10.20935/AcadMatSci7678>

113. Kostin V. A., Zhukov V. V. Improvement of the procedure of analysis of thermokinetic diagrams of phase transformations in metal of high-strength low-alloy steel welds. *Electrometallurgy Today*. 2021. No. 2. P. 40–46. <https://doi.org/10.37434/sem2021.02.06>

114. Hernandez-Flores L., Talavera-Rivera L. F., García-Moreno A.-I. Prediction of time–temperature–transformation diagrams of NiAl alloy: An evaluation of intelligent algorithms. *Adv. Eng. Mater.* 2024. Vol. 26. Iss. 21. 2400757. <https://doi.org/10.1002/adem.202400757>

115. Vimalan G., Muthupandi V., Ravichandran G. Construction of continuous cooling transformation (CCT) diagram using Gleeble for coarse grained heat affected zone of SA106 grade B steel. *AIP Conf. Proc.* 2018. Vol. 1966. 020013. <https://doi.org/10.1063/1.5038692>

116. Lai Z.-Y., Lei X.-W., Zhang Z.-M., Zhang Y., Lai C.-B. Improvements in welding continuous cooling transformation diagram of high-strength low-alloy steel weld. *Mater. Sci. Technol.* 2023. Vol. 39. Iss. 17. P. 2690–2698. <https://doi.org/10.1080/02670836.2023.2215644>

117. Zhukov V. V., Kostin V. A., Hrygorenko S. G., Gubatyuk R. S. Modern approaches to obtaining continuous cooling transformation diagrams for welding (Review). *Paton Welding Journal*. 2025. No. 10(4). P. 16–23. <https://doi.org/10.37434/tpwj2025.10.03>

118. Nesterenko A. M., Sychkov A. B., Sukhomlin V. I., Zhukova S. Yu., Moroz A. N. Special features of rod from steel Sv-08KhG2SMF. *Met. Sci. Heat Treat.* 2009. Vol. 51(7–8). P. 372–374. <https://doi.org/10.1007/s11041-009-9164-2>

119. 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.

120. Bhadeshia H. K. D. H., Honeycombe R. W. K. *Steels. Microstructure and properties*. Amsterdam : Elsevier, 2006. 344 p.

121. Bhadeshia H. K. D. H., Svensson L. E., Grefott B. Prediction of the microstructure of submerged-arc linepipe welds. *Welding and Performance of Pipelines* : Proc. 3rd Int. Conf. London, UK, 1986. P. 17-1–17-10.

122. Thewlis G. Classification and quantification of microstructures in steels. *J. Mater. Sci. Technol.* 2004. Vol. 20. Iss. 2. P. 143–160. <https://doi.org/10.1179/026708304225010325>

123. Loder D., Michelis S. K., Mayerhofer A., Bernhard C. On the capability of nonmetallic inclusions to act as nuclei for acicular ferrite in different steel grades. *Metall. Mater. Trans. B.* 2017. Vol. 48. P. 1992–2006. <https://doi.org/10.1007/S11663-017-0984-Y>

124. Lobanov L. M., Kostin V. A., Makhnenko O. V., Zukov V. V., Kostenevich E. S. Forecasting of structural transformations in heat affected zone steel of 15KH2NMFA at anti-corrosion cladding. *Probl. Atom. Sci. Tech.* 2020. Vol. 126. Iss. 2. P. 89–96. <https://doi.org/10.46813/2020-126-089>

125. Kostin V., Berdnikova O., Zukov V., Grigorenko G. Increase of mechanical properties of weld metal of high-strength low-alloy steels. *Springer Proceedings in Physics.* 2020. Vol. 240. P. 307–315. <https://doi.org/10.1007/978-981-15-1742-6>

126. Grigorenko G. M., Kostin V. A. Criteria for evaluating the weldability of steels. *Weld. Int.* 2013. Vol. 27. Iss. 10. P. 815–820. <https://doi.org/10.1080/09507116.2013.796633>

127. Chunming W., Xingfang W., Jie L., Ningnan 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>

128. Parusov E. V., Chuiko I. M., Bobyr S. V., Oliinyk E. V., Zhukov V. V. On the formation of martensite in low-carbon alloy steel wire rod for welding applications during slow continuous cooling. *Key Engineering Materials.* 2026. Vol. 1041. P. 3–9. <https://doi.org/10.4028/p-sW6lDI>

129. Costa P., Altamirano-Guerrero G., Salinas-Rodríguez A., Salas-Reyes A. E., Goodwin F. Dilatometric study of continuous cooling transformation

of intercritical austenite in cold rolled AHSS-DP steels. *J. Mater. Res. Technol.* 2022. Vol. 19. P. 4360-4370. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.06.140>

130. Bhadeshia H. K. D. H. Diffusional formation of ferrite in iron and its alloys. *Prog. Mater. Sci.* 1985. Vol. 29. Iss. 4. P. 321–386. [https://doi.org/10.1016/0079-6425\(85\)90004-0](https://doi.org/10.1016/0079-6425(85)90004-0)

131. 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. Iss. 2. P. 380–387. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2016-288>

132. 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. Iss. 1. P. 1–24.

133. 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>

134. Speer J., Matlock D. K., De Cooman B.C., Schroth J. G. Carbon partitioning into austenite after martensite transformation. *Acta Mater.* 2003. Vol. 51. Iss. 9. P. 2611–2622. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(03\)00059-4](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(03)00059-4)

135. Sarikaya M., Thomas G., Steeds J. W., Barnard S. J., Smith G. D. W. Solute element partitioning and austenite stabilization in steels. *Solid to Solid Phase Transformations* : Proc. Int. Conf. Warrendale, PA : TMS, 1982. P. 1421–1425.

136. Hultgren A. Isothermal transformation of austenite. *ASM Trans.* 1947. Vol. 39. P. 915–1005.

137. Hillert M., Agren J. On the definitions of paraequilibrium and ortho-equilibrium. *Scr. Mater.* 2004. Vol. 50. Iss. 5. P. 697–699. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2003.11.020>

138. Speer J. G., Matlock D. K., De Cooman B.C., Schroth J. G. Comments on «On the definitions of paraequilibrium and orthoequilibrium» by M. Hillert and J. Agren, *Scripta Materialia*, 50, 697–9 (2004). *Scr. Mater.* 2005. Vol. 52. P. 83–85. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2004.08.029>

139. Lobo J. A., Geiger G. H. Thermodynamics and solubility of carbon in ferrite and ferritic Fe-Mo alloys. *Metall. Trans. A.* 1976. Vol. 7. P. 1347–1357. <https://doi.org/10.1007/BF02658820>

140. Lobo J. A., Geiger G. H. Thermodynamics of carbon in austenite and Fe-Mo austenite. *Metall. Trans. A.* 1976. Vol. 7. P. 1359–1364. <https://doi.org/10.1007/BF02658821>

141. Hillert M., Hoglund L., Agren J. Escape of carbon from ferrite plates in austenite. *Acta Metall. Mater.* 1993. Vol. 41. Iss. 7. P. 1951–1957. [https://doi.org/10.1016/0956-7151\(93\)90365-Y](https://doi.org/10.1016/0956-7151(93)90365-Y)

142. Speer J. G., Streicher A. M., Matlock D. K., Rizzo F., Krauss G. Quenching and partitioning: a fundamentally new process to create high strength TRIP sheet microstructures, austenite formation and decomposition : Ed. by E. B. Damm and M. J. Merwin. Warrendale, PA : TMS/ISS, 2003. P. 505–522.

143. Speer J. G., Rizzo Assunção F., Matlock D. K., Edmonds D. V. The «quenching and partitioning» process: background and recent progress. *Mater. Res.* 2005. Vol. 8. Iss. 4. P. 417–423. <https://doi.org/10.1590/S1516-14392005000400010>

144. Bobyr S. V. Using the principles of nonequilibrium thermodynamics for the analysis of phase transformations in iron-carbon alloys. Part of «Nonequilibrium particle dynamics» : Ed. by A. S. Kim. IntechOpen : London, 2019. <https://doi.org/10.5772/intechopen.83657>

145. Gu X., Michal G. M., Ernst F., Kahn H., Heuer A. H. Concentration-dependent carbon diffusivity in austenite. *Metall. Mater. Trans. A.* 2014. Vol. 45. P. 3790–3799. <https://doi.org/10.1007/s11661-014-2347-5>

146. Lee S.-J., Matlock D. K., van Tyne C. J. Carbon diffusivity in multi-component austenite. *Scr. Mater.* 2011. Vol. 64. Iss. 9. P. 805–808. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2011.01.001>
147. Zhang C., Xiong Z., Li Z., Cao Y., Yang D., Cheng X. On the role of chemical heterogeneity in carbon diffusion during quenching and partitioning. *Acta Mater.* 2024. Vol. 271. 119902. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2024.119902>
148. Toji Y., Yamashita T., Nakajima K., Okuda K., Matsuda H., Hasegawa K., Seto K. Effect of Mn partitioning during intercritical annealing on following $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation and resultant mechanical properties of cold-rolled dual phase steels. *ISIJ Int.* 2011. Vol. 51. Iss. 5. P. 818–825. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.51.818>
149. Minote T., Torizuka S., Ogawa A., Niikura M. Phase transformation and element partitioning behavior of retained austenite type dual phase steel. *Tetsu-to-Hagané*. 1995. Vol. 81. P. 918–923.
150. Bobyr S. V., Krot P. V. Nonequilibrium thermodynamic model of diffusion processes in the steel – carbon thin film tribological system. *MSEIJ*. 2022. Vol. 6. Iss. 1. P. 14–18. <https://doi.org/10.15406/mseij.2022.06.00174>
151. Bobyr' S. V., Parusov E. V., Chuyko I. M., Oliynyk E. V., Zhukov V. V. Non-equilibrium thermodynamic model of the process of redistribution of alloying elements and structure formation in low-carbon steel during slow cooling. *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.* 2026. Vol. 48. No. 3. P. 275–292. <https://doi.org/10.15407/mfint.48.03.0275>
152. Bokstein B. S., Mendelev M. I., Srolovitz D. J. Thermodynamics and kinetics in materials science: a short course. Oxford University Press, 2005. 330 p. <https://doi.org/10.1093/oso/9780198528036.001.0001>
153. Jou D., Cases-Vezquez J., Lebon G. Extended irreversible thermodynamics. *Rep. Prog. Phys.* 1988. Vol. 51. P. 1105–1179. <https://doi.org/10.1088/0034-4885/51/8/002>

154. Liu Z.-K., Wang Y. Computational thermodynamics of material. Cambridge : Cambridge University Press, 2016. 251 p. <https://doi.org/10.1017/CBO9781139018265>
155. Chou C.-Y., Karlsson D., Pettersson N. H., Helander T., Harlin P., Sahlberg M., Jansson U., Odqvist J., Lindwall G. Precipitation kinetics during post-heat treatment of an additively manufactured ferritic stainless steel. *Metall. Mater. Trans. A*. 2022. Vol. 53. P. 3073–3082. <https://doi.org/10.1007/s11661-022-06727-w>
156. Silman G. I. Thermodynamic assessment of the influence of several alloying elements. *Mater. Sci. Prod*. 2003. Vol. 3. P. 99–104.
157. Silman G. I. Carbon equivalents of elements in cast iron. *Met. Sci. Heat Treat*. 2002. Vol. 44. Iss. 1. P. 28–31. <https://doi.org/10.1023/A:1015339618974>
158. Лари́ков Л. Н., Исай́чев В. И. Структура и свойства металлов и сплавов : справ. в 6-ти томах. Том 5 : Диффузия в металлах и сплавах. Киев : Наукова думка, 1987. 512 с.
159. Bobyr S. Development of a statistical calculation model for the carbon diffusion parameters in metals and alloys. *MSEIJ*. 2024. Vol. 8. Iss. 3. P. 102–107. <https://doi.org/10.15406/mseij.2024.08.00242>
160. Bobyr S. V. Statistical and non-equilibrium thermodynamic models of diffusion in metals and alloys. New diffusion solutions. Chisinau : Eliva Press, 2024. 198 p.
161. Mukherjee D., Larsson H., Odqvist J. Phase field modelling of diffusion induced grain boundary migration in binary alloys. *Comput. Mater. Sci*. 2020. Vol. 184. 109914. <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2020.109914>
162. Barkar T., Höglund L., Odqvist J., Agren J. Effect of concentration dependent gradient energy coefficient on spinodal decomposition in the Fe-Cr system. *Comput. Mater. Sci*. 2018. Vol. 143. P. 446–453. <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2017.11.043>

163. Finel A., Le Bouar Y., Dabas B., Appolaire B., Yamada Y., Mohri T. Sharp phase field method. *Phys. Rev. Lett.* 2018. Vol. 121. 025501. <https://doi.org/10.1103/PhysRevLett.121.025501>

164. Parusov E., Chuiko I., Bobyr S., Oliinyk E., Zhukov V. On the formation of martensite in low-carbon alloy steels for welding applications during slow continuous cooling. *HighMatTech-2025 : Book of Abstracts IXth Int. Mater. Sci. Conf., Ukraine, Kyiv, October 6-10, 2025.* Kyiv : Frantsevich Ukrainian Materials Research Society, 2025. P. 164.

165. 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>

166. Pavlina E. J., van Tyne C. J. Correlation of yield strength and tensile strength with hardness for steels. *J. Mater. Eng. Perform.* 2008. Vol. 17. P. 888–893. <https://doi.org/10.1007/s11665-008-9225-5>

167. McQueen H. J., Jonas J. J. Recent advances in hot working: Fundamental dynamic softening mechanisms. *J. Appl. Metalworking.* 1984. Vol. 3. P. 233–241. <https://doi.org/10.1007/BF02833651>

168. Bernshtein M. L., Kaputkina L. M., Prokoshkin S. D., Dobatkin S. V. Structural changes during hot deformation of austenite in alloy steels. *Acta Metall.* 1985. Vol. 33. Iss. 2. P. 247–254. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(85\)90142-7](https://doi.org/10.1016/0001-6160(85)90142-7)

169. Huang K., Logé R. E. A review on dynamic recrystallization phenomena in metallic materials. *Mater. Des.* 2016. Vol. 111. P. 548–574. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.09.012>

170. Parusov E. V., Chuiko I. M., Gubenko S. I., Oliinyk E. V., Parusov O. V. Influence of temperature-deformation parameters of thermomechanical treatment on the structure and mechanical properties of low-carbon alloyed steel. *Mater. Sci.* 2025. Vol. 61. P. 42–49. <https://doi.org/10.1007/s11003-025-00960-5>

171. 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. *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії*. 2025. Вип. 39. С. 210–225. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2025-39-12>

172. Нестеренко А. М., Сичков О. Б., Сухомлин В. І., Жукова С. Ю., Мороз О. Н. Особливості структури катанки зі сталі Св-08ХГ2СМФ. *Металознавство та термічна обробка металів*. 2009. № 8(650). С. 10–12.

173. 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 ПДАБА*. 2019. № 1(249–250). С. 33–40. <https://doi.org/10.30838/J.BPSACEA.2312.260319.33.403>

174. Олійник Е. В., Парусов Е. В., Чуйко І. М., Кукса О. В. Особливості впливу хімічного складу на формування механічних властивостей низьковуглецевих Cr-Mo-V сталей зварювального призначення. *Інформаційні технології в металургії та машинобудуванні ІТММ'2025* : матер. міжнар. наук.-техн. конф., м. Дніпро, 23-24 квітня 2025 р. Дніпро : УДУНТ, 2025. С. 148–154. <https://doi.org/10.34185/1991-7848.itmm.2025.01.025>

175. Олійник Е. В., Парусов Е. В., Чуйко І. М. Експериментально-теоретичні дослідження процесів структуроутворення в сталі CrMoV1Si за умов безперервного повітряного охолодження з різними швидкостями. *Наука і металургія 2025* : зб. тез всеукр. наук.-техн. конф., м. Дніпро, 19–20 листопада 2025 р., Дніпро : ІЧМ НАНУ, 2025. С. 39. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2025-conferens>

176. López-Cornejo M. S., Vergara-Hernández H. J., Arreola-Villa S. A., Vázquez-Gómez O., Herrejón-Escutia M. Numerical simulation of wire rod cooling of eutectoid steel under forced-convection. *Metals*. 2021. Vol. 11. Iss. 2. 224. <https://doi.org/10.3390/met11020224>

177. Hwang J. K. The temperature distribution and underlying cooling mechanism of steel wire rod in the Stelmor type cooling process. *Appl. Therm. Eng.* 2018. Vol. 142. P. 311–320. <https://doi.org/10.1016/j.applthermaleng.2018.07.016>

178. Piwowarczyk M., Wolańska N., Pietrzyk M., Rauch L., Kuziak R., Zalecki W. 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. *Metall. Res. Technol.* 2022. Vol. 119. Iss. 5. 517. <https://doi.org/10.1051/metal/2022071>

179. Campbell P. C., Hawbolt E. B., Brimacombe J. K. Microstructure engineering applied to the controlled cooling of steel wire rod: Part 2. Microstructural evolution and mechanical properties correlations. *Metall. Mater. Trans. A*. 1991. Vol. 22. P. 2779–2790. <https://doi.org/10.1007/BF02851372>

180. Парусов Е. В., Чуйко І. М., Олійник Е. В., Парусов О. В. Знеміцнювальне термомеханічне оброблення бунтового прокату із низьковуглецевих Cr-Mo-V сталей. *Автоматичне зварювання*. 2025. № 6. С. 65–72. <https://doi.org/10.37434/as2025.06.08>

181. Bhadeshia H. K. D. H., Honeycombe R. W. K. Steels: microstructure and properties. Oxford, UK : Butterworth-Heinemann, 2006. 344 p.

182. Krauss G. Steels: processing, structure, and performance (2nd Ed.). Ohio, USA : ASM International, 2015. 600 p.

183. Anya C. C., Baker T. N. The effect of silicon on the grain size and the tensile properties of low carbon steels. *Mater. Sci. Eng. A*. 1989. Vol. 118. P. 197–206. [https://doi.org/10.1016/0921-5093\(89\)90071-3](https://doi.org/10.1016/0921-5093(89)90071-3)

184. Sychkov A. B., Parusov V. V., Zhigarev M. A., Zhukova S. Yu., Perchatkin A. V., Peregudov A. V. Development of a production process for rolled welding wire made from Sv-08KhGSMFA alloy. *Metallurgist*. 2007. Vol. 51. P. 384–393. <https://doi.org/10.1007/s11015-007-0070-9>

185. Nesterenko A. M., Sychkov A. B., Zhukova S. Yu., Sukhomlin V. I. Fine microstructure of wire rods manufactured from Sv-08G2S high-plasticity

steel. *Metallurgist*. 2008. Vol. 52. P. 511–516. <https://doi.org/10.1007/s11015-009-9087-6>

186. Hosford W. F., Caddell R. M. Metal forming: mechanics and metallurgy (3rd Ed.). Cambridge, UK : Cambridge University Press, 2007. 328 p.

187. Dieter G. E. Mechanical metallurgy (3rd Ed.). McGraw-Hill, 1986. 751 p.

188. Парусов Е. В. Прогнозування енергосилових параметрів волочіння та механічних властивостей холоднодеформованого дроту з високовуглецевих сталей. *Інформаційні технології в металургії та машинобудуванні* : матер. X міжнар. наук.-практ. конф., м. Дніпро, 27–29 березня 2018 р. Дніпро : НМетАУ, 2018. С. 31.

189. Олійник Е. В., Парусов Е. В., Чуйко І. М. Створення програмного інструменту для розроблення ефективної технології волочіння зварювального дроту з низьковуглецевих Cr-Mo-V сталей. *Інформаційні технології в металургії та машинобудуванні ITMM'2026* : матер. міжнар. наук.-техн. конф., м. Дніпро, 22 квітня 2026 р. Дніпро : УДУНТ, 2026. С. 110–115. <https://doi.org/10.34185/1991-7848.itmm.2026.01.021>

СПИСОК ПУБЛІКАЦІЙ ЗДОБУВАЧА ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ

Наукові праці Олійника Едуарда Вадимовича, в яких опубліковані основні наукові результати дисертаційного дослідження:

Статті у виданнях, які індексуються у міжнародних наукометричних базах даних Scopus та Web of Science:

1. Parusov E. V., Chuiko I. M., Gubenko S. I., **Oliynyk E. V.**, Parusov O. V. Influence of temperature-deformation parameters of thermomechanical treatment on the structure and mechanical properties of low-carbon alloyed steel. *Mater. Sci.* 2025. Vol. 61. P. 42–49. <https://doi.org/10.1007/s11003-025-00960-5>

2. Parusov E. V., Chuiko I. M., **Oliynyk E. V.**, Parusov O. V. Recovery processes in hot-deformed austenite: the essence of phenomena, models, applications in industry. *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.* 2025. Vol. 47. No. 9. P. 927–955. <https://doi.org/10.15407/mfint.47.09.0927>

3. Bobyr' S. V., Parusov E. V., Chuyko I. M., **Oliynyk E. V.**, Zhukov V. V. Non-equilibrium thermodynamic model of the process of redistribution of alloying elements and structure formation in low-carbon steel during slow cooling. *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.* 2026. Vol. 48. No. 3. P. 275–292. <https://doi.org/10.15407/mfint.48.03.0275>

4. Parusov E. V., Chuiko I. M., Bobyr S. V., **Oliynyk E. V.**, Zhukov V. V. On the formation of martensite in low-carbon alloy steel wire rod for welding applications during slow continuous cooling. *Key Engineering Materials.* 2026. Vol. 1041. P. 3–9. <https://doi.org/10.4028/p-sW6lDI>

Статті у періодичних виданнях, включених до Переліку наукових фахових видань України:

5. 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>

6. **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. *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії.* 2025. Вип. 39. С. 210–225. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2025-39-12>

7. Парусов Е. В., Чуйко І. М., **Олійник Е. В.,** Парусов О. В. Знеміцнювальне термомеханічне оброблення бунтового прокату із низьковуглецевих Cr-Mo-V сталей. *Автоматичне зварювання.* 2025. № 6. С. 65–72. <https://doi.org/10.37434/as2025.06.08>

Тези доповідей на наукових конференціях:

8. **Олійник Е. В.,** Парусов Е. В. Сучасні уявлення про отримання якісного прокату із мультифазною структурою з низьковуглецевих легованих сталей зварювального призначення. *IV науково-практична конференція студентів, аспірантів і молодих вчених Придніпровської державної академії будівництва та архітектури* : зб. тез, м. Дніпро, 27–28 березня 2023 р. Дніпро : ПДАБА, 2023. С. 528–529. URL: <https://pgasa.dp.ua/wp-content/uploads/2023/06/Zbirnyk-tez-Konferentsiyi-studentiv-aspirantiv-molodyh-vchenyh.pdf>

9. **Олійник Е. В.,** Парусов Е. В. Існуючі та перспективні способи охолодження сталей зварювального призначення в лінії прокатного стану. *Наука і металургія* : зб. тез всеукр. наук.-техн. конф., м. Дніпро, 14–16 листопада 2023 р. Дніпро : ІЧМ НАНУ, УДУНТ МОН України, 2023. С. 76. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2023-conferens>

10. **Олійник Е. В.,** Парусов Е. В., Чуйко І. М. Теоретичні та технологічні засади знеміцнюючого термомеханічного оброблення сталевих 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.
<https://doi.org/10.34185/1991-7848.itmm.2024.01.010>

11. **Олійник Е. В.**, Парусов Е. В., Чуйко І. М. Методика прогнозного визначення деформаційного зміцнення низьковуглецевої Cr-Mo-V сталі під час виготовлення зварювального дроту. *Наука і металургія* : зб. тез всеукр. наук.-техн. конф., присвячений 85-річчю ІЧМ НАНУ, м. Дніпро, 19–20 листопада 2024 р. Дніпро : ІЧМ НАНУ, УДУНТ МОН України, ДДТУ МОН України, 2024. С. 32. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2024-conferens>

12. **Олійник Е. В.**, Парусов Е. В., Чуйко І. М., Кукса О. В. Особливості впливу хімічного складу на формування механічних властивостей низьковуглецевих Cr-Mo-V сталей зварювального призначення. *Інформаційні технології в металургії та машинобудуванні ITMM'2025* : матер. міжнар. наук.-техн. конф., м. Дніпро, 23–24 квітня 2025 р. Дніпро : УДУНТ, 2025. С. 148–154. <https://doi.org/10.34185/1991-7848.itmm.2025.01.025>

13. Parusov E., Chuiko I., Bobyr S., **Oliinyk E.**, Zhukov V. On the formation of martensite in low-carbon alloy steels for welding applications during slow continuous cooling. *HighMatTech-2025* : Book of Abstracts IXth Int. Mater. Sci. Conf., Ukraine, Kyiv, October 6–10, 2025. Kyiv : Frantsevich Ukrainian Materials Research Society, 2025. P. 164. URL: <https://umrs.org.ua/activities/conferences/hmt-2025/boa2025/>

14. **Олійник Е. В.**, Парусов Е. В., Чуйко І. М. Експериментально-теоретичні дослідження процесів структуроутворення в сталі CrMoV1Si за умов безперервного повітряного охолодження з різними швидкостями. *Наука і металургія 2025* : зб. тез всеукр. наук.-техн. конф., м. Дніпро, 19–20 листопада 2025 р., Дніпро : ІЧМ НАНУ, 2025. С. 39. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2025-conferens>

15. **Олійник Е. В.**, Парусов Е. В., Чуйко І. М. Створення програмного інструменту для розроблення ефективної технології волочіння зварювального дроту з низьковуглецевих Cr-Mo-V сталей. *Інформаційні технології в металургії та машинобудуванні ITMM'2026* : матер. міжнар. наук.-техн.

конф., м. Дніпро, 22 квітня 2026 р. Дніпро : УДУНТ, 2026. С. 110–115.
<https://doi.org/10.34185/1991-7848.itmm.2026.01.021>

Свідоцтво про реєстрацію авторського права:

16. **Олійник Е. В.**, Парусов Е. В. Сучасні уявлення про отримання якісного прокату із мультифазною структурою з низьковуглецевих легованих сталей зварювального призначення : свідоцтво № 121487 про реєстрацію авторського права на твір. № с202304627 ; заявл. 26.06.2023 ; опубл. 04.12.2023, електр. докум. CR2680041223.

ЗАТВЕРДЖУЮДиректор Інституту,
чл.-кор. НАН України

Олександр БАБАЧЕНКО

«27» травня 2026 р.

АКТ

про використання результатів дисертаційної роботи аспіранта Інституту, провідного інженеру відділу термічної обробки металу для машинобудування Олійника Едуарда Вадимовича «Особливості формування структури та властивостей прокату підвищеної деформованості з низьковуглецевих Cr-Mo-V сталей для виготовлення зварювального дроту»

Цей акт складений у тому, що Олійник Едуард Вадимович є безпосереднім виконавцем відомчої науково-дослідної роботи на тему «Встановлення особливостей формування структурного стану та властивостей бунтового прокату з легованих Cr-Mo-V сталей для підвищення його деформованості при виробництві зварювальних матеріалів» (ДР № 0125U000021).

Під час виконання дисертаційної роботи Олійником Едуардом Вадимовичем було вирішено наступні завдання:

1. Для сталі CrMoV1Si (за ДСТУ EN ISO 21952:2015) побудовано термодинамічну діаграму, встановлено кінетику перетворення аустеніту та визначено кількісні параметри його розпаду за безперервного охолодження у широкому інтервалі швидкостей (116–0,05 °C/c).

2. Встановлено факт утворення ділянок високовуглецевого мартенситу (вміст C > 1 % ваг., мікротвердість 722–897 HV_{0,02}) в структурі бунтового прокату з низьковуглецевої легової сталі CrMoV1Si та запропоновано науково обґрунтований механізм його формування за уповільненого безперервного охолодження з аустенітної області в інтервалі швидкостей 1,1–0,05 °C/c.

3. На засадах положень нерівноважної термодинаміки для сталі CrMoV1Si розроблено розрахункову модель перерозподілу легувальних елементів у процесі формування структури за уповільненого охолодження з аустенітної області.

4. Розроблено інноваційний трьохетапний температурно-швидкісний регламент повітряного охолодження бунтового прокату з низьковуглецевих Cr-Mo-V сталей зварювального призначення. Показано, що прискорене охолодження прокату повітрям із залученням дуттьових вентиляторних систем у діапазоні температур 950–850 °C зі швидкістю ~ 10 °C/c дозволяє пригнітити розвиток процесу статичної рекристалізації гарячедеформованого аустеніту, що у подальшому сприяє зменшенню кількості утворюваних твердих структурних складників гартівного типу, зниженню показників міцності та підвищенню пластичності металу.

5. Створено спеціалізований програмний модуль, який дозволяє розраховувати раціональні маршрути волочіння й енергосилові параметри деформування, а також прогнозувати рівень показників міцності холоднодеформованого зварювального дроту або проміжної дротяної заготовки із низьковуглецевих Cr-Mo-V сталей в залежності від початкового рівня якості прокату.

6. Розроблено комплексні рекомендації щодо адаптування та використання у промислових умовах провідних металургійних комбінатів України (ПАТ «АрселорМіттал Кривий Ріг» та ПРАТ «Камет-Сталь») технології знеміцнювального термомеханічного оброблення бунтового прокату малого діаметру (5,5 мм) з низьковуглецевих Cr-Mo-V сталей зварювального призначення.

Отримані результати покладено в основу дисертаційної роботи Олійника Едуарда Вадимовича та використано під час виконання вищезазначеної відомчої науково-дослідної роботи.

Учений секретар
Інституту чорної металургії
ім. З. І. Некрасова НАН України,
канд. техн. наук

Лариса ГАРМАШ

ЗАТВЕРДЖУЮ

Директор Інституту,
чл.-кор. НАН України



[Signature]
Олександр БАБАЧЕНКО

«27» травня 2026 р.

ДОВІДКА

про впровадження результатів дисертаційної роботи аспіранта Інституту,
провідного інженеру відділу термічної обробки металу для машинобудування
Олійника Едуарда Вадимовича

Науково-практичні результати та розроблені технологічні рішення, які отримано Олійником Едуардом Вадимовичем під час виконання дисертаційної роботи на здобуття наукового ступеня доктора філософії за спеціальністю 132 – «Матеріалознавство», впроваджено до навчального процесу Інституту чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України в рамках викладання дисципліни «Теоретичні та технологічні основи виготовлення та перероблення сталевих прокату на засадах ресурсо- та енергозбереження» при підготовці аспірантів за освітньо-науковою програмою «Матеріалознавство та обробка металів».

Завідувачка аспірантурою
Інституту чорної металургії
ім. З. І. Некрасова НАН України,
докт. техн. наук, старш. досл.

[Signature]

Ганна КОНОНЕНКО



АКТ

щодо можливості практичного використання результатів дисертаційної роботи у промислових умовах ПАТ «АрселорМіттал Кривий Ріг»

Аспірантом Інституту чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України Олійником Едуардом Вадимовичем під час виконання дисертаційної роботи за спеціальністю 132 – «Матеріалознавство» проведено комплексні теоретичні та експериментальні дослідження, які було спрямовано на встановлення закономірностей структуроутворення й формування механічних властивостей бунтового прокату з низьковуглецевих Cr-Mo-V сталей, а також науковому обґрунтуванню та розробленню технології його знеміцнювального термомеханічного оброблення для подальшого енергоефективного виготовлення холоднодеформованого дроту зварювального призначення.

У роботі актуалізовано сучасні напрями розвитку та основні труднощі, пов'язані з виробництвом прокату і дроту з низьковуглецевих Cr-Mo-V сталей зварювального призначення. Зазначено, що одним із головних викликів для виробників бунтового прокату в усьому світі є досягнення максимальної пластифікації металу у стані постачання кінцевому споживачу. При цьому, у відповідності до отриманих результатів, доведено, що вирішальне значення має саме раціональний структурний стан прокату, який у підсумку обумовлює необхідний рівень його здатності до глибокої формозміни під час волочіння. Показано, що утворення в структурі прокату мартенситу, бейніту або їхньої суміші є небажаним явищем, оскільки це суттєво підвищує імовірність передчасного руйнування металу в процесі холодного пластичного деформування.

Олійником Е. В. детально розглянуто широкий спектр структурних механізмів, специфічних процесів і технологічних особливостей, які мають місце під час гарячого пластичного деформування сталей та покладені у основу знеміцнювального термомеханічного оброблення сталевого бунтового прокату у потоці сучасних дрібносоротно-дротяних станів. Запропонована здобувачем концепція такого оброблення щодо низьковуглецевих Cr-Mo-V сталей зварювального призначення базується на формуванні специфічного стану гарячедеформованого аустеніту перед

початком його розпаду (зеренної структури, густини та об'ємного розподілу дефектів кристалічної будови), який створює передумови для збільшення частки м'якої феритної складової та зменшення ймовірності утворення твердих структурних складників гартівного типу під час регульованого водо-повітряного охолодження бунтового прокату на лінії Стелмор.

У роботі ретельно досліджено кінетику розпаду аустеніту сталі CrMoV1Si (аналог Св-08ХГСМФА) за умов безперервного охолодження в широкому діапазоні швидкостей ($116-0,05$ °C/c) та побудовано термокінетичну й структурну діаграми. Встановлено, що характерною рисою фазово-структурних перетворень цієї сталі є реалізація за уповільненого охолодження ($1,1-0,05$ °C/c) складного дифузійно-проміжно-зсувного механізму, який зумовлює формування багатофазної структури, що складається з фериту, перліту, бейніту та мартенситу у різних співвідношеннях. Визначення особливостей параметрів мікроструктури досліджуваної сталі після уповільненого охолодження представляє основний практичний інтерес, оскільки саме за таких умов відбувається формування остаточного структурного стану бунтового прокату зварювального призначення на сучасних виробничих лініях двостадійного водо-повітряного охолодження.

Сучасними методами досліджень (растрова електронна мікроскопія, рентгеноспектральний мікроаналіз, Оже-електронна спектроскопія) встановлено утворення високовуглецевого мартенситу з високою твердістю ($722-897$ HV_{0,02}) під час уповільненого безперервного охолодження сталі CrMoV1Si з аустенітної області. Експериментально визначено, що утворення високотвердого мартенситу пов'язано з динамічною зміною хімічного складу структурних складників у процесі уповільненого охолодження. Здобувачем теоретично обґрунтовано, що надмірне зниження швидкості охолодження прокату на завершальній стадії термомеханічного оброблення є недоцільним з огляду на необхідність мінімізації об'ємної частки мартенситу та бейніту в структурі готового прокату. Отриманий результат є важливим з точки зору формування загальної стратегії адаптації до промислових умов технології знеміцнювального термомеханічного оброблення бунтового прокату з низьковуглецевих Cr-Mo-V сталей зварювального призначення.

За результатами проведених досліджень здобувачем запропоновано нову науково обґрунтовану технологію знеміцнювального термомеханічного оброблення бунтового прокату діаметром 5,5 мм з низьковуглецевих Cr-Mo-V сталей зварювального призначення, яка включає стадію водяного охолодження металу від температури завершення гарячого деформування 1050 °C до 950 °C та подальше диференційоване триетапне повітряне охолодження у різних температурних інтервалах: $950-850$ °C зі швидкістю ~ 10 °C/c; $850-570$ °C – із середньою швидкістю $0,4$ °C/c; від 570 °C до кімнатної температури – на спокійному повітрі. Показано, що реалізація розробленого регламенту охолодження сприяє зниженню показників міцності та підвищенню пластичності прокату, а також утворенню задовільної кількості поверхневої окалини.

Перероблення дослідних партій бунтового прокату з низьковуглецевих Cr-Mo-V сталей, виготовленого із застосуванням розробленого режиму термомеханічного оброблення, засвідчило високий рівень технологічної пластичності матеріалу, що дозволило виготовити зварювальний дріт з унормованими механічними властивостями без додаткового відпалу дрітної заготовки на проміжних діаметрах.

З урахуванням конструктивних особливостей наявного устаткування для виготовлення бунтового прокату визначено комплекс рекомендацій щодо адаптування та потенційного впровадження розробленої технології знеміцнювального термомеханічного оброблення низьковуглецевих Cr-Mo-V сталей зварювального призначення на діючих металургійних підприємствах України.

Наведені у дисертаційній роботі рекомендації та сформульовані висновки створюють наукове підґрунтя для комплексної модернізації діючих технологічних ліній Стелмор на металургійних підприємствах України та цілеспрямованої оптимізації режимів термомеханічного оброблення бунтового прокату, зокрема зварювального призначення. Реалізація запропонованих підходів сприятиме підвищенню технологічної стабільності процесів виробництва, забезпеченню сучасного рівня показників якості прокату та загальному зростанню конкурентоспроможності металопродукції національного виробництва на внутрішньому й зовнішніх ринках.

Результати дисертаційної роботи Олійника Е. В. підтверджують доцільність їх потенційного поетапного впровадження та подальшої інтеграції у промислове виробництво, насамперед у контексті розвитку та поглиблення технологічної кооперації ПАТ «АрселорМіттал Кривий Ріг» з провідними металовиробними підприємствами України. Реалізація запропонованих рішень у виробничих умовах дозволить забезпечити більш раціональне використання енергетичних і матеріальних ресурсів, підвищити ефективність технологічних процесів та мінімізувати мінливість властивостей металопродукції на етапах виготовлення та подальшого перероблення. Така комплексна інтеграція дасть змогу створити передумови для формування стійких показників якості бунтового прокату та готового зварювального дроту з низьковуглецевих Cr-Mo-V сталей, а також їх гарантованої відповідності сучасним вимогам споживачів і міжнародних стандартів.

Начальник Технічного управління



Дмитро ЗАГОЛОВЕЦЬ