

Міністерство освіти і науки України
Український державний університет науки і технологій
Міністерство освіти і науки України
Український державний університет науки і технологій

Кваліфікаційна наукова
праця на правах рукопису

ПОДОЛЬСЬКИЙ РОСТИСЛАВ ВЯЧЕСЛАВОВИЧ

УДК 669.15-194.53:621.785.083.133 (043)

ДИСЕРТАЦІЯ

РОЗРОБКА ХІМІЧНОГО СКЛАДУ ТА РЕЖИМІВ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ
ВИСОКОМІЦНИХ РЕЙОК СТАЛЕЙ ПЕРЛІТНОГО КЛАСУ

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

_____ Р.В. Подольський
підпис

Науковий керівник – Бабаченко Олександр Іванович, доктор технічних наук,
старший науковий співробітник

Дніпро – 2023 рік

АНОТАЦІЯ

Подольський Р. В. Розробка хімічного складу та режимів термічної обробки високоміцних рейок сталей перлітного класу. — Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня доктора філософії PhD за спеціальністю 132 — «Матеріалознавство». — Український державний університет науки і технологій. — Дніпро, 2023.

Дисертаційну роботу присвячено розробці хімічного складу сталей та технологічних параметрів термічної обробки залізничних рейок на підприємствах України, що забезпечують підвищення експлуатаційних властивостей.

В роботі показано, що рейки українського виробництва за поточною технологією поступаються зарубіжним аналогам по механічним властивостям, та, як наслідок, по експлуатаційній довговічності. Пропускна здатність рейок, вироблених в Україні, становить 0,5 млрд. тонн брутто, в той час як аналогічний показник у Франції, Японії становить 1 млрд. тонн брутто, тобто в 2 рази більше. Показано, що підвищення характеристик міцності сталі за рахунок розробки нового хімічного складу та термічної обробки призводить до підвищення експлуатаційних характеристик.

Проведені дослідження впливу хімічних елементів на кінцеву структуру та механічні властивості сталі. На підставі даних досліджень було рекомендовано 3 сталі з дослідними хімічними складами для лабораторної виплавки та проведення подальших досліджень.

З літературного аналізу встановлено, що сталі, що застосовуються в виробництві залізничних рейок для досягнення перлітної структури необхідні швидкості охолодження в діапазонах 0,63...18,2°C/с. Показано, що для сталі 75ХГСМ необхідна швидкість охолодження складає від 0,63...0,14°C/с, оскільки застосування легуючих елементів Cr, Mn, Si, Mo збільшує інкубаційний період. Таким чином, область перлітного перетворення стає більш схильна до переміщення в бік менш інтенсивних швидкостей охолодження. У сталі М76Т відбувається

формування перлітної структури при швидкості охолодження в діапазоні $9,2 \dots 18,2^\circ\text{C}/\text{с}$, в сталі R350LHT - при швидкості охолодження близько $5^\circ\text{C}/\text{с}$. У сталях E76XF та E76XAF, до складу яких введено хром, після охолодження зі швидкостями $1^\circ\text{C}/\text{с}$ і менше, внаслідок розпаду переохолодженого аустеніту крім ферито-карбідної суміші перлітного типу спостерігається утворення надлишкового фериту. У сталі E76F швидкість охолодження для утворення структури перліт необхідна швидкість охолодження склала до $10^\circ\text{C}/\text{с}$.

Сучасні світові виробники рейкової продукції обрали кожен свій індивідуальний шлях технологічних рішень (застосовані технології виробництва і термічного зміцнення) для досягнення властивостей, за якими виконується випуск продукції. Цей перелік можна розділити на рейки без термічного зміцнення (Польща, Італія), рейки з диференційованим термічним зміцненням з прокатного нагріву (Японія, Австрія, США), рейки з диференційованим термічним зміцненням з окремого індукційного нагріву (Франція, Канада (нині завод закритий), Україна), рейки з об'ємним загартуванням в маслі з окремого пічного нагріву (Росія).

Виходячи з результатів аналізу літературних джерел виконано комплекс досліджень з метою встановлення закономірностей формування структурного стану та механічних властивостей по перетину головки залізничних рейок в умовах українського виробництва, виготовлених з високовуглецевої сталі, мікролегованої ванадієм (марка K76F). Проведені дослідження мікроструктури термічно зміцнених рейок українського виробництва. Встановлено наявність неоднорідності структури на поверхні кочення рейки і низьку дисперсність карбідної фази на глибині 11 мм від поверхні кочення виробу.

В роботі проведено дослідження з якого встановлено, що існуюча технологія термічної обробки, що застосовується на території України, не може забезпечити високий рівень твердості по перерізу головки рейки (до глибини 20 мм), що відповідає вимогам зарубіжних стандартів.

В роботі застосовано математичну модель, що дозволяє проводити прогноз зміни температурних полів та миттєву швидкість охолодження в залізничній рейці під час проходження диференційованого охолодження. Застосована модель

дозволяє визначати потрібні параметри термічної обробки для утворення структурних складових та досягнення регламентованого комплексу механічних властивостей сталі. Встановлено, що поточна технологія виробництва з застосування термозміцнення не припускає досягнення значень твердості по перерізу залізничної рейки на рівні ДСТУ EN 13674-1:2018, що пов'язано з недостатньо інтенсивним охолодженням, саме центральних ділянок головки рейки температура, якої складає - 680 °C.

В рамках досліджень встановлено, що для забезпечення твердості (370 HB) в осевих ділянках головки рейки (глибина 20 мм) відповідно до вимог ДСТУ EN 13674-1:2018 є значна необхідність в розробленні нових перспективних параметрів термічної обробки чи розробці перспективних хімічних складів сталей, що підвищать інтенсивність охолодження в центральних ділянках головки рейки.

В результаті дилатометричних досліджень було побудовано діаграму розпаду переохолодженого аустеніту дослідної сталі з C=0,84%, Mn=0,95%, Si=0,44%, V=0,01%, Ca=0,0006% та встановлено, що при швидкостях охолодження 0,06-5,9°C/с структура складається переважно з перліту різної дисперсності, зі збільшенням швидкості охолодження до 64,3°C/с проходить утворення бейніту з подальшою зміною морфології з пір'ястого до голчастого.

Побудовано в результаті мікроструктурних досліджень структурну діаграму дослідної сталі з C=0,84%, Mn=0,95%, Si=0,44%, V=0,01%, Ca=0,0006%. Показано, що при швидкості охолодження до 5,9°C/с розпад аустеніту відбувається з утворенням перліту; при 5,9°C/с ... 64,3°C/с структура сталі складається з перліту і бейніту; з подальшим збільшенням швидкості до 118,3 °C/с структура складається переважно з мартенситу.

В результаті досліджень отримано залежність зміни дисперсності перліту від інтенсивності охолодження дослідної сталі з C=0,84%, Mn=0,95%, Si=0,44%, V=0,01%, Ca=0,0006% та залежність твердості сталі від міжпластинчастої відстані перліту при швидкості охолодження 0,06...5,9 °C/с.

В роботі застосовано математичну модель, яка дозволяє прогнозувати зміну температури, середню миттєву швидкість та середнє напруження по перерізу

зразка на прогартовуваність згідно EN ISO 642:1999, в процесі безперервного однобічного охолодження. Модель може бути використана для визначення необхідних параметрів термічної обробки залізничних рейок з досягненням необхідної структурної складової і твердості.

Розроблено хімічний склад дослідних сталей для залізничних рейок і проведена виплавка в лабораторних умовах злитків масою до 10 кг. Встановлено позитивний вплив гарячої пластичної деформації і подальшої термічної обробки на твердість. Після гарячої пластичної деформації в порівнянні з литим станом приріст твердості склав $\sim 14,1\%$; після гарячої пластичної деформації з подальшою термічною обробкою (без відпуску) приріст твердості склав $\sim 39,4\%$.

Проведено рентгеноструктурний аналіз та встановлено, що сталь 2 (0,70% C, 0,44% Si, 0,76% Mn, 0,0004% V) має більші розміри блоків мозаїки на 1,72%, меншу щільність дислокацій (відображення 110) на 3,5%, більшу щільність дислокацій (відображення 220) на 0,8%. Сталь 3 (0,80% C, 0,47% Si, 0,97% Mn, 0,0001% V) - збільшився середній розмір блоків мозаїки на 14%, збільшилися напруження другого роду на 15% і щільність дислокацій на 29%. Сталь 4 (0,84% C, 0,44% Si, 0,95% Mn, 0,0103% V) в порівнянні з сталлю 1 (0,75% C, 0,33% Si, 0,89% Mn) мають менше значення блоків мозаїки на 5,3%, щільність дислокацій (відображення 110 та 220) збільшилась на 10 та 4 % відповідно. При порівнянні дослідних сталей 5 (0,90% C, 0,39% Si, 0,89% Mn, 0,0006% V) та сталі 1 (0,75% C, 0,33% Si, 0,89% Mn) встановлено, що розмір блоків мозаїки зменшився на 2,5 %, щільність дислокацій (відображень 110 та 220) збільшився на 5% та 17% відповідно.

В роботі на основі результатів рентгенофазового аналізу після термічної обробки дослідних сталей встановлено наявність виділень Fe_3C , які мають максимуми на тих самих кутах, що і $\alpha\text{-Fe}$ (матриця).

В результаті лабораторних досліджень, для дослідно-промислового опробування виробництва залізничних рейок рекомендовано наступний хімічний склад, % мас: C=0,84-0,92; Si=0,35-0,45; Mn= 0,80-0,95; V \leq 0,0015; B=0,003-0,005%, [N]=0,012-0,015%.

Ключові слова: Металопродукція залізничного призначення, фазовий склад, хімічний склад, термічна обробка, механічні властивості, структура, пластичність, математичне моделювання, модель, прогноз.

СПИСОК ПУБЛІКАЦІЙ ЗДОБУВАЧА

Монографії

1. Бабаченко О. І., Кононенко Г. А., Рослик О. В., Майстренко К. М., **Подольський Р. В.** (2020). *Розробка сталей для металопродукції залізничного призначення: монографія*. Дніпро: Домінанта-принт. 298 с.

2. **Подольський Р. В.**, Бабаченко О. І., Кононенко Г. А. Романова Н. С., Сафронова А. О., Клемешов Е.С. (2022). *Застосування спеціалізованого програмного забезпечення в матеріалознавстві та термічній обробці металів та сплавів: методичний посібник*. Дніпро: Україн. держ. ун-т науки і технол. 66 с.

Публікації в зарубіжних фахових виданнях або виданнях, що входять до міжнародних наукометричних баз даних

3. Babachenko O. I., Kononenko G. A., **Podolskyi R. V.** (2021). Development of a calculated model of temperature change of rail steel K76F to determine the parameters of heat treatment, which will provide a given structural state and performance properties. *Science and innovation*. №4, 25-32. DOI: [10.15407/scine17.04.025](https://doi.org/10.15407/scine17.04.025) (Scopus)

4. Babachenko, O.I., Kononenko, H.A., **Podolskyi, R.V.**, Safronova O.A. (2021). Steel for Railroad Rails with Improved Operating Properties. *Mater Sci*. T.56, №6, 814–819. DOI: [10.1007/s11003-021-00499-1](https://doi.org/10.1007/s11003-021-00499-1) (Scopus)

5. Babachenko O. I., Kononenko G. A., **Podolskyi R. V.**, Safronova O.A., Taranenko A.O. (2022). Analysis of the structure of samples of rail steels of the new generation with improved operational properties. Part 1, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, T.44, № 12, 1661—1677. DOI: [10.15407/mfint.44.12.1661](https://doi.org/10.15407/mfint.44.12.1661) (Scopus)

6. Babachenko O. I., Kononenko G. A., **Podolskyi R. V.**, Safronova O.A., Baskevich O.S. (2023). Analysis of the structure of samples of rail steels of the new generation with improved operational properties. Part 2, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, T.45, № 1, 137—156. DOI: [10.15407/mfint.45.01.0137](https://doi.org/10.15407/mfint.45.01.0137) (Scopus)

Публікації у наукових фахових виданнях України

7. Бабаченко О. І., Кононенко Г. А., **Подольський Р. В.** (2022). Дослідження кінетики розпаду аустеніту при безперервному охолодженні сталі з 0,84% С, 0,44% Si, 0,95% Mn, 0,01% В, 0,0006% Са для залізничних рейок нового покоління. *Український журнал будівництва та архітектури*. №5, 7-12. DOI: 10.30838/J.BPSACEA.2312.251022.7.885

8. Бабаченко О. І., Кононенко Г. А., **Подольський Р. В.**, Сафронова О. А. (2021). Дослідження мікроструктури і твердості дослідних рейкових сталей в литому стані, після гарячої пластичної деформації і термічної обробки. *Метал та лиття України*. 1, 81-86. DOI:[10.15407/steelcast2021.01.081](https://doi.org/10.15407/steelcast2021.01.081)

9. Бабаченко О. І., Дьоміна К. Г., Кононенко Г. А., **Подольський Р. В.** (2020). Аналіз впливу деформаційного пророблення безперервнолитих заготовок на макро- і мікроструктуру конструкційних сталей (огляд). *Металознавство та термічна обробка металів*. 91 (4), 17-29. DOI: 10.30838/J.PMNTM.2413.241120.17.687

10. Бабаченко О. І., Кононенко Г. А., **Подольський Р. В.**, Сафронова О. А. (2020). Сталь для залізничних рейок з поліпшеними експлуатаційними властивостями. *Фізико-хімічна механіка матеріалів*. 56 (6), 82-87. (http://nbuv.gov.ua/UJRN/PHKhMM_2020_56_6_13)

11. **Подольський Р. В.**, Сафронова О. А., Меркулов О. Є., Кононенко Г. А., Бабаченко О. І., Сафронов О. Л. (2022). Аналіз відповідності дослідних сталей для залізничних рейок сучасним стандартам України та ЄС. *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії*. 36, 362-369. DOI: 10.52150/2522-9117-2022-36-362-369.

Публікації, що засвідчують апробацію матеріалів дисертації

12. Бабаченко О.І., Кононенко Г.А., Дьоміна К.Г., **Подольський Р.В.** (2019). Дослідження впливу швидкості охолодження на структурний стан сталі К76Ф для звичайних рейок широкої колії. *Збірник наукових праць XV міжнародної конференції «Стратегія якості в промисловості і освіті»*. (3 – 6 червня 2019 р., м. Варна), 19-24

13. **Подольський Р. В.,** Дейнеко Л. М. (2020). Визначення подальших напрямів підвищення експлуатаційної надійності залізничних рейок нового покоління. *Всеукраїнська науково-технічна конференція "Молодая академия 2020"*. (21-22 травня 2020 р., м. Дніпро), 59.

14. **Подольський Р. В.,** Сафронова О. А., Бабаченко О. І., Кононенко Г. А. (2020). Дослідження впливу термічної обробки на формування мікроструктури та твердості дослідних рейкових сталей. *Всеукраїнська конференція молодих вчених "Молоді вчені - 2020"*. (12 березня 2021 р., Дніпро), 53–56.

15. Бабаченко О. І., Кононенко Г. А., **Подольський Р. В.** (2020). Імітаційне моделювання зміни теплового поля залізничної рейки під час диференційної термічної обробки. *VI Міжнародна науково технічна конференція «Комп'ютерне моделювання та оптимізація складних систем»*. (4-6 листопада 2020р., Дніпро), 17–18.

16. Бабаченко О. І., Кононенко Г. А., **Подольський Р. В.,** Сафронова О. А. (2020). Дослідження впливу режимів термічної обробки дослідних сталей для залізничних рейок нового покоління на механічні властивості. *Збірник наукових праць Інституту чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України «Фундаментальні і прикладні проблеми чорної металургії»*. 247-255.

17. Бабаченко О.І., **Подольський Р.В.,** Кононенко Г.А., Сафронова О.А. (2019). Порівняльний аналіз способів термічної обробки залізничних рейок та визначенням подальших напрямків підвищення їх експлуатаційної надійності. *Збірник наукових праць Інституту чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України «Фундаментальні і прикладні проблеми чорної металургії»*. 219-231.

18. Бабаченко О. А., Кононенко Г. А., **Подольський Р. В.** (2020). Дослідження мікроструктури та розподілу твердості рейок по перерізу при термічній обробці головки рейки, які створюються при виробництві за поточною технологією. *Матеріали міжнародної наукової конференції «Міждисциплінарні наукові дослідження: особливості та тенденції»*. (4 грудня 2020р, Чернігів), 50–56.

19. Бабаченко О.І., Дьоміна К.Г., Кононенко Г.А., Сафронова О.А., **Подольський Р.В.** (2021). Аналіз існуючих способів підвищення якості металопродукції залізничного призначення. *Матеріали XVII Міжнародної науково-практичної конференції «Литво. Металургія. 2021»*. (18-20 травня 2021 р, Запоріжжя), 256–259.

20. Бабаченко О. І., Кононенко Г. А., Меркулов О.Є. **Подольський Р. В.**, Клемешов Є. С., Сафронова О. А. (2021). Моделювання фазовоструктурних перетворень у сталі для залізничних рейок нового покоління. *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії*. 212-222.

21. **Подольський Р.В.**, Сафронова О.А., Меркулов О.Є., Кононенко Г.А. (2022). Виготовлення рейкової сталі нового покоління. *Матеріали міжнародної науково-практичної конференції «Інформаційні технології в металургії та машинобудуванні»*. (15-17 березня 2022, Дніпро), 244–247. DOI: 10.34185/1991-7848.itmm.2022.01.044

22. **Подольський Р.В.**, Сафронова О.А., Меркулов О.Є., Кононенко Г.А. (2022). Аналіз вимог існуючої вітчизняної і світової нормативно-технічної документації до залізничних рейок. *Матеріали XIV Міжнародної науково-технічної конференції "Нові матеріали і технології в машинобудуванні"*. (28-29 квітня 2022, Київ), 155–157. (<http://metalcasting.kpi.ua/2022/paper/view/26318>)

23. **Подольський Р.В.**, Сафронова О.А., Меркулов О.Є., Кононенко Г.А. (2022). Визначення та систематизування шляхів підвищення зносостійкості залізничних рейок. *Матеріали XVII Міжнародної науково-практичної конференції «Литво. Металургія. 2022»*. (04-06 жовтня 2022 р, Харків-Київ), 217–219. (<https://files.nas.gov.ua/PublicMessages/Documents/0/2022/10/221010082843999-9454.pdf>)

ABSTRACT

Podolskyi R.V. Development of chemical composition and modes of heat treatment of high-strength rails of pearlite class steels.— Qualification scientific work regarded as an equivalent to a manuscript.

Dissertation for the degree of Doctor of Philosophy PhD in specialty 132 - "Material Science". - Ukrainian State University of Science and Technology. - Dnipro, 2023.

The dissertation is devoted to the development of the chemical composition of steels and technological parameters of heat treatment of railway rails at enterprises of Ukraine, which ensure the improvement of operational properties.

It is shown in the work that rails of Ukrainian production according to current technology are inferior to foreign analogues in terms of mechanical properties and, as a result, in operational durability. The throughput capacity of rails produced in Ukraine is 0.5 billion gross tons, while a similar indicator in France, Japan is 1 billion gross tons, i.e. 2 times more. It is shown that increasing the strength characteristics of steel due to the development of a new chemical composition and heat treatment leads to an increase in operational characteristics.

The influence of chemical elements on the final structure and mechanical properties of steel was studied. Based on these studies, 3 experimental chemical compositions of steels were recommended for laboratory smelting and further research.

From the literature analysis, it was established that steels used in the production of railway rails require cooling rates in the range of 0.63...18.2°C/s to achieve pearlite structure. It is shown that for steel 75XГCM the required cooling rate is from 0.63...0.14°C/s, since the use of alloying elements Cr, Mn, Si, Mo increases the incubation period. Thus, the region of pearlitic transformation becomes more prone to move towards less intensive cooling rates. In M76T steel, the pearlite structure is formed at a cooling rate in the range of 9.2...18.2°C/s, in R350LHT steel - at a cooling rate of about 5°C/s. In E76XΦ and E76XAΦ steels, which contain chromium, after cooling at rates of 1 °C/s and less, as a result of the disintegration of supercooled austenite, in addition to the ferrite-

carbide mixture of the pearlite type, the formation of excess ferrite is observed. In E76F steel, the cooling rate required for the formation of the pearlite structure was up to 10°C/s .

Modern global manufacturers of rail products have each chosen their own individual path of technological solutions (applied production and thermal strengthening technologies) to achieve the properties according to which the products are manufactured. This list can be divided into rails without thermal strengthening (Poland, Italy), rails with differentiated thermal strengthening from rolling heating (Japan, Austria, USA), rails with differentiated thermal strengthening from separate induction heating (France, Canada (now the factory is closed), Ukraine), rails with volume hardening in oil from separate furnace heating (Russia).

Based on the results of the analysis of literary sources, a complex of studies was carried out with the aim of establishing the regularities of the formation of the structural state and mechanical properties at the intersection of the head of railway rails in the conditions of Ukrainian production, made of high-carbon steel, microalloyed with vanadium (K76F brand). Studies of the microstructure of thermally strengthened rails of Ukrainian production have been conducted. The presence of heterogeneity of the structure on the rolling surface of the rail and the low dispersity of the carbide phase at a depth of 11 mm from the rolling surface of the product were established.

In the work, a study was conducted, from which it was established that the existing heat treatment technology used in Ukraine cannot provide a high level of hardness in the section of the rail head (up to a depth of 20 mm), which meets the requirements of foreign standards.

The work uses a mathematical model that predicts changes in temperature fields and the instantaneous cooling rate in a railway rail during differential cooling. The applied model allows determining the required heat treatment parameters for the formation of structural components and achieving a regulated set of mechanical properties of steel. It has been established that the current production technology using heat strengthening does not allow the cross-sectional hardness values of the railway rail to be reached at the level of European standards, which is due to insufficiently intense cooling, namely the central sections of the rail head, the temperature of which is -680°C .

As part of the research, it was established that in order to ensure hardness (370 HB) in the axial sections of the rail head (depth 20 mm) in accordance with the requirements of European standards, there is a significant need for the development of new promising heat treatment parameters or the development of promising chemical compositions of steels that will increase the intensity of cooling in the central sections of the rail head.

As a result of dilatometric studies, a diagram of the decomposition of undercooled austenite of the experimental steel with $C=0.84\%$, $Mn=0.95\%$, $Si=0.44\%$, $B=0.01\%$, $Ca=0.0006\%$ was constructed and it was established that at cooling rates of $0.06-5.9^{\circ}\text{C/s}$ the structure consists mainly of pearlite of different dispersion, with an increase in the cooling rate up to 64.3°C/s the formation of bainite takes place with a subsequent change in morphology from feathery to acicular.

It was built as a result of microstructural studies, the structural diagram of the experimental steel with $C=0.84\%$, $Mn=0.95\%$, $Si=0.44\%$, $B=0.01\%$, $Ca=0.0006\%$. It is shown that at a cooling rate of up to 5.9°C/s , austenite disintegrates with the formation of pearlite; at $5.9^{\circ}\text{C/s} \dots 64.3^{\circ}\text{C/s}$ the steel structure consists of pearlite and bainite; with a further increase in speed to 118.3°C/s , the structure consists mainly of martensite.

As a result of the research, the dependence of the change in pearlite dispersion on the intensity of cooling of the test steel with $C=0.84\%$, $Mn=0.95\%$, $Si=0.44\%$, $B=0.01\%$, $Ca=0.0006\%$ and the dependence of steel hardness on the interlaminar distance of pearlite at a cooling rate of $0.06 \dots 5.9^{\circ}\text{C/s}$.

The work used a mathematical model that allows predicting the change in temperature, the average instantaneous speed and the average stress along the section of the sample for hardenability according to EN ISO 642:1999, in the process of continuous one-sided cooling. The model can be used to determine the necessary parameters of thermal treatment of railway rails to achieve the required structural component and hardness.

The chemical composition of experimental steels for railway rails was developed and ingots weighing up to 10 kg were smelted in laboratory conditions. A positive effect of hot plastic deformation and subsequent heat treatment on hardness was established. After hot plastic deformation, in comparison with the cast state, the increase in hardness

was ~14.1%; after hot plastic deformation followed by heat treatment (without tempering), the increase in hardness was ~39.4%.

X-ray structural analysis was carried out and it was established that steel 2 (0.70% C, 0.44% Si, 0.76% Mn, 0.0004% B) has larger sizes of mosaic blocks by 1.72%, less dislocation density (reflection 110) by 3.5%, the density of dislocations (reflection 220) by 0.8%. Steel 3 (0.80% C, 0.47% Si, 0.97% Mn, 0.0001% B) - the average size of the mosaic blocks increased by 14%, the second-order stresses increased by 15% and the dislocation density by 29%, Steel 4 (0.84% C, 0.44% Si, 0.95% Mn, 0.0103% B) compared to Steel 1 (0.75% C, 0.33% Si, 0.89% Mn) have a smaller value of mosaic blocks by 5.3%, the density of dislocations (reflections 110 and 220) increased by 10 and 4%, respectively. When comparing experimental steels 5 (0.90% C, 0.39% Si, 0.89% Mn, 0.0006% B) and steel 1 (0.75% C, 0.33% Si, 0.89% Mn) it was found that the size of the mosaic blocks decreased by 2.5%, the size of dislocations (reflections 110 and 220) increased by 5% and 17%, respectively.

In the paper, based on the results of X-ray phase analysis after heat treatment, the presence of Fe_3C , which have maxima at the same angles as $\alpha\text{-Fe}$ (matrix), was established.

As a result of laboratory studies, the following chemical composition, mass %, is recommended for experimental and industrial testing of the production of railway rails: C=0.84-0.92; Si=0.35-0.45; Mn= 0.80-0.95; V \leq 0.0015; B=0.003-0.005%, [N]=0.012-0.015%.

Keywords: Metal products for railway purposes, phase composition, chemical composition, heat treatment, mechanical properties, structure, plasticity, mathematical modeling, model, forecast.

ЗМІСТ

С.

ВСТУП	17
1 АНАЛІЗ ВИМОГ, ТЕХНОЛОГІЇ ВИРОБНИЦТВА ТА НАПРЯМКІВ ПІДВИЩЕННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ ВИСОКОМІЦНИХ ЗАЛІЗНИЧНИХ РЕЙОК	24
1.1 Вимоги вітчизняної і світової нормативно-технічної документації до залізничних рейок	24
1.2 Аналіз технологічних параметрів зміцнюючої обробки залізничних рейок на підприємствах України та інших країнах світу	33
1.3 Перспективні напрямки для розробки сталей для високоміцних рейок, вибір системи легування для підвищення експлуатаційних властивостей рейок нового покоління	39
1.4 Висновок по розділу 1	59
1.5 Список використаних джерел у розділі 1	61
2 МАТЕРІАЛ ТА МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕНЬ	63
2.1 Матеріал досліджень	63
2.2 Методики досліджень	68
2.2.1 Моделювання в робочому просторі AnSYS	68
2.2.2 Моделювання в програмному комплексі QForm	70
2.2.3 Дослідження визначення прогартуваності з визначенням інтервалу швидкостей охолодження, твердості та структурного стану	70
2.2.4 Дослідження мікроструктури	73
2.2.5 Визначення механічних властивостей	74
2.2.6 Рентгеноструктурний аналіз	75
2.3 Висновки по розділу 2	76
2.4 Список використаних джерел у розділі 2	77
3 ДОСЛІДЖЕННЯ ПОКАЗНИКІВ ЯКОСТІ ЗАЛІЗНИЧНИХ РЕЙОК ПРИ ЇХ ВИРОБНИЦТВІ ЗА ПОТОЧНОЮ ТЕХНОЛОГІЄЮ	78

3.1 Дослідження мікроструктури і рівня твердості по перерізу головки гарячекатаної рейки і після термічної обробки	78
3.2 Моделювання зміни температурних полів при термічній обробці головки рейки	82
3.3 Висновок по розділу 3	86
3.4 Список використаних джерел в розділі 3	87
4 ДОСЛІДЖЕННЯ ШВИДКОСТЕЙ ОХОЛОДЖЕННЯ ПОВЕРХНЕВИХ І ЦЕНТРАЛЬНИХ ДІЛЯНОК ГОЛОВКИ РЕЙКИ ПРИ ДИФЕРЕНЦІЙОВАНОМУ ОХОЛОДЖЕННІ	88
4.1 Диференційоване охолодження металу головки рейки	88
4.2 Висновок по розділу 4	97
4.3 Список використаних джерел в розділі 4	98
5 РОЗРОБКА СТАЛЕЙ ДЛЯ ЗАЛІЗНИЧНИХ РЕЙОК НОВОГО ПОКОЛІННЯ З ПІДВИЩЕНИМИ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ	99
5.1 Дослідження мікроструктури і забрудненості неметалевими включеннями дослідних сталей різного хімічного складу у литому стані	105
5.2 Дослідження впливу гарячої пластичної деформації на мікроструктуру та механічних властивості дослідних сталей різного хімічного складу	110
5.3 Дослідження впливу параметрів термічної обробки на формування мікроструктури та механічних властивостей дослідних сталей різного хімічного складу	114
5.4 Висновок по розділу 5	125
5.5 Список використаних джерел в розділі 5	126
6 ДОСЛІДЖЕННЯ ЗАКОНОМІРНОСТЕЙ ФАЗОВОГО ПЕРЕТВОРЕННЯ СТАЛІ З C=0,84%, Mn=0,95%, Si=0,44%, B=0,01%, Ca=0,0006%	127
6.1 Закономірності зміни механізму фазового перетворення на структурний стан сталі з C=0,84%, Mn=0,95%, Si=0,44%, B=0,01%, Ca=0,0006% для залізничних рейок	127

6.2 Дослідження впливу швидкості охолодження на міжпластинчасту відстань перліту та твердість дослідної сталі для залізничних рейок	130
6.3 Висновок по розділу 6	135
6.4 Список використаних джерел в розділі 6	135
ВИСНОВКИ	136
СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ	139
Додаток А	153
Додаток Б	157
Додаток В	163
Додаток Г	168
Додаток Д	173
Додаток Е	178
Додаток Ж	179
Додаток И	181

ВСТУП

Актуальність. Безпека руху залізничного транспорту залежить від якості, стійкості залізничного полотна, умов експлуатації залізничних рейок. В даний час умови експлуатації залізниць в Україні, їх перспектива входження в міжнародну систему транспортних коридорів Європи - Азія вимагає розвитку і модернізації залізничної колії.

Одним із найважливіших елементів залізничної колії є залізничні рейки. Для забезпечення ефективності експлуатації залізничних рейок необхідне підвищення їх якості, надійності та експлуатаційної стійкості, які визначають безперебійну і безаварійну роботу залізничного транспорту. Рейки поточного виробництва України не відповідають прогресивним вимогам, що регламентує світова нормативна документація, а саме вимоги до твердості на глибині 20 мм (глибина 11 мм не менше 321 НВ). Недостатній рівень даної характеристики відіграє важливу роль у експлуатаційній стійкості залізничного полотна, що може зменшити виникнення експлуатаційних дефектів на залізничному полотні зв'язаного з інтенсивним зношуванням. Одним з напрямків вирішення даного завдання є розробка хімічного складу, який забезпечить прогартуваність з метою формування дисперсної перлітної структури без утворення мартенситної структури в області кочення та викружки з отриманням твердості на глибині 20 мм на рівні 370 НВ згідно вимогам світової нормативної документації.

Дисертаційна робота присвячена дослідженню особливостей структуроутворення і твердості по перерізу головки рейки українського виробництва при її диференціальній термічній обробці, пошуку можливих шляхів підвищення твердості, науковому обґрунтуванню нових режимів термічного зміцнення рейок. Результати роботи будуть використані при розробці технологічних рекомендацій для термічної обробки при виробництві залізничних рейок в умовах вітчизняного виробництва, що забезпечать підвищення їх якості та збільшення терміну служби при експлуатації на залізницях України.

Таким чином, розробка сталей для залізничних рейок та технологічних параметрів термічної обробки, що забезпечать підвищення експлуатаційних властивостей, є актуальним науково-технічним завданням, яке має наукове і практичне значення і сприяє вирішенню важливої проблеми.

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

Дисертаційна робота виконана відповідно до наукового напрямку філіалу кафедри матеріалознавства і термічної обробки металів Українського державного університету науки і техніки в відділі проблем деформаційно-термічної обробки конструкційних сталей Інституту чорної металургії імені З.І. Некрасова Національної академії наук України «Розвиток наукових основ формування залізвуглецевих сплавів і управління їх структурою і властивостями». В рамках держбюджетних НДР Національної академії наук України, при виконанні яких здобувач був виконавцем: «Розробка науково обґрунтованого комплексу технологічних рішень виробництва залізничних рейок нового покоління з підвищеними експлуатаційними властивостями» №ДР 0117U004145 (2017-2019 рр.), Програма «Нові матеріали»: «Розробка науково обґрунтованих технологічних рішень виробництва і ефективного використання високоміцного фасонного прокату в інноваційних будівельних і транспортних конструкціях» №ДР 0117U004153 (2017- 2021 рр.), «Дослідження особливостей формування хімічної неоднорідності в вуглецевих сталях (0,4 – 0,6 % ваг. С) і її спадкового впливу на мікроструктуру та механічні властивості металопродукції залізничного призначення» №ДР 0120U101186 (2020-2022 рр.), «Наукове обґрунтування та розробка технологічних параметрів термічної обробки залізничних коліс, які забезпечують рівномірну структуру по перерізу обода» №ДР 0120U101181 (2020-2021 рр.), Цільова комплексна програма наукових досліджень НАН України «Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин» («Ресурс») «Розробка хімічного складу сталі та технологічних параметрів деформаційної та термічної обробки залізничних коліс, що забезпечують підвищення їх ресурсу в різних умовах експлуатації» №ДР 0120U102688 (2020р.), №ДР 0119U101398 (2019р.).

Мета роботи. Метою роботи є удосконалення хімічного складу та параметрів термічної обробки вуглецевих сталей для виготовлення високоміцних залізничних рейок з твердістю 400-440 НВ.

Для досягнення поставленої мети визначені науково-практичні завдання дослідження:

- встановити закономірності формування структурного стану та механічних властивостей по перетину головки залізничних рейок із високовуглецевих сталей, які виготовляються в Україні. Встановити відповідність вимогам ДСТУ EN 13674-1:2018 для високоміцних рейок категорії R400HT рейок вітчизняного виробництва;
- визначити раціональні способи обчислення розподілу теплових полів, які дозволяють прогнозувати зміну температури, швидкості охолодження по перерізу головки рейки в процесі диференційованого спреєрного охолодження;
- розробити методику визначення допустимого інтервалу швидкостей охолодження сталей для досягнення необхідних параметрів структурного стану та значень твердості;
- встановити закономірності зміни твердості та мікроструктури сталі К76Ф в залежності від швидкості охолодження;
- дослідити термкінетичні особливості фазових перетворень розробленої сталі для високоміцних рейок удосконаленого хімічного складу. Провести мікроструктурні дослідження та встановити швидкості охолодження, за яких формується перлітна структура;
- встановити закономірності зміни дисперсності перліту дослідної сталі від швидкості охолодження в діапазоні, який призводить до розпаду аустеніту за дифузійним механізмом. Встановити закономірності зміни твердості зазначеної сталі від міжпластинчастої відстані перліту;
- розробити параметри термічної обробки для дослідних сталей з метою формування структури високодисперсного перліту, що відповідатиме вимогам стандарту ДСТУ EN 13674-1:2018 до високоміцних рейок;

- розробити рекомендації щодо хімічного складу дослідних сталей для залізничних рейок з комплексом механічних властивостей, що перевищує можливий для сталі, яка передбачена ДСТУ 4344:2004.

Об'єкт дослідження – процеси термічної обробки, структурний стан, хімічний склад та комплекс механічних властивостей сталей для залізничних рейок.

Предмет досліджень: закономірності впливу швидкості охолодження, температури та тривалості відпуску на формування структури та механічних властивостей сталей перлітного класу для залізничних рейок.

Методи досліджень: металографічні дослідження виконані на світлових мікроскопах «Neophot-32» і «Axiovert200 M MAT», растрових електронних мікроскопах PEM-106 та ZEISS AURIGA, рентгеноструктурний аналіз, метод макролокалізаційних полів, визначення механічних властивостей за стандартними методиками. Застосування методів математичного моделювання в середовищі QForm V 9.0 та в програмі ANSYS. В дослідженнях також застосовувались спеціалізовані програмні забезпечення: AutoCad, Call Phad, imageJ, SolidWorks, AxioVision, GOM Correlate, WebPlotDigitizer, DAQMaster, MatLAB, Excel.

Наукова новизна одержаних результатів полягає у наступному:

1. Вперше встановлено зміни закономірності структуроутворення при розпаді аустеніту сталі з $C=0,84\%$, $Mn=0,95\%$, $Si=0,44\%$, $V=0,01\%$, $Ca=0,0006\%$, мас. при безперервному охолодженні. Показано, що при швидкості охолодження до $5,9\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ розпад аустеніту відбувається з утворенням перліту; в діапазоні $5,9\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$... $64,3\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ структура сталі складається з перліту, бейніту різної морфології; при $64,3\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$... $118,3\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ перетворення відбувається з утворенням мартенситу та аустеніту залишкового.

2. Вперше на основі результатів досліджень показані можливості досягнення значень твердості в межах 400-440 НВ при однорідній евтоктоїдній структурі головки залізничної рейки зі сталі $C=0,84\text{...}0,90\%$, $Si=0,39\text{...}0,44\%$, $Mn=0,89\text{...}0,95\%$, $V=0,012\text{...}0,015\%$, $B=0,003\text{...}0,007\%$, $[N]=0,01\%$, мас.

3. Отримали розвиток уявлення про вплив режимів безперервному охолодженні на структурний стан та механічні властивості перлітних сталей. Встановлено, що для сталі з $C=0,84\%$, $Mn=0,95\%$, $Si=0,44\%$, $V=0,01\%$, мас. при підвищенні швидкості охолодження від $0,06$ до $5,9^{\circ}\text{C}/\text{с}$ дисперсність перліту змінюється від $0,22$ до $0,09$ мкм, при цьому твердість підвищується від 257 до 468 HV_{10} .

4. Розвинуто уявлення про фазові перетворення сталі з $C=0,80\%$, $Mn=0,97\%$, $Si=0,25\%$, $Cr=0,04\%$, $Ni=0,03\%$, $V=0,05\%$, мас. що дозволило уточнити термодинамічну діаграму цієї сталі. Встановлено, що при перевищенні швидкості охолодження $8^{\circ}\text{C}/\text{с}$ відбувається утворення бейніту. Визначено, що при швидкості охолодження $8^{\circ}\text{C}/\text{с}$ середня дисперсність перліту складає $0,176$ мкм, твердість - 431 HV_{10} .

Практичне значення отриманих результатів.

1. Розроблено хімічний склад мікролегованої сталі для залізничних рейок та параметри термічної обробки, що забезпечують механічні властивості: $\sigma_b = 1244$ МПа, $\sigma_T = 784$ МПа, $\delta_5 = 12\%$, $\psi = 24\%$, що відповідає вимогам ДСТУ 4344:2004 (вища категорія), ДСТУ EN 13674-1:2018 (R350LHT).

2. Розроблено спосіб використання математичного моделювання, що дозволяє прогнозувати зміни температурних полів та миттєвої швидкості охолодження в залізничній рейці під час проведення диференційованого охолодження.

3. Розроблена методика, яка дозволяє керувати необхідним інтервалом швидкостей охолодження з метою забезпечення заданої структури та службових властивостей при прискореному безперервному охолодженні металопродукції. Дана методика може бути застосована для прогнозування зміни швидкості охолодження в процесах термічної обробки залізничних рейок.

4. Результати досліджень можуть бути використані при розробці технології виробництва залізничних рейок компанією «Метінвест». Результати дисертаційної роботи використовуються в рамках виконання науково-дослідних робіт в Інституті чорної металургії імені З.І. Некрасова Національної академії наук України та

впроваджені в навчальний процес Українського державного університету науки і технологій при підготовці магістрів за спеціальністю 132- Матеріалознавство та 136- Металургія.

Особистий внесок автора.

Основні результати роботи отримані здобувачем самостійно. При проведенні досліджень, результати яких опубліковані в співавторстві, автору належать постановка проблеми, мети і завдання досліджень, пояснення зв'язку хімічний склад-структура-властивості механічні властивості [1, 6, 10, 11, 13, 15, 17, 20], проведення механічних випробувань [2, 6, 7, 9, 10], проведення металографічних досліджень [3, 4, 6, 7, 8], підготовка даних для математичного моделювання і обробка отриманих даних [12, 14, 16, 19], аналіз літературних даних [1, 5, 10, 18], постановка мети і задач дослідження, аналіз та узагальнення даних літератури [6, 13, 15, 17, 20-23].

Апробація результатів роботи. Матеріали роботи були повідомлені та обговорені на: 80 Міжнародній науково-практичній конференції «Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту», (23-24 квітня 2020 р., м. Дніпро), XV міжнародній конференції «Стратегія якості в промисловості і освіті» (м. Варна, 3 червня – 6 червня 2019 р.), The International Conference on Materials Science, Mechanical and Automotive Engineerings and Technology (2019, Turkey, Cappadocia, 21-23 червня 2019 р.), Всеукраїнській науково-технічній конференції «Молода академія» (2020р., м. Дніпро), VI міжнародній науково-технічній конференції «Комп'ютерне моделювання та оптимізація складних систем (4-6 листопада 2020 р, м. Дніпро), XI Всеукраїнській конференції молодих вчених "Молоді вчені - 2020" (12 березня 2020р, м. Дніпро)

Публікації. Основний зміст дисертації опубліковано в 23 наукових працях: з них 1 монографія, 1 методичний посібник, 4 статей – в журналах, включених до міжнародних наукометричних баз даних Scopus та WoS, 5 – у фахових виданнях, що відповідають переліку ДАК МОН України, 12 статей і тез доповідей науково-практичних конференцій.

Структура і обсяг дисертації. Дисертаційна робота складається зі вступу, 6 розділів, висновків, списку літературних джерел і додатків. Повний обсяг роботи складає 181 сторінка, в тому числі: 123 сторінки основного тексту, 81 рисуноків, 25 таблиць, список використаних джерел з 133 найменувань на 14 сторінках, додатки на 29 сторінках.

РОЗДІЛ 1

АНАЛІЗ ВИМОГ, ТЕХНОЛОГІЇ ВИРОБНИЦТВА ТА НАПРЯМКІВ ПІДВИЩЕННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ ВИСОКОМІЦНИХ ЗАЛІЗНИЧНИХ РЕЙОК

1.1 Вимоги вітчизняної і світової нормативно-технічної документації до залізничних рейок

На території України виготовлення залізничних рейок виконується згідно ДСТУ 4344 [1]. Основні підприємства, що виготовляють залізничні рейки, є ПАТ «ММК «Азовсталь», ПАТ «Дніпровський металургійний комбінат».

Основними способами виробництва залізничних рейок згідно ДСТУ 4344 є конвертерний, мартенівський та електросталеплавильний. Рейкові сталі згідно ДСТУ 4344 - є середньо- та високовуглецеві (0,69...0,80% та 0,71...0,82% відповідно). Високовуглецеві залізничні рейки виготовляють з додаванням мікролегування V та Ti в кількості 0,03 ... 0,07% і 0,007 ... 0,0025% відповідно (табл. 1.1). За вимогами стандарту не має чіткого розділення до якої категорії рейок відноситься кожний з хімічних складів сталі та умов їх експлуатації.

Рейки поставляються в основному в термічно зміцненому стані - рейки вищої категорії, першої (I) і другої (II) категорій. У більшості випадків використовується спосіб диференційованої термічної обробки (ДТ) головки рейки. В результаті такої обробки формується мікроструктура головки поверхнево-загартованих рейок у вигляді троостита, троостосорбіта або сорбіту загартування і вихідної перлітної структури. При цьому допускаються дрібні розрізнені ділянки фериту не вище другого балу.

Рейки III категорії - не термозміцненні. Основна увага в роботі приділена саме термічно обробленим залізничним рейкам.

У таблиці 1.2 представлені основні вимоги до механічних властивостей при випробуваннях на розтягування і на ударний вигин зразків із металу рейок.

Таблиця 1.2 – Вимоги ДСТУ 4344 до механічних властивостей рейок при випробуваннях на розтягування і ударний вигин

Категорія рейок	Механічні властивості				
	Тимчасовий опір, σ_b , МПа	Границя плинності, $\sigma_{0,2}$, МПа	Відносне подовження, δ , %	Відносне звуження, ψ , %	Ударна в'язкість КСУ, Дж/см ²
	не менше				
Вища	1290	850	10,0	30,0	15
I	1196	800	8,0	25,0	25
II	1137	740	6,0	25,0	15
III	900	-	5,0	-	-

Підвищення ресурсу експлуатації залізничних рейок в першу чергу пов'язано з поліпшенням зносостійкості сталі. З результатів багатьох досліджень відомо, що трибологічна стійкість визначається в першу чергу твердістю.

Різні умови охолодження по перерізу рейки призводять до формування різних властивостей в головці, шийці і підшві рейки. Значення твердості на поверхні кочення і по глибині загартованого шару головки рейок різних категорій за вимогами ДСТУ 4344 представлені в табл. 1.3.

Таблиця 1.3 – Вимоги ДСТУ 4344 до твердості на поверхні кочення і по глибині загартованого шару головки рейок вищої, I і II категорій

Місце вимірювання	Значення твердості рейок категорій, НВ (HRC _e)		
	Вищої	I	II
Поверхня кочення головки, середня частина довжини рейки	374...401 (41,5...43,5)	341...388 (37,5...42,5)	311...388 (34,0...42,5)
Поверхня кочення головки на кінцях до 0,2 м від торця	374...401 (41,5...43,5)	341...401 (37,5...43,5)	311...401 (34,0...43,5)
У голівці на глибині 5 мм від поверхні кочення по осі, не менше	341 (37,5)	311 (34,0)	311 (34,0)
У голівці на глибині 11 мм від поверхні кочення по осі, не менше	321 (35,0)	302 (33,0)	302 (33,0)
У голівці на глибині 13 мм від поверхні кочення на викружці, не менше	321 (35,0)	302 (33,0)	302 (33,0)

Для оцінки ситуації, що склалася в області виробництва залізничних рейок необхідно провести порівняльний аналіз існуючої вітчизняної і світової нормативно-технічної документації на залізничні рейки.

Розглянемо більш детально вимоги нормативної документації деяких країн-виробників рейок.

У Європейському союзі (Франція, Німеччина, Австрія, Бельгія, Ірландія, Італія, Греція, Латвія, Нідерланди, Норвегія, Польща, Великобританія та ін.) діє стандарт EN 13674-1 [2-3]. Він передбачає виробництво рейок з 9 марок сталей, чотири з яких піддаються термічному зміцненню, загальний опис яких наведено в табл. 1.4.

Таблиця 1.4 – Загальний опис рейкових марок сталей, відповідно до ДСТУ EN 13674-1:2018

Марка сталі	Діапазон твердості (HB)	Опис
R200	200-240	Сталь нелегована (C-Mn), без термічної обробки
R220	220-260	Сталь нелегована (C-Mn), без термічної обробки
R260	260-300	Сталь нелегована (C-Mn), без термічної обробки
R260Mn	260-300	Сталь нелегована (C-Mn), без термічної обробки
R320Cr	320-360	Сталь легована 1% хрому, без термічної обробки
R350HT	350-390	Сталь нелегована (C-Mn), з термічною обробкою
R350LHT	350-390	Сталь нелегована (C-Mn), з термічною обробкою
R370CrHT	370-410	Сталь легована (C-Mn), з термічною обробкою
R400HT	400-440	Сталь нелегована (C-Mn), з термічною обробкою

Відповідно до ДСТУ EN 13674-1:2018 [2-3] залізничні рейки виготовляють з середньовуглецевих (марки R200, R220) і високовуглецевих (марки R260, R260Mn, R320Cr, R350HT, R350LHT, R370CrHT) сталей (табл. 1.5, 1.6). Рейки, що

піддаються термічному зміцненню, виготовляють з високовуглецевих марок сталі. Всі сталі для виробництва рейок мають підвищений вміст марганцю в кількості від 0,65% до 1,75%, дві марки сталі додатково леговані хромом. З табл. 1.6 випливає, що для всіх сталей по ДСТУ EN 13674-1:2018 допускається мікролегування титаном в кількості до 0,025%. Сталі R350HT, R350LHT, R370CrHT, R400HT - допускається мікролегування ніобієм в кількості до 0,04%.

Згідно [2-3], мікроструктура термічнозміцнених рейок повинна бути повністю перлітною, без мартенситу, бейніту або цементиту по границях зерен.

Таблиця 1.5 – Вимоги ДСТУ EN 13674-1:2018 до хімічного складу рейок

Марка сталі	Масова частка елементів, %								
	C	Si	Mn	P max.	S max.	Cr	Al max.	V max.	N max.
R200	0,38-0,62	0,13-0,60	0,65-1,25	0,040	0,040	≤0,15	0,004	0,030	0,010
R220	0,48-0,62	0,18-0,62	0,95-1,30	0,030	0,030	≤0,15	0,004	0,030	0,010
R260	0,60-0,82	0,13-0,60	0,65-1,25	0,030	0,030	≤0,15	0,004	0,030	0,010
R260Mn	0,53-0,77	0,13-0,62	1,25-1,75	0,030	0,030	≤0,15	0,004	0,030	0,010
R320Cr	0,58-0,82	0,48-1,12	0,75-1,25	0,025	0,030	0,75-1,25	0,004	0,20	0,010
R350HT	0,70-0,82	0,13-0,60	0,65-1,25	0,025	0,030	≤0,15	0,004	0,030	0,010
R350LHT	0,70-0,82	0,13-0,60	0,65-1,25	0,025	0,030	≤0,30	0,004	0,030	0,010
R370CrHT	0,68-0,84	0,38-1,02	0,65-1,15	0,025	0,025	0,35-0,65	0,004	0,030	0,010
R400HT	0,88-1,07	0,18-0,62	0,95-1,35	0,025	0,025	≤0,30	0,004	0,030	0,010

Таблиця 1.6 – Вимоги ДСТУ EN 13674-1:2018 до домішкових елементів в рейках (не більше, % по масі)

Марка сталі	Mo	Ni	Cu	Sn	Sb	Ti	Nb	Cu+10Sn	Інші елементи
R200, R220, R260, R260Mn	0,02	0,10	0,15	0,030	0,020	0,025	0,01	0,35	0,35(Cr+Mo+Ni+Cu+V)
R320Cr	0,02	0,10	0,15	0,030	0,020	0,025	0,01	0,35	0,16(Ni+Cu)
R350HT	0,02	0,10	0,15	0,030	0,020	0,025	0,04	0,35	0,25(Cr+Mo+Ni+Cu+V)
R350LHT, R370CrHT, R400HT	0,02	0,10	0,15	0,030	0,020	0,025	0,04	0,35	0,20(Mo+Ni+Cu+V)

Основні вимоги до властивостей металу залізничних рейок відповідно до ДСТУ EN 13674-1:2018 [3] при випробуваннях на розтягування наведені в таблиці 1.7.

Таблиця 1.7 – Вимоги ДСТУ EN 13674-1:2018 до механічних властивостей рейок при випробуваннях на розтягування

Марка сталі	Границя міцності min., МПа	Відносне подовження min., %
R200	680	14
R220	770	12
R260	880	10
R260Mn	880	10
R320Cr	1080	9
R350HT	1175	9
R350LHT	1175	9
R370CrHT	1280	9
R400HT	1280	9

Вимоги до твердості рейок і місця їх вимірів наведені в табл. 1.8 і на рис. 1.1 відповідно.

Таблиця 1.8 – Позиції виміру твердості і вимоги

Позиція	Марка рейки						
	R200	R220	R260, R260Mn	R320Cr	R350HT, R350LHT	R370CrHT	R400HT
Твердість, НВ							
Центральна лінія поверхні кочення (RS)	200-240	220-260	260-300	320-360	350-390	370-410	400-440
1	—	—	—	—	≥340	≥360	≥390
2					≥331	≥350	≥380
3					≥321	≥340	≥370
4					≥340	≥360	≥390

Рейки в Британії, США, Австралії, Японії та Канади виготовляють зі сталей, хімічний склад яких наведено в табл. 1.9.

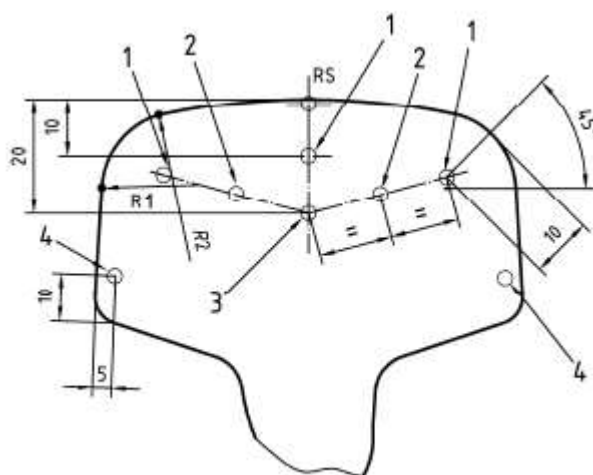


Рисунок 1.1 – Місця виміру твердості рейок згідно ДСТУ EN 13674-1:2018 [2-3]

Британський стандарт BS 11 1985 передбачає виробництво рейок із сталей марок А і В. Сталі А і В є високовуглецевими доевтектоїдними (0,55-0,80% С), легованими марганцем (0,80-1,30% - марка А, 1,30-1,70% - марка В).

Чинний в США стандарт AREMA 2007 передбачав виробництво рейок із сталей «Standard Chemistry» і «Low Alloy Rail Steel». За вмістом вуглецю (0,72 ... 0,86%) обидві сталі є високовуглецевими доевтектоїдними. За легуванням сталь «Standard Chemistry» є марганцовистою (0,75-1,25%), сталь «Low Alloy Rail Steel» є хромо-марганцовистою (0,25-0,40% Cr, 0,80-1,10% Mn).

Австралійський стандарт AS 1085.1-2002 пропонує один хімічний склад - високовуглецеву доевтектоїдну сталь, леговану марганцем.

В Японії діє стандарт JIS E 1120-2014. Він включає 2 марки сталі НН340 і НН370, які є високовуглецевими доевтектоїдними, легованими марганцем.

Чинний в Канаді стандарт CN12-16С містить 2 марки сталі ІН і 3 НВ. За вмістом вуглецю обидві сталі є високовуглецевими доевтектоїдними. За системою легування сталь ІН є марганцево-кремній-хромовою, а сталь 3 НВ - хромо-марганцовистою.

Вимоги до механічних властивостей рейок зазначених вище країн показані в табл. 1.10.

Таблиця 1.9 – Хімічний склад рейок Британії, США, Австралії, Японії, Канади

Стандарт	Марка сталі	Хімічний склад													
		%C	%Mn	%Si	%P	%S	%Ni	%Mo	%Al	%Cr	%V	%N	%Cu	%Nb	≤H ppm
Великобританія BS 11 1985	A	0,65-0,80	0,80-1,30	0,10-0,50	≤0,040	≤0,040	-	-	-	-	-	-	-	-	-
	B	0,55-0,75	1,30-1,70	0,10-0,50	≤0,040	≤0,040	-	-	-	-	-	-	-	-	-
США AREMA 2007	Standard Chemistry	0,74-0,86	0,75-1,25	0,10-0,60	≤0,020	≤0,020	≤0,25	≤0,06	≤0,01	≤0,30	≤0,01	-	-	-	-
	Low Alloy Rail Steel	0,72-0,82	0,80-1,10	0,10-0,50	≤0,020	≤0,020	≤0,15	≤0,05	≤0,005	0,25-0,40	≤0,01	-	≤0,40	-	-
Австралія AS 1085.1-2002	All Rail	0,65-0,82	0,70-1,25	0,15-0,58	≤0,025	≤0,025	≤0,10	≤0,02	≤0,005	≤0,15	≤0,03	≤0,01	≤0,15	≤0,01	2,5
Японія JIS E 1120-2014	HH340	0,72-0,82	0,70-1,10	0,10-0,55	≤0,030	≤0,020	-	-	-	≤0,20	-	-	-	-	-
	HH370	0,72-0,82	0,80-1,20	0,10-0,65	≤0,030	≤0,020	-	-	-	≤0,25	-	-	-	-	-
Канада CN12-16C	ІН	0,70-0,82	0,70-1,10	0,40-1,00	≤0,030	≤0,020	-	≤0,05	≤0,004	0,40-0,70	≤0,010	-	-	-	≤2,5* ≤1,5*
	3 НВ	0,72-0,82	0,80-1,10	0,10-0,50	≤0,030	≤0,020	-	≤0,05	≤0,004	0,25-0,40	≤0,010	-	-	-	≤2,5* ≤1,5*

Примітки:

* Вимоги до вмісту водню встановлює замовник.

Таблиця 1.10 – Механічні властивості рейок Британії, США, Австралії, Японії, Канади

Стандарт	Марка сталі	Механічні властивості				
		Границя міцності, σ_b , МПа	Відносне подовження, δ_5 , %, не менше	Твердість, HB, Центральна лінія поверхні	Твердість, HB, 11 мм від поверхні	Твердість, HB, 16 мм від викружки
Великобританія BS 11 1965	A	≥ 880	8	-	-	-
	B	≥ 880	8	-	-	-
США AREMA 2007	Standard Chemistry	≥ 983	10	≥ 310 Standard Rail	-	-
		≥ 1180	10	≥ 370 High S. Rail	-	-
	Low Alloy Rail Steel	≥ 983	10	≥ 310 Standard S. Rail	-	-
		≥ 1014 ≥ 1180	8 10	≥ 325 Intermediate S. Rail ≥ 370 High S. Rail	-	-
Австралія AS 1085.1-2002	R260	≥ 880	8	≥ 260	-	-
	340HH	780-1130	9	≥ 340	-	-
Японія JIS E 1120-2014	HH340	≥ 1080	8	-	≥ 311 HV	≥ 311 HV
	HH370	≥ 1130	8	-	≥ 331 HV	≥ 331 HV
Канада CN12-16C	IH	≥ 1014	8	≥ 325	-	-
	3 HB	≥ 983	10	≥ 300	-	-

Таким чином, аналіз вітчизняної та світової нормативно-технічної документації на залізничні рейки показав, що в світовій практиці для виробництва серійних рейок використовуються доєвтектоїдні середньовуглецеві і високовуглецеві, а також заєвтектоїдні сталі. За ступенем легування застосовуються як вуглецеві, так і мікролеговані, леговані Fe-C сплави. У якості мікролегуючих елементів використовуються ванадій, титан, ніобій, азот. В якості легуючих - марганець, кремній, хром.

Вимоги до механічних властивостей, що визначаються при випробуваннях на розтягування, практично однакові для всіх світових стандартів щодо класів рейок. Однак за рівнем твердості по перерізу рейки є істотні відмінності.

За ДСТУ 4344 значення твердості на поверхні залізничної рейки повинно бути 374-401 НВ для рейок категорії «вища», даний нормативно-технічний документ займає середню ланку серед інших щодо вимог. Значення твердості на поверхні кочення у стандарті ДСТУ EN 13674-1:2018 відповідає діапазону 390...440 НВ для рейок категорії «R400HT».

Додатково слід звернути увагу, що відмінність ДСТУ 4344 від ДСТУ EN 13674-1:2018 полягає у розташуванні контрольних точок виміру твердості на темплеті рейки. У ДСТУ EN 13674-1:2018 максимальна відстань від поверхні кочення місце контролю твердості складає 20 мм, де твердість має бути ≥ 370 НВ, а ДСТУ – ≥ 321 НВ на відстані 11 мм.

Підвищення експлуатаційної стійкості залізничних рейок характеризується станом структури і механічними властивостями рейкової сталі. У зв'язку з цим провідна роль відводиться дослідженням в створенні нових, більш досконалих і прогресивних сталей, здатних забезпечити тривалу міцність рейок в умовах експлуатації [4, 5].

1.2 Аналіз технологічних параметрів зміцнюючої обробки рейок для залізниць на підприємствах України та інших країнах світу

Світові виробники рейкової продукції і застосовані ними технології виробництва і термічного зміцнення наведені в табл. 1.11. Умовно цей перелік

можна розділити на рейки без термічного зміцнення (Польща, Італія), рейки з диференційованим термічним зміцненням з прокатного нагріву (Японія, Австрія, США), рейки з диференційованим термічним зміцненням з окремого індукційного нагріву (Франція, Канада (нині завод закритий), Україна).

Таблиця 1.11 – Основні особливості технологій виробництва рейок в різних країнах світу [4-5]

Країна-виробник рейок	Виплавка сталі	Термічна обробка
1	2	3
Франція	Кисневий конвертер	Двостороннє загартування стисненим повітрям з окремого об'ємного нагріву ТВЧ
Японія	Кисневий конвертер	Двостороннє загартування стисненим повітрям з прокатного нагріву
США	Кисневий конвертер	Двостороннє загартування водою з прокатного нагріву
Австрія	Кисневий конвертер	Одностороннє загартування в розчині полімеру з прокатного нагріву
Італія	Кисневий конвертер	Без термічного зміцнення
Польща	Кисневий конвертер	Без термічного зміцнення

В зарубіжних країнах при диференційованому охолодженні рейок основним способом охолодження для загартування є обдування стисненим повітрям. Застосовується також потік води. Жодним із підприємств не використовується водо-повітряна суміш з огляду на низьку стабільність технологічного процесу і пов'язаного з цим ризику отримання неоднорідної структури і твердості [6-8].

До теперішнього часу на заводах країн СНД, які виготовляють рейки, історично склалися три різні види технології зміцнюючої термічної обробки рейок: об'ємне загартування в маслі і відпуск з об'ємним пічним нагрівом; поверхневе загартування головки з індукційного нагріву і самовідпуск (ПАТ «ММК «Азовсталь»); поверхневе загартування головки з об'ємного пічного нагріву і самовідпуск (ПАТ «Дніпровський металургійний комбінат») [9].

Загартування поверхні кочення рейок з індукційного нагріву [9-10] (ММК "Азовсталь") проводять на промисловому чотирьох-потоківому агрегаті продуктивністю 250 000 т в рік, на підприємстві є три таких агрегати. Схема

розташування обладнання в термовідділенні приведена на рис. 1.2.

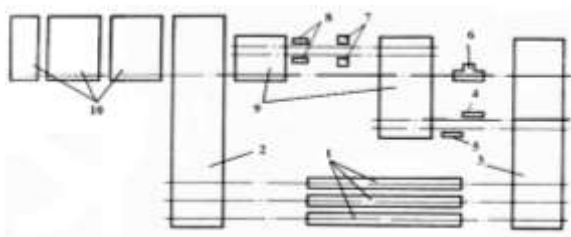


Рисунок 1.2 – Схема розташування обладнання в термічному відділенні для поверхневого загартування рейок на ММК "Азовсталь": 1 – рейкозагартувальні машини; 2 - роздатковий стелаж; 3 - передавальний стелаж; 4 - установка неруйнівного контролю глибини зміцненого шару головки рейки; 5 - твердомір; 6 – ролико-правильна машина; 7 - вертикально-правильні преси; 8 - дефектоскопи для виявлення поверхневих дефектів; 9 - проміжні стелажі; 10 - інспекторські стелажі [9]

Поверхневому загартуванню піддають 25-метрові рейки першого гатунку, що пройшли оздоблювальні операції. Загартування поверхні кочення рейок здійснюють безперервно-послідовним методом в пружно-зігнутому стані опуклістю на головку. Кожна рейкозагартувальна машина (рис. 1.3) складається з секції задачі і видачі, механізмів стикування і розстикування рейок, секції утримання заданого пружного вигину, призначеного для забезпечення мінімального викривлення рейки з загартованої поверхні кочення.

При вході в агрегат рейки піддаються пружньому вигину до радіуса 100 м. В гартівних секціях агрегату рейки згинаються до радіуса 25 м, проходять під індукторами, розташованими на рухомій рамі, змонтованій на спеціальних підвісах, потім охолоджуються водо-повітряною сумішшю. Охолоджуючу здатність суміші регулюють шляхом зміни співвідношення між повітрям і водою. Швидкість переміщення рейок в агрегаті – до 40 мм/с, споживана потужність на один потік – 1500 кВт, частота струму – 2400 Гц, напруга на індукторі – 450 В, зазор між головкою рейки і індуктором – 5-6 мм. Протягом 120-130 с поверхня головки нагрівається до 980-1000°C (рис. 1.4), при цьому на глибині 20-25 мм в центрі

головки рейки температура вище 750°C . Нагріта ділянка, вийшовши з під індуктора, 30-40 с рухається до секції загартування і підстужується на повітрі до температури $880-900^{\circ}\text{C}$. У секції загартування здійснюється двоступеневе охолодження спочатку водоповітряною сумішшю до температури $350-400^{\circ}\text{C}$ протягом 70-75 с, потім, після самовідпуску протягом 90 с - остаточне охолодження водою [9-10].

Безперервно-послідовне загартування вигнутих рейок, з'єднаних стикувальними пристроями, забезпечує задовільну загальну кривизну рейок у вертикальній площині (за стандартом кривизна не повинна перевищувати 11,4 мм на довжині 25 м), але призводить до виникнення викривлень рейок до 0,8 мм вгору. Кінцеві викривлення усувають правкою на вертикально-правильних пресах із застосуванням бойків з великим радіусом заокруглення робочої поверхні. Рейки зі стрілою прогину більше 11,4 мм правлять у вертикальній площині в роликотправильній машині без значних вигинів. Виправлення в машині призводить до зниження стискаючих напружень від $-80 \dots 160$ до $-10 \dots 50 \text{ Н/мм}^2$ [10].

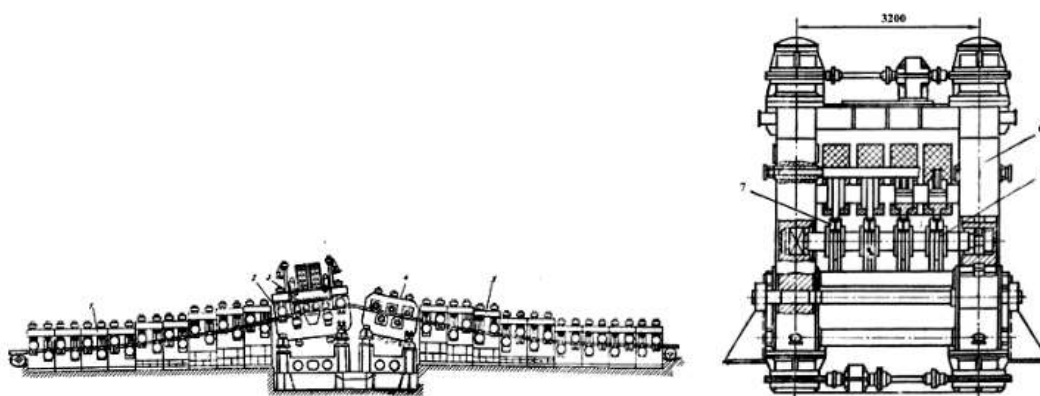


Рисунок 1.3 – Схема поздовжнього (а) і поперечного (б) розрізів агрегату для індукційного загартування поверхні кочення рейок: 1 - блоки задаючих приводних роликів; 2 – секція загартування; 3 - індуктори в рухомій рамі; 4 - секція охолодження; 5 - блоки видаючих роликів; 6 - станина; 7 – рейка [9]

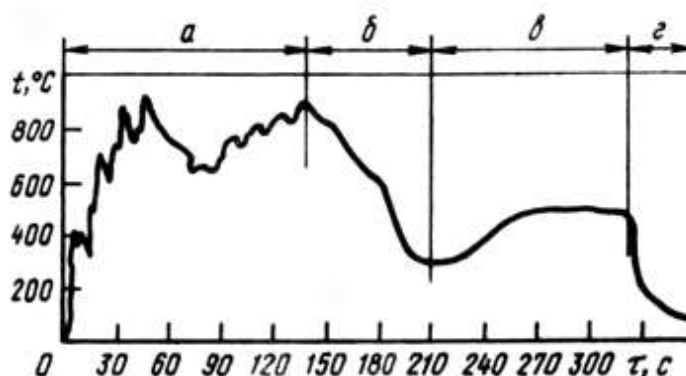


Рисунок 1.4 – Зміна температури поверхневого шару головки рейки в процесі проходження рейки до секції загартування: а - зона нагріву; б - перше спрейерне охолодження (перерване загартування); в - самовідпуск; г - друге спрейерне охолодження після самовідпуску [9]

Поверхневому загартуванню з об'ємного пічного нагріву [6, 9] (ПАТ «Дніпровський металургійний комбінат») піддають рейки, які не пройшли фрезерування торців, що полегшує потім отримання рейок стандартної довжини. Прокатані і порізані на мірні (12,5 м) довжини рейки типу Р50, Р43, Р38 в положенні "на боці" підстужують до температури 500-550°C на стелажах, комплектують в одношарові пакети по 10-12 шт., які задають в шестизонну піч з рольганговим подом довжиною 75 м, з опалювальною сумішшю коксового і доменного газу. Температура нагріву 820-840°C, час нагрівання - до 50 хв. Нагріті рейки шлепперним пристроєм видають з печі через бокове вікно, кантують в положенні "головкою вниз" і задають в гартівну роликову машину (рис. 1.5), що складається з двадцяти двох роликових клітей, розташованих на загальній станині в одну лінію на відстані 1 м одна від іншої. У кожну кліть вмонтована пара горизонтальних транспортуючих роликів, і пара вертикальних напрямних роликів. Горизонтальні ролики в одинадцяти клітях (через одну) приводні, в одинадцяти інших - холості; вертикальні ролики всі холості. Швидкість руху рейок в машині 0,25 ... 1,5 м/с.

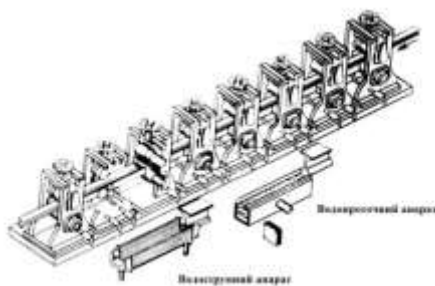


Рисунок 1.5 – Загальний вигляд роlikової машини і охолоджуючих апаратів для загартування поверхні головки рейок з об'ємного нагріву [9]

Між клітьми змонтовані знімні струменеві пристрої для загартування поверхні кочення рейок водою, підігрітою до температури 35-50°C, або водоповітряною сумішшю. На відміну від технології поверхневого зміцнення рейок з індукційного нагріву (ПАТ «ММК «Азовсталь»), поверхневе зміцнення рейок з об'ємного пічного нагріву (ПАТ «Дніпровський металургійний комбінат») забезпечує самовідпуск від 450-500°C загартованого поверхневого обсягу головки рейки за рахунок запасу тепла, акумульованого нижньою частиною головки, шийкою і підшвою рейки, і одночасно прискорену нормалізацію цих елементів рейки [9].

За рахунок одностороннього викривлення, кінці рейки занурюються в воду на 10-12 мм нижче, ніж інша частина рейки. В результаті цього твердість на кінцях рейок виходить вище, ніж по всій їх довжині [6,9].

Через створену при загартуванні різницю температур в голівці і підшві рейка неминуче мимовільно згинається опуклістю на голівку. Щоб запобігти такій деформації, після виходу з гартівної машини рейки знову кантують в положення "на боці" і піддають плавному вигину опуклістю на підшву на гибочній пневматичній машині (рис. 1.6) для того, щоб після доохолодження на повітрі рейка була практично пряма. Стріла прогину становить 760-800 мм. Рейку витримують в зігнутому стані в машині 6-10 с, після чого подають на холодильник для повного охолодження. Охолоджені рейки піддають наступним оздоблювальним операціям: правці на роlikоправильних машинах, фрезеруванню торців, свердлінню болтових отворів [6,9].

Відомо, що величина твердості рейкової сталі визначається її структурним станом, який, в свою чергу, залежить від умов охолодження по перерізу головки рейки при диференційованому зміцненні.

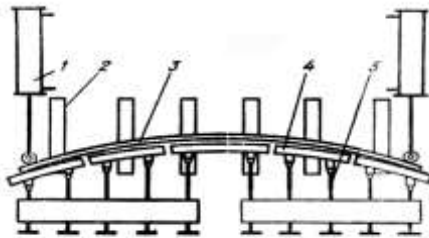


Рисунок 1.6 – Схема машини для згинання рейок після загартування: 1 - пневматичний нажимний пристрій; 2 - рольганг; 3 - рейка; 4 - упор; 5 - гвинти для зміни радіуса упору [9]

Якість і довговічність залізничних рейок [6, 9] визначається рівнем твердості в головці. Особливістю вимог до твердості головки рейки є жорсткі рамки за рівнем твердості на поверхні кочення. Згідно ДСТУ 4344 рівень твердості на поверхні головки рейки регламентований як по верхньому показнику (401 HB) - вище не можна для запобігання утворенню структур проміжного перетворення (бейніт), так і по нижньому (374 HB).

Шлях України до Європи, для збереження передових позицій, визначає приведення якості продукції до загальних вимог. Стандарт ДСТУ EN 13674-1:2018, який, по суті, є прогресивним, визначає рівень твердості головки рейки на відстані 20 мм – ≥ 321 HB, що в нинішній ситуації для виробників України недосяжно (ДСТУ регламентує максимально глибоку точку виміру твердості 11 мм з рівнем мінімум 321 HB для вищої категорії рейок) [6, 9].

Тому вирішення поставленої перед вітчизняними підприємствами задачі - отримання високого рівня твердості на відстані 20 мм з жорсткими обмеженнями за максимальним значенням для поверхні головки є актуальним.

1.3 Перспективні напрямки для розробки сталей для високоміцних рейок, вибір системи легування для підвищення експлуатаційних властивостей рейок нового покоління

Підвищення якості залізничних рейок пов'язують із застосуванням сталей нового покоління, що відрізняються від відомих сталей, внесених в ГОСТ 24182 і ДСТУ 4344, більш високим рівнем легування [11-16].

У зв'язку з розвитком техніки до конструкційних сталей пред'являють все більш високі технічні вимоги [17-21]. Сталі, що використовуються для виготовлення відповідальних деталей, поряд з високою міцністю повинні володіти необхідною стійкістю до динамічного навантаження. Іншими словами, матеріал повинен мати високу надійність та довговічність [22-29].

Експлуатаційні властивості залізничних рейок, виготовлених з конструкційних сталей, в першу чергу залежать від механічних властивостей [30]. На підставі проведеного аналізу НТД встановлено, що передові вимоги до залізничних рейок регламентують їх виробництво саме з перлітних рейкових сталей. Слід зазначити, що зносостійкість залізничних рейок в системі колесо-рейка є однією з найважливіших характеристик її працездатності. Зносом прийнято вважати зміну профілю поверхні головки рейки по колу кочення колеса від сил взаємодії колеса з рейкою в процесі експлуатації [31-33]. Твердість традиційно використовувалася для оцінки зносостійкості перлітних рейкових сталей. Це не означає, що висока твердість є прямою причиною високої зносостійкості. У перлітних сталях зносостійкість зростає в міру збільшення вмісту вуглецю і зменшення міжпластинчастої відстані, яка змінюється в залежності від температури утворення в міру охолодження рейки після прокатки. У міру збільшення швидкості охолодження відстань між пластинами перліту зменшується, отже, збільшується твердість, яка забезпечується при загартуванні головки. Збільшення вмісту вуглецю збільшує об'ємну частку карбідів заліза, які є твердими і мають тенденцію приймати орієнтацію, паралельну зі зношеною поверхнею. Це поєднання проілюстровано на рисунку 1.7. Збагачений дислокаціями шар з ущільненою структурою твердого карбиду сам по собі, ймовірно, підвищує зносостійкість.

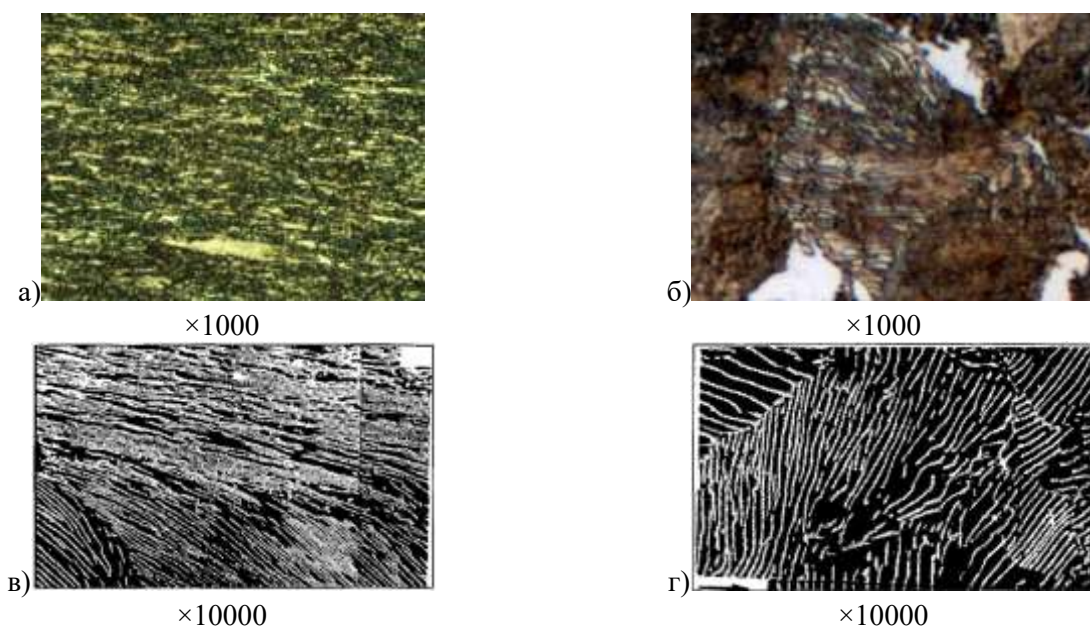


Рисунок 1.7 - Вплив деформації зносу на перлітну мікроструктуру: мікроструктура зношеної поверхні (А, В [34]), об'ємна мікроструктура (Б, Г [34])

Величина міжпластинчастої відстані впливає на спосіб деформації карбідних пластин в контакті кочення [35]. Товсті пластини карбідів (більше $101,6 \times 10^{-6}$ мм) мають тенденцію до руйнування при високих деформаціях; в той час як тонкі пластини карбиду (менше $10,16 \times 10^{-6}$ мм) деформуються пластично, без руйнування [36]. У якості практичної перевірки даного твердження, проаналізовано стандартну рейкову сталь (300 НВ), що має типову середню відстань між пластинами перліту близько $152,4 \times 10^{-6}$ мм, в той час як рейки з загартованою головою мають типову відстань близько $76,2 \times 10^{-6}$ мм [37]. Однак відстань між пластинами перліту не є постійною і, ймовірно, буде варіюватися приблизно нормальним чином щодо цих середніх відстаней. Отже, тонкі пластини карбиду в загартованій голівці рейки з більшою ймовірністю деформуються без утворення тріщин, ніж більш товсті карбіди в стандартній рейковій сталі. Точний спосіб утворення частинок зносу невідомий, але можна припустити, що мікроструктури, в яких пластинки карбиду розтріскуються при деформації (з утворенням порожнин), ймовірно, будуть мати більш низьку зносостійкість, ніж мікроструктура, карбіди яких деформуються пластично.

Таким чином, в перлітних сталях зносостійкість забезпечується за рахунок високого вмісту вуглецю і малої відстані між пластинами перліту (що досягається за рахунок процесу загартування головки рейки), які, в свою чергу, підвищують твердість [38].

Виходячи з досліджень останніх років відомо, що міцність перлітних рейкових сталей досягла межі [39]. Крім того, збільшення вмісту вуглецю вплине на ударну в'язкість та зварюваність матеріалів рейок [40]. Наприклад, у порівнянні з доевтектоїдною рейкою R200 відносно подовження заевтектоїдної рейки R400HT знижується на 6% (див. табл. 1.7). Отже, існує гостра потреба в інших альтернативах - це розробка високоміцних перлітних сталей з досягненням високої міжпластинчастої відстані на глибині до 22 мм.

На сьогоднішній день, як стверджують [11, 41], можна домогтися значного підвищення стійкості рейки проти стирання і зминання підвищенням міцності рейкової сталі. Це завдання вирішується, на їхню думку, шляхом виробництва рейок із заевтектоїдних сталей і сталей бейнітного класу. При застосуванні технології нітридного зміцнення рейкової сталі встановлено, що оптимальне поєднання ванадію і азоту, що становить відповідно 0,08-0,10% і 0,013-0,017%, забезпечує підвищення опору рейок крихкому руйнуванню за рахунок утворення дисперсних частинок нітридів алюмінію та карбонітридів ванадію, що призводять до значного подрібнення аустенітного зерна. Це особливо важливо для рейок зі сталі з заевтектоїдним вмістом вуглецю, що характеризуються порівняно низьким запасом в'язкості (табл. 1.12). [42-44].

Зі сталей вказаного складу були виготовлені рейки, механічні випробування яких показали, що рейки з заевтектоїдної сталі мають суттєву перевагу. Вони мають значно вищий рівень твердості (сер. $HV \geq 390$) і міцності (сер. $\sigma_T = 995,5$ МПа, сер. $\sigma_B = 1389$ МПа), добру пластичність (сер. $\delta = 10,8\%$, сер. $\Psi = 38\%$) і задовільну ударну в'язкість при кімнатній температурі (сер. $KCU = 34$ Дж/см²) і мінус 60°C (сер. $KCU_{-60^\circ C} = 21,5$ Дж/см²) [41].

Таблиця 1.12 - Хімічний склад заевтектоїдних сталей для залізничних рейок [41]

№ варіанту	Масова частка хімічних елементів, %										
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	V	N
I	0,81-0,87	0,80-0,92	0,33-0,40	0,009-0,018	0,005-0,011	0,04-0,11	0,05-0,09	0,08-0,15	0,006-0,011	0,06-0,08	0,012-0,017
II	0,82-0,87	0,77-0,96	0,29-0,40	0,011-0,020	0,006-0,014	0,04-0,10	0,04-0,07	0,07-0,15	0,006-0,008	0,05-0,06	0,009-0,013
III	0,83-0,87	0,82-0,95	0,30-0,38	0,010-0,018	0,006-0,011	0,006-0,010	0,05-0,11	0,08-0,15	0,006-0,010	0,05-0,07	-

Більш високі значення твердості і міцності заевтектоїдної сталі обумовлені високим вмістом вуглецю, який, як відомо, зменшує швидкість перлітного перетворення, що призводить при загартуванні до утворення більш дисперсної структури [41, 42].

На думку інших авторів [43] вирішення завдання корінного підвищення основних експлуатаційних властивостей рейок передбачає не тільки поліпшення металургійної якості сталі і вдосконалення режимів термообробки, але і широке використання можливостей карбонітридного зміцнення металу. Запропоновані варіанти формування в сталі карбонітридів титану, ванадію, ніобію, тощо, призначені для виробництва металопрокату, який функціонує в умовах високих динамічних навантажень.

Заслуговує на увагу нещодавно розроблена технологія виробництва рейок з низьколегованої сталі М70ХГСФ, що забезпечує високий комплекс механічних властивостей в незагартованому стані (близьких до властивостей термооброблених рейок), що дозволяє виключити їх термообробку [44, 117].

В роботі [11] при виборі системи легування сталі виходили з необхідності отримання стабільної бейнітної структури з урахуванням досягнення економічної ефективності виробництва сталі. У зв'язку з цим нікель як легуючий елемент не розглядали, вміст хрому і молібдену, обмежили, відповідно, в межах 0,40 - 1,20% і 0,20 - 0,30%. Для забезпечення ефективності бейнітного перетворення вміст марганцю і кремнію встановили, відповідно, в межах 0,90 - 1,80 і 0,70 - 1,60%.

Низьковуглецеві бейнітні сталі відрізняються від звичайних перлітних сталей тим, що в них мало карбідів, якщо вони взагалі є. Бейнітні низьковуглецеві сталі,

міцність яких більше 1200 МПа при цьому володіють високим рівнем ударної в'язкості, трибологічними властивостями, сприятливою реакцією на великі швидкості деформації, стійкістю до втоми і дешеві у виробництві [45-47]. Такий комплекс властивостей досягається за рахунок дуже дрібної і сильно зміцненої пластинчастої мікроструктури.

Як відомо [48-55], в ході бейнітного перетворення формування пакету бейнітних рейок відбувається на границі аустенітного зерна і подальше зростання пакета відбувається вглиб зерна. Пакет бейніту складається з рейок фериту, розділених в основному малокутовими границями [56], в той час як голчастий ферит гетерогенно зароджується на неметалевих включеннях всередині аустенітного зерна і росте в різних напрямках, не утворюючи виражених пакетів, в іншому ж залишаючись подібним з бейнітом [57].

Автори роботи [11] досліджували вплив легуючих елементів на механічні властивості металу лабораторних плавок, в яких варіювали вміст одного легуючого елемента при незмінній концентрації інших елементів згідно зі схемою, наведеною в таблиці 1.13.

Таблиця 1.13 – Схема варіювання вмісту хімічних елементів в сталі [11].

Масова частка хімічних елементів, %			
C	Mn	Si	Cr
0,26-0,52	0,90-1,00	0,90-1,00	0,90-1,00
0,28-0,34	1,00-1,80		
	0,90-1,00	0,70-1,60	
		0,90-1,00	
			0,40-1,20

Коригування і уточнення вибраних складів проводили на металі 10 лабораторних плавок. При цьому, крім заданих меж, ряд плавок з високим вмістом вуглецю при різній концентрації легуючих елементів для вивчення їх спільного впливу на структуроутворення сталі [11].

На заключному етапі роботи перевірку обраного складу здійснювали на промислових плавках (таблиця 1.14) з дослідженням механічних властивостей і структурного стану на повнопрофільних рейках після прокатки, прокатки і

відпуску, нормалізації і нормалізації з відпуском. В якості порівняння використовували об'ємно-загартовані рейки зі сталі марки E76Ф [11].

Таблиця 1.14 - Хімічний склад дослідно-промислових плавок [11]

№ плавки	Масова частка хімічних елементів, %									
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	V	N	Al
1	0,40	1,6	1,3	0,016	0,008	1,2	0,2	0,11	0,018	0,010
2	0,32	1,48	1,21	0,017	0,005	1,0	0,2	0,13	0,012	0,010

Найкраще поєднання твердості (401 НВ), показників міцності ($\sigma_b = 1400 \text{ Н/мм}^2$, $\sigma_T = 990 \text{ Н/мм}^2$), пластичності ($\delta = 12\%$; $\varphi = 21\%$) і ударної в'язкості ($KCU_{+20} = 58 \text{ Дж/см}^2$, $KCU_{-60} = 34 \text{ Дж/см}^2$) досягаються у сталі з вмістом вуглецю 0,34%, марганцю від 1,56%, кремнію від 1,24%, хрому від 1,1%, молібдену від 0,20% за рахунок утворення структури, що складається переважно з бейніту (рисунок 1.8) [11].

На практиці сталі з такою мікроструктурою можуть бути крихкими [58-60]. Таким чином, ці сталі не можуть утворювати зношений поверхневий шар, збагачений карбідом. Крім того, оскільки деформаційне зміцнення посилюється присутністю другої фази (такої як карбід), можна очікувати, що низьковуглецеві бейнітні сталі будуть деформуватися менше, ніж перлітні сталі. Наслідком цього є те, що, хоча бейнітна сталь може мати початкову більш високу об'ємну твердість, ніж перлітна сталь, бейнітно загартована зношена поверхня може бути м'якше, ніж перлітна.

Автор [61-63] стверджує, що у сталях із вмістом вуглецю більше за 0,32 мас.% слід очікувати тільки формування нижнього бейніту. Але далі [61-63], із початком перетворення, аустеніт насичується вуглецем і тоді подальший розвиток бейнітної реакції, яка йде із формуванням нижнього бейніту, переходить у стадію наступного формування верхнього бейніту.

В даний час бейнітні рейки, що використовуються в Японії, Швейцарії, Франції та Чехії, являють собою безкарбідні бейнітні сталі (нижній бейніт) з вмістом вуглецю від 0,2 до 0,3 мас.% [56, 64-65].

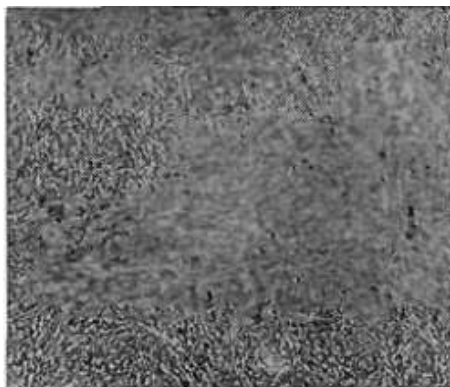


Рисунок 1.8 – Мікроструктура бейнітної сталі для залізничної рейки [11]

Одним з основних критеріїв сталі є хімічний склад, який чинить вплив на механічні властивості готового виробу залізничного призначення. Основним елементом, що входить до складу сталей, є вуглець [17, 66]. Зміна вмісту даного елементу у сталі призводить до зростання міцності (твердості, границі плинності, тимчасового опору), але з підвищенням його кількості в сталі знижуються значення пластичних характеристик та ударної в'язкості [31].

Марганець, кремній як легуючі елементи присутні в усіх промислових сталях. Вміст марганцю, як домішки в конструкційних сталях складає 0,3-0,8 %. Введення марганцю, як технологічної домішки в зазначеній кількості необхідне для переходу сірки з сульфїду заліза (FeS) в сульфід марганцю (MnS) [17, 67]. Також марганець сприяє зсуву $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення до більш низьких температур, що призводить до зменшення дифузійних констант, які визначають кінетику перетворення. Збільшення вмісту марганцю від 0,6 до 1,4% впливає на перетворення так само, як і підвищення швидкості охолодження: збільшується ступінь дисперсності перліту, зменшується кількість доевтектоїдного фериту. Критична швидкість охолодження, необхідна для повного припинення перлітного перетворення, у присутності марганцю значно знижується [55].

Кремній позитивно впливає на структуру, механічні та технологічні властивості сталі: знижує критичну швидкість охолодження і збільшує прогартувуваність, зменшує швидкість розпаду мартенситу, підвищує міцність, твердість і пружні властивості сталі, збільшує опір корозії, знижує в'язкість [17].

Такий вплив кремнію на властивості пов'язаний з його дією на матричну фазу (α -розчин) і карбіди [17, 67].

Одночасне підвищення міцності і опору крихкому руйнуванню низьколегованих і рядових маловуглецевих сталей можливе при застосуванні мікролегування на рівні $\leq 0,15\%$ [17, 55, 68] елементами, найчастіше – це Nb, V та Ti [69]. Зазначені елементи є карбо – нітридоутворюючими, оскільки здатні легко створювати стійкі сполуки з N та C [68]. При підвищенні температури ці сполуки дисоціюють і елементи дифундують в розчині. При наступному охолодженні відбувається формування дисперсної частки у вигляді окремої фази. Саме дані процеси змінення морфології структурної складової та дифузійні явища є підґрунтям для насичення легуючими елементами матриці сталі, утворення тугоплавких твердих частинок або включень, які є перепорою для росту зерна [68], що забезпечує підвищення комплексу механічних властивостей сталі.

У роботах [70-77] автори досліджували залежності впливу модифікування N на комплекс механічних властивостей та особливості його засвоєння розплавом сталі. В промисловості більш поширене застосування сталей з рівноважним вмістом N [68].

Насичення N сплавів Fe-C призводить до утворення тугоплавких часточок нітридів по границях зерен, та перешкоджають їх росту, це дозволяє підвищити границю плинності та ударну в'язкість металу [76].

Детальне аналітичне узагальнення даних про структуру та властивості сталей, легуваних азотом; та їх термодинаміки, у тому числі, залежно від концентрації домішок та легуючих елементів; від температур та тисків реакцій, що протікають у рідкому металі; параметрів дифузії та інших факторів, пов'язаних з особливостями виплавки, було зроблено авторами [78].

На основі аналізу численних публікацій [79-82] було показано, що азот:

- утворює тверді розчини впровадження в аустеніті та фериті;
- збільшує кількість аустеніту та стабілізує аустеніт по відношенню до $\gamma \rightarrow \alpha$ та $\gamma \rightarrow \epsilon$ перетворення при охолодженні та пластичній деформації;

- змінює граничну розчинність легуючих елементів у γ і α - твердих розчинах та впливає на розподіл хрому, нікелю та інших легуючих елементів між аустенітом та феритом;

- змінює кінетику утворення карбідних та інших надлишкових фаз при термічній обробці;

- знижує енергію дефектів упаковки та у зв'язку з цим збільшує деформаційну здатність аустеніту.

Виходячи з результатів [76, 78-82], розчинність азоту в залізі підпорядковується закону Сівертса (закону квадратного кореня). Виконуваність закону Сівертса вказує на ідеальність розчину, що утворюється [83].

Аналіз результатів багатьох досліджень, виконаних різними авторами [83-90] шляхом відбору проб, показав хорошу узгодженість даних, рівень відхилення яких від розрахункової величини становить 0,002%.

На рис. 1.9 представлена температурна залежність розчинності азоту у рідкому залізі. Діаграма стану системи залізо-азот наведено на рис. 1.10.

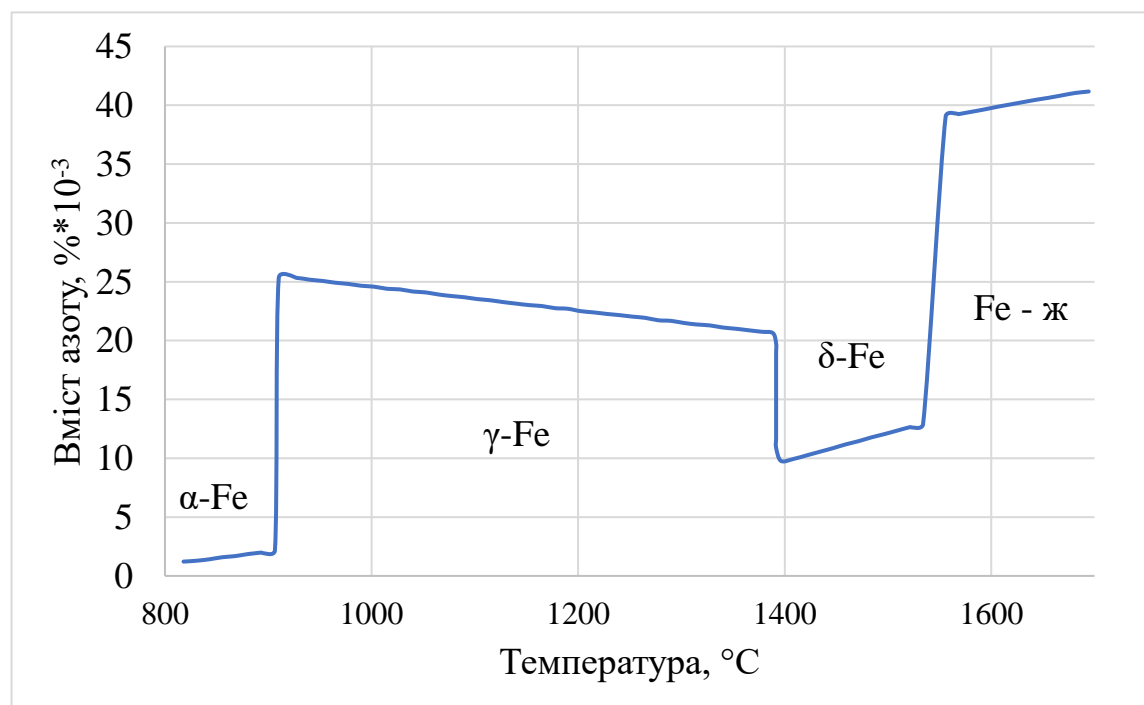


Рисунок 1.9 - Температурна залежність розчинності азоту в рідкому залізі [76]

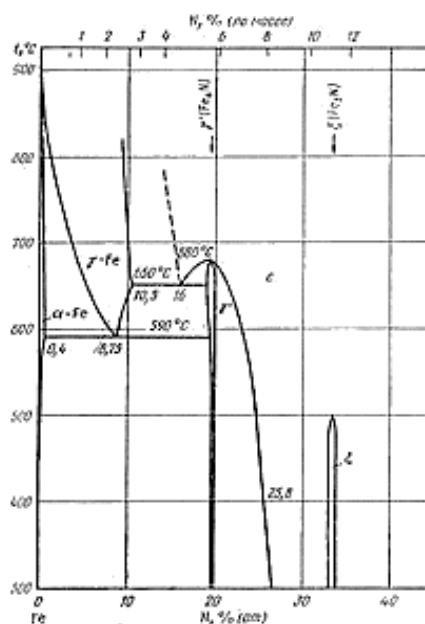


Рисунок 1.10 - Діаграма стану Fe-N [91]

Концентрація азоту, що у рівновазі з газоподібним азотом, зростає зі збільшенням температури. У точці переходу $\alpha \rightarrow \gamma$ (906 °C) стрибкоподібно змінюється, при подальшому зростанні температури до переходу $\gamma \rightarrow \delta$ (1402 °C) вона зменшується [90].

Ентальпія розчинення азоту в рідкому залізі ΔH_N являє собою різницю двох протилежних за знаком величин: ентальпії дисоціації молекулярного азоту на атоми ($\Delta H_{\text{дис}}$) і ентальпії розчинення атомарного азоту в рідкому залізі (ΔH_R). Перший процес є ендотермічним, а другий – екзотермічним. Оскільки $\Delta H_{\text{дис}} > \Delta H_R$, процес протікає з поглинанням тепла. Якщо дані щодо розчинності азоту показують хорошу узгодженість у різних дослідників, то дані щодо ентальпії мають значний розкид [87-90].

Результати статистичної обробки великого масиву експериментальних даних дозволили авторам роботи [92] описати розчинність азоту у рідкому залізі. Таким чином, ентальпія розчинення азоту відбувається в рідкому залізі до 1973 К - 10700 Дж/моль, а вище 1973 К - 21000 Дж/моль.

Відомо [93], що при розчиненні кисню оксидна фаза проявляється за дуже низького парціального тиску кисню в газовій фазі ($P_{O_2} = 10^{-8}$ атм). На відміну від

цього, при розчиненні азоту навіть за $P_{N_2} > 1 \text{ атм}$ самостійна нітридна фаза не утворюється. Утворення нітридів типу Fe_2N та Fe_4N спостерігали лише у твердому металі в температурному інтервалі існування аустеніту.

Дані з кінетики азотування свідчать, що для виходу стаціонарної концентрації в чистому залізі потрібно близько 40 хв., причому час мало залежить від тиску азоту над розплавом [93].

У роботі [79] представлені дані, що характеризують зміну розчинності азоту в рідкому залізі за температури 1560°C залежно від тиску (до 4 атм.).

Вплив азоту на сталь подібний до впливу вуглецю. Однак через те, що у нелеговані і низьколеговані сталі не вдається в процесі плавки ввести азот у значних кількостях і утримати його після затвердіння, безвуглецеві леговані азотом сталі не знайшли застосування. У вуглецевих сталях азот збільшує прогартуваність, знижує чутливість до перегріву, підвищує стабільність карбідів, внаслідок чого стає можливим застосування іноді сталі (або чавуну) із вмістом азоту до 0,02%. Переваги азоту як стабілізуючого аустеніт елемента виявляються у високолегованих, особливо у напівферитних та феритних хромистих сталях.

Чудовою особливістю всіх аустенітних сталей з азотом є підвищення границі плинності, причому не лише за кімнатної, а й за підвищених температур.

В різних галузях промисловості: машинобудуванні, будівництві, виробництві труб і ін. знайшли широке застосування сталі, мікролеговані бором. Концентрація бору в подібних сталях знаходиться в межах 0,001-0,005%. Однак навіть при такому малому вмісті він чинить істотний вплив на властивості сталі. Одною з основних якостей бору є його здатність різко підвищувати прогартуваність сталі [94]. Такий вплив бору на прогартуваність сталі заснований на його здатності ефективно гальмувати перетворення аустеніту в ферит, сприяючи утворенню більш твердих фаз - бейніту і мартенситу [95]. Розчинений в металевій матриці бор концентрується в тонких приграничних шарах зерен аустеніту, роблячи структуру границь зерен більш досконалою [96, 97]. Як відомо, центри рекристалізації в першу чергу утворюються по границях зерен. Таким чином, розчинений в матриці бор збільшує інкубаційний період зародження нової фази, знижує температуру

початку утворення фериту, в результаті пригнічуючи розпад аустеніту по дифузійному механізму [98].

Бор легко окислюється і зв'язується в нітрид навіть вкрай малими залишковими концентраціями кисню і азоту в металі. Тому основне завдання при борному мікролегуванні - запобігти окисленню і азотуванню бору і отримати в металі необхідну кількість розчиненого бору, що підвищує прогартуваність сталі [99].

Виняткова активність бору в сталевому розплаві вимагає дотримання особливих заходів при виплавці борвмісних сталей [99]. Для запобігання окислення і нітрування бору проводять попередню обробку металу сильними розкислюючими та деазотуючими елементами. На завершальному етапі здійснюють легування борвмісним сплавом. Технологія виплавки вимагає суворого дотримання жорсткого регламенту виплавки борвмісної сталі [94].

Крім впливу хімічного складу на механічні властивості, до числа основних характеристик відносять дані про положення критичних точок, кінетику розпаду переохолодженого аустеніту, чутливість сталі до перегріву та росту зерна, прогартуваність [100-106].

Виходячи з літературного аналізу [107-112] було визначено відомі термодинамічні діаграми (далі – ТКД) сталі, що застосовуються в світовій практиці для виробництва залізничних рейок та проведено співставлення з хімічними складами (табл. 1.15).

З метою визначення впливу хімічних елементів в діапазонах стандартів через відомі ТКД [107-112] та фактичного хімічного складу таблиця 1.16 [107-112] на утворення структури.

Як прийнято, при побудові термодинамічних (кривих) діаграм, якщо за початок перетворення приймають момент переходу через критичні точки A_1 та A_3 , то лінії на діаграмах також показуватимуть тривалість перебування сталі в субкритичному інтервалі при безперервному охолодженні, що забезпечує отримання певного відсотку розпаду переохолодженого аустеніту необхідного для отримання того чи іншого ступеня розпаду [113-114].

Таблиця 1.15 – Хімічний склад сталей, що застосовуються для досліджень авторів [107-112].

Сталь	Хімічний склад, % мас.										Джерело
	C	Mn	Si	Ti (Ni)	P	S	Cr	Mo	V	N	
M76T	0,76	0,98	0,35	0,014	0,028	0,034					107, 108
M74	0,75	0,94	0,28								109
75XГCM	0,77	0,98	0,46				0,38	0,064			109
R350LHT	0,81	0,97	0,56	(0,08)	0,013	0,005	0,27	0,007	0,004		110
Э76ХФ	0,77	0,78	0,54	(0,07)	0,007	0,004	0,39		0,04	0,0010	111
Э76Ф	0,76	0,89	0,31	(0,07)					0,04	0,0010	111
Э76ХАФ	0,74	0,78	0,55	(0,19)	0,009	0,010	0,37		0,07	0,0012	111
K76Ф	0,80	0,97	0,25	0,005	0,011	0,007	0,04	≤0,01	0,05		112

На підставі результатів (рис. 1.11-1.17) дилатометричних досліджень авторів [107-112] встановлені критичні точки рейкової вуглецевої сталі при прискореному нагріванні до 930 ... 1000°C.

Автори робіт [107,108] встановили, що для сталі M76T перлітні структури з різним ступенем дисперсності формуються при охолодженні зі швидкістю 0,6-9,2°C/c, при швидкості охолодження 0,6°C/c (рис. 1.11) структура зразка практично не змінюється і відповідає стану після прокатки, тобто являє собою грубопластинчастий перліт з твердістю 26 HRC.

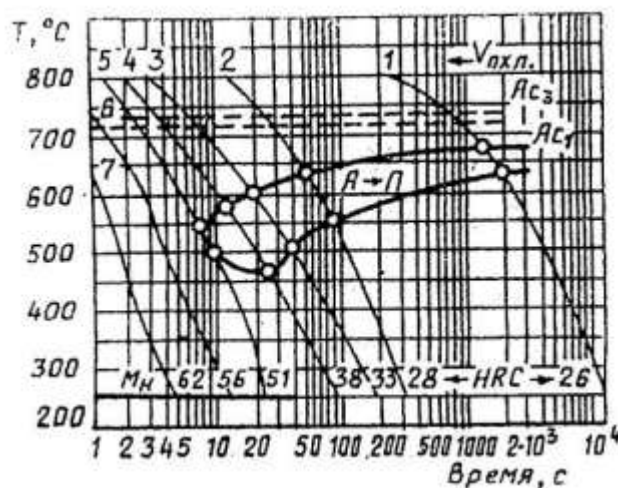


Рисунок 1.11 – Термокінетична діаграма розпаду аустеніту сталі M76T [107, 108], відповідно до хімічного складу в таблиці 1.15.

Зі збільшенням швидкості охолодження зразка до 2,5°C/c область аустеніто-перлітного перетворення починає зміщуватися вниз з утворенням структури

сорбітоподібного перліту і твердістю 33 HRC. При швидкості охолодження $6,5^{\circ}\text{C}/\text{с}$, утворюється більш дисперсний троостосорбіт з твердістю 38 HRC. З подальшим збільшенням швидкості охолодження до $9,2^{\circ}\text{C}/\text{с}$ дисперсність структури ще більше збільшується і являє собою троостит, твердість якого досягає 42 HRC.

Подальше збільшення швидкості охолодження зразків зі швидкістю до $18^{\circ}\text{C}/\text{с}$ сприяє утворенню високодисперсної перлітної структури (троостит) зі значною кількістю бейніту і твердістю 51 HRC. Подальше збільшення швидкості охолодження до $32^{\circ}\text{C}/\text{с}$ і більше призводить до утворення чисто мартенситної структури з твердістю від 56 HRC і вище [107,115-116].

Іншими авторами [109] при дослідженні було встановлено, що сталь M74 відноситься до сталей з перлітним типом прогартуваності; на ТКД відзначається наявність лише перлітної та мартенситної областей перетворення. При швидкостях охолодження від $6,5$ до $14,3^{\circ}\text{C}/\text{с}$ формується структура, що складається з евтектоїду різного ступеня дисперсності. При швидкості $16,1^{\circ}\text{C}/\text{с}$ перетворення аустеніту починається з трооститу, після чого воно зупиняється і продовжується в результаті формування троостомартенситної структури.

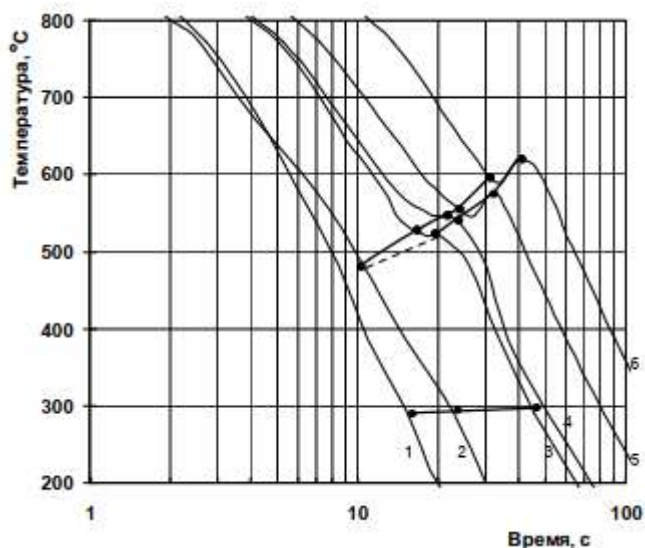


Рисунок 1.12 - Термокінетична діаграма розпаду аустеніту сталі M74 [109], відповідно до хімічного складу в таблиці 1.15.

При швидкості охолодження $28,6^{\circ}\text{C}/\text{с}$ область утворення трооститу зміщується до $470...480^{\circ}\text{C}$, більшість аустеніту переохолоджується до

мартенситного інтервалу. Після охолодження зі швидкістю $33,3^{\circ}\text{C}/\text{с}$ структура є мартенситом. Таким чином, швидкість охолодження, що лежить між $28,6$ та $33,3^{\circ}\text{C}/\text{с}$, є критичною для сталі марки М74 при загартуванні на мартенсит.

Також авторами [109] була побудована діаграма сталі 75ХГСМ (рис. 1.13) з більш високим легуванням системи Cr-Mn-Si, які можуть бути використані у прокаті залізничного призначення. З якої випливає, що при швидкості охолодження $80^{\circ}\text{C}/\text{с}$ перетворення аустеніту сталі марки 75ХГСМ протікає з формуванням мартенситу. При швидкості охолодження $13,2^{\circ}\text{C}/\text{с}$ (крива 3) перетворення починається з появи верхнього бейніту та продовжується з утворенням мартенситу. Подальше зниження швидкості охолодження до $3,57^{\circ}\text{C}/\text{с}$ (крива 6) супроводжується збільшенням кількості бейніту та зменшенням мартенситу.

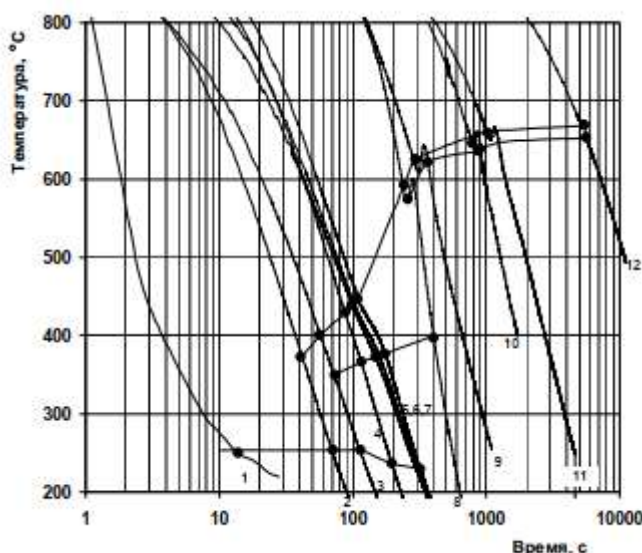


Рисунок 1.13 - Термокінетична діаграма розпаду аустеніту сталі 75ХГСМ [109], відповідно до хімічного складу в таблиці 1.15.

При швидкості охолодження $0,63^{\circ}\text{C}/\text{с}$ (крива 10) утворюється дисперсна троосто-сорбітна структура, а при швидкості охолодження $0,14 \dots 0,20^{\circ}\text{C}/\text{с}$ (крива 12) - грубіша сорбітоперлітна структура. Кількість великопластинчастого перліту досягає максимуму при охолодженні зі швидкістю $0,03^{\circ}\text{C}/\text{с}$ [109].

Авторами роботи [110] при дослідженні розпаду переохолодженого аустеніту при безперервному охолодженні сталі R350LHT (рис. 1.14) встановлено, що охолодження зі швидкістю $0,1$ та $1^{\circ}\text{C}/\text{с}$ викликає розпад аустеніту за дифузійним

механізмом з утворенням перліту. В інтервалі швидкостей від 5 до 10 °C/c розпад аустеніту проходить по дифузійному та зсувному механізму, що призводить до формування перліто-мартенситної структури. При охолодженні аустеніту досліджуваної сталі зі швидкістю 30... 100°C/c аустеніт перетворюється з отриманням мартенситної структури.

Для гарантованого забезпечення перлітної структури, охолодження сталі R350LHT необхідно проводити зі швидкістю не більше 1 °C/c [110].

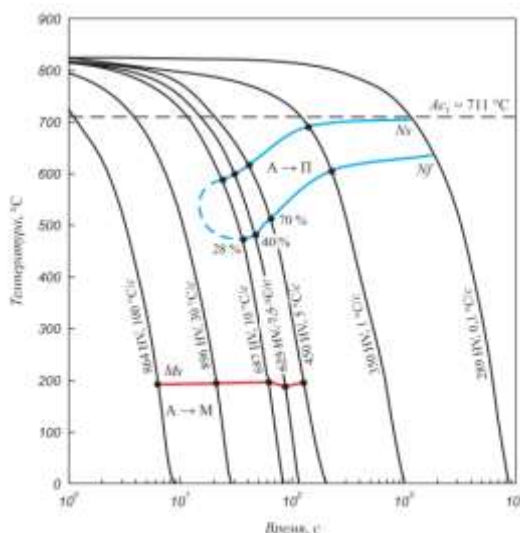


Рисунок 1.14 - Термокінетична діаграма розпаду аустеніту сталі R350LHT [110], відповідно до хімічного складу в таблиці 1.15.

Авторами роботи [111] було досліджено сталі E76ХФ, E76Ф, E76ХАФ. Було встановлено вплив найбільш значних відмінностей між вмістом хрому (0,09-0,39%) та ванадію (0,04-0,07%), представленими в таблиці 1.15.

Дослідження сталі E76ХФ (рис. 1.15) показали, що при швидкостях до 1°C/c спостерігається розпад аустеніту в температурній області утворення ферито-карбідної суміші (ФКС). При охолодженні зі швидкостями в діапазоні від 10 до 30°C/c розпад частково розвивається в області утворення ФКС і завершується мартенситним перетворенням. При охолодженні зі швидкостями 60...100°C/c, за даними дилатометрії, перетворення аустеніту відбувається тільки за мартенситним механізмом нижче температури M_s .

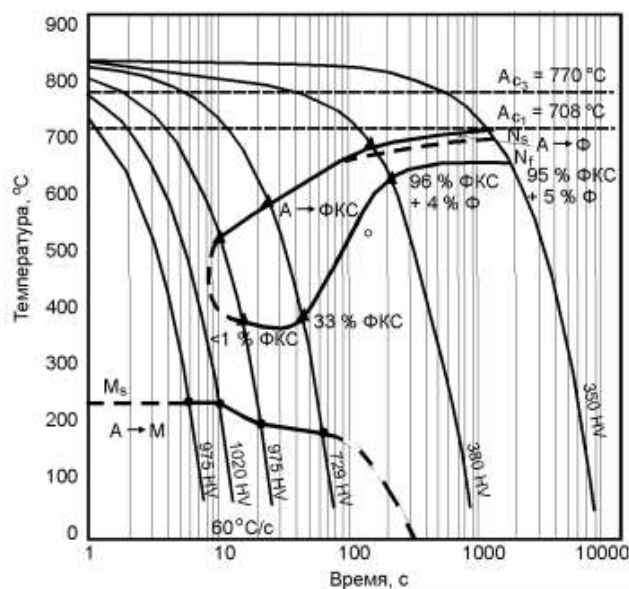


Рисунок 1.15 - Термокінетична діаграма розпаду аустеніту сталі Э76ХФ [111], відповідно до хімічного складу в таблиці 1.15

У разі дилатометричних вимірювань при безперервному охолодженні сталі E76Ф (рис. 1.16) повний розпад аустеніту в області утворення ФКС спостерігається при швидкостях $10^{\circ}\text{C}/\text{c}$ та нижче. При охолодженні зі швидкостями в діапазоні від $30^{\circ}\text{C}/\text{c}$ розпад аустеніту частково відбувається з утворенням суміші ФК і завершується в області мартенситного перетворення.

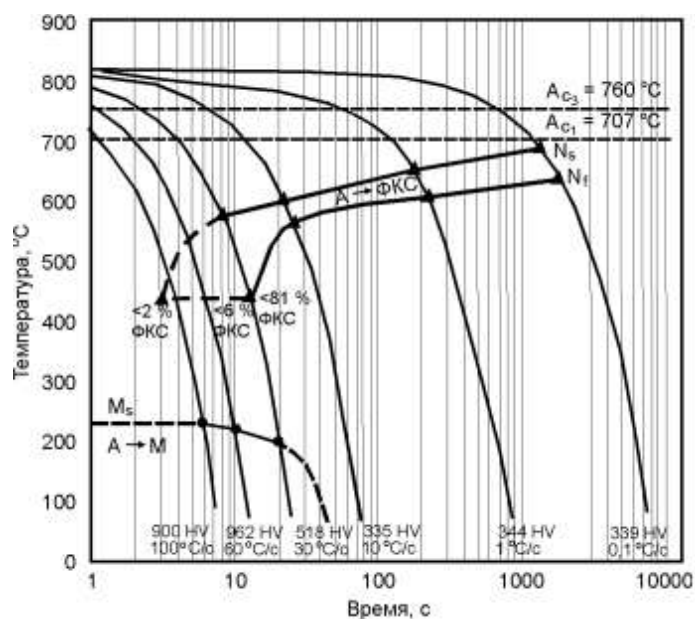


Рисунок 1.16 - Термокінетична діаграма розпаду аустеніту в сталі Э76Х [111], відповідно до хімічного складу в таблиці 1.15

Дослідження сталі Э76ХАФ (рис. 1.17) показало, що при швидкостях до $1^{\circ}\text{C}/\text{с}$ спостерігається розпад аустеніту у області перлітного перетворення. При охолодженні зі швидкостями в діапазоні від 10 до $30^{\circ}\text{C}/\text{с}$ розпад частково розвивається в області перлітного перетворення, крім цього, виникає бейнітне перетворення і завершується мартенситним. При охолодженні зі швидкостями вище $60^{\circ}\text{C}/\text{с}$, за даними дилатометрії, розпад аустеніту відбувається лише за мартенситним механізмом [111].

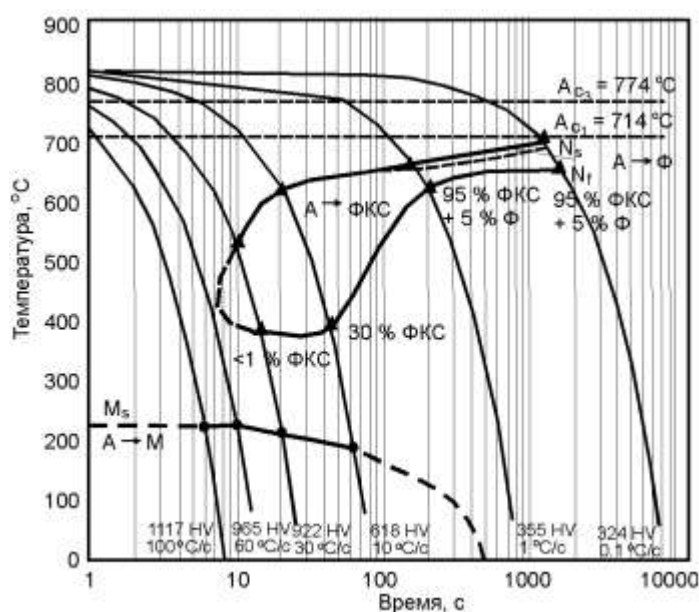


Рисунок 1.17 - Термокінетична діаграма розпаду аустеніту сталі Э76ХАФ [111], відповідно до хімічного складу в таблиці 1.15

Авторами роботи [112] встановлено, що при швидкостях до $5^{\circ}\text{C}/\text{с}$ (рис 1.18) спостерігається розпад аустеніту у області перлітного перетворення. При охолодженні зі швидкостями в діапазоні від 10 до $30^{\circ}\text{C}/\text{с}$ розпад частково проходить в області перлітного перетворення, крім цього, реалізується бейнітне перетворення і завершується мартенситним. При охолодженні зі швидкостями вище $50^{\circ}\text{C}/\text{с}$, за даними дилатометрії, розпад аустеніту відбувається лише за мартенситним механізмом.

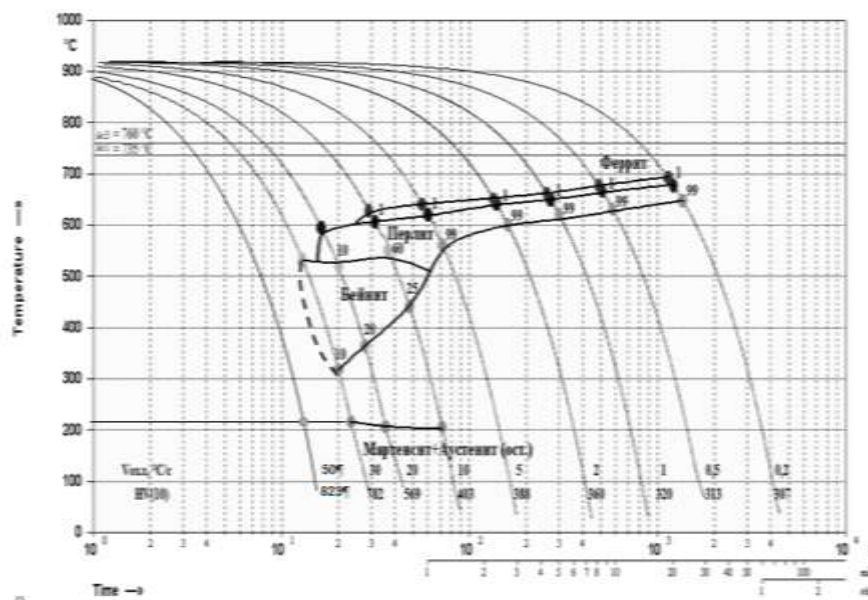


Рисунок 1.18 – Термокінетична діаграма розпаду аустеніту в сталі K76Ф [112], відповідно до хімічного складу в таблиці 1.15.

З результатів аналітичного дослідження ТКД сталі K76Ф встановлено, що при швидкості охолодження $5^{\circ}\text{C}/\text{с}$ структура складається переважно з перліту. Слід зазначити, виходячи з рис 1.18, що в діапазоні $5...10^{\circ}\text{C}/\text{с}$ закінчується область повного перлітного перетворення, але не встановлено точного значення критичної швидкості перлітного перетворення. При максимально можливій швидкості охолодження з формуванням повністю перлітної структури можливе подальше підвищення дисперсності перліту та досягнення твердості вище 400 НВ. Таким чином, з вище викладеного показана необхідність подальших досліджень щодо закономірностей зміни механізму структуроутворення в діапазоні швидкостей охолодження $5...10^{\circ}\text{C}/\text{с}$ для встановлення можливості досягнення твердості вище 400 НВ та отримання перлітної структури.

На підставі інформаційно-аналітичного огляду щодо впливу легування та мікролегування середньо- та високовуглецевих сталей на показники міцності та пластичності, розроблено перспективні варіанти хімічного складу сталей для досліджень варіант 2-4 (див. таблицю 1.16). Сталь хімічного складу варіант 1 використовувалась, як порівняльна та за хімічним складом відповідала марці «K76Т» передбачена вимогами стандарту ДСТУ 4344: 2004.

1.4 Висновок по розділу 1

Показано, що рейки українського виробництва поступаються зарубіжним аналогам по механічним властивостям і, як наслідок, по експлуатаційній довговічності. Пропускна здатність рейок, вироблених в Україні, становить 0,5 млрд. тонн брутто, в той час як аналогічний показник Франції, Японії становить 1 млрд. тонн брутто, тобто в 2 рази більше.

Аналітичні дослідження показали, що підвищення характеристик міцності сталі за рахунок розробки нового хімічного складу та термічної обробки призводить до підвищення експлуатаційних характеристик залізничних рейок.

В результаті аналізу ТКД встановлено, що для досягнення перлітної структури в сталі М74 необхідна швидкість охолодження в діапазоні температур 6,5 -14,3°C/с, сталі 75ХГСМ від 0,63...0,14°C/с, з застосуванням легуючих елементів Cr, Mn, Si, Мо збільшує інкубаційний період, тим самим область перлітного перетворення схильна до переміщення менш інтенсивних швидкостей охолодження. В сталі М76Т для досягнення перлітної структури необхідна швидкість в діапазоні 9,2...18,2°C/с, в сталі R350LНТ досягнення перлітної структури досягаються з застосуванням швидкості охолодження при 5°C/с. У сталях Е76ХФ та Е76ХАФ, до складу яких введено хром, після охолодження зі швидкостями 1 °C/с і менше, внаслідок розпаду переохолодженого аустеніту, крім ФКС перлітного типу спостерігається утворення надлишкового фериту. У сталі Е76Ф для утворення структури перліт необхідна швидкість охолодження до 10°C/с. В сталі К76Ф для досягнення перлітної структури необхідна швидкість охолодження в діапазоні 0,2...5°C/с. Виходячи з результатів аналізу термодинамічних кривих сталі К76Ф показана необхідність визначення фактичної швидкості охолодження в діапазоні 5...10°C/с з метою встановлення можливості досягнення твердості вище 400 НВ з отриманням перлітної структури в лабораторних умовах.

На підставі даного дослідження було рекомендовано 3 дослідних хімічних складів сталей (табл. 1.16.) для подальшої лабораторної виплавки та проведення подальших досліджень.

Для досягнення поставленої мети визначені науково-практичні завдання дослідження:

1. Встановити закономірності формування структурного стану та механічних властивостей по перетину головки залізничних рейок із високовуглецевих сталей, які виготовляються в Україні. Встановити відповідність вимогам ДСТУ EN 13674-1:2018 для високоміцних рейок категорії R400HT рейок вітчизняного виробництва.

2. Визначити раціональні способи обчислення розподілу теплових полів, які дозволяють прогнозувати зміну температури, швидкості охолодження по перерізу головки рейки в процесі диференційованого спреєрного охолодження.

3. Розробити методику визначення допустимого інтервалу швидкостей охолодження сталей для досягнення параметрів структурного стану та значень твердості.

4. Встановити закономірності зміни твердості та мікроструктури сталі K76Ф в залежності від швидкості охолодження.

5. дослідити термкінетичні особливості фазових перетворень розробленої сталі для високоміцних рейок нового складу. Провести мікроструктурні дослідження та встановити швидкості охолодження, за яких формується перлітна структура.

6. встановити закономірності зміни дисперсності перліту дослідної сталі від швидкості охолодження в діапазоні, який призводить до розпаду аустеніту за дифузійним механізмом. Встановити закономірності зміни твердості зазначеної сталі від міжпластинчастої відстані перліту.

7. Розробити параметри термічної обробки для дослідних сталей з метою формування структури високодисперсного перліту, що відповідатиме вимогам стандарту ДСТУ EN 13674-1:2018 до високоміцних рейок.

8. Розробити рекомендації щодо хімічного складу дослідних сталей для залізничних рейок для дослідно-промислового опробування технології виготовлення залізничних рейок з комплексом механічних властивостей, що перевищує можливий для сталі, яка передбачена ДСТУ 4344:2004.

1.5 Список використаних джерел у розділі 1

У розділі 1 використані джерела [1-117]. Їх найменування представлені у загальному списку використаних джерел.

Таблиця 1.16 – Рекомендований хімічний склад дослідних плавок рейкових сталей, % мас.

Маркування проби	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Cu	Ti	B	Ca	N
Варіант 1	0,71-0,82	0,25-0,45	0,80-0,95	≤0,035	≤0,040	≤0,15	≤0,03	≤0,15	≤0,015	≤0,15	0,007-0,025	-	-	-
Варіант 2	0,71-0,82	0,25-0,45	0,80-0,95	≤0,010	≤0,010	≤0,15	≤0,03	≤0,15	≤0,015	≤0,15	0,010-0,020	0,003-0,005	-	-
Варіант 3	0,71-0,82	0,25-0,45	0,80-0,95	≤0,010	≤0,010	≤0,15	≤0,03	≤0,15	≤0,015	≤0,15	0,007-0,025	-	0,008-0,010	-
Варіант 4	0,71-0,82	0,25-0,45	0,80-0,95	≤0,010	≤0,010	≤0,15	≤0,03	≤0,15	0,015-0,030	≤0,15	0,010-0,020	-	-	0,012-0,015

РОЗДІЛ 2

МАТЕРІАЛ І МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕНЬ

2.1 Матеріал досліджень

Для виконання роботи був використаний повнопрофільний зразок рейки, який по геометричним параметрам класифікований як рейка типу Р65.

Фактичний хімічний склад рейкової сталі представлений в табл. 2.1.

Таблиця 2.1 – Хімічний склад досліджуваної рейкової сталі, мас. %

C	Mn	Si	S	P	Ni	Cr	Cu	Mo	Al	Ti	V
0,80	0,97	0,25	0,007	0,011	0,03	0,04	0,03	≤0,01	0,006	0,005	0,05

Створення нових хімічних складів сталей пов'язане з великою кількістю факторів. Тому в умовах великих металургійних підприємств (напр. ПАТ «Інтерпайп НТЗ» (м. Дніпро), ПАТ «ММК «Азовсталь» (м. Маріуполь), ПАТ «ДМК» (м. Кам'янське) є актуальним розробка нових перспективних дослідних хімічних складів сталей. Іншим фактором є складність реалізації сталі дослідного хімічного складу, що не підпадає під вимоги НТД та по суті є браком, та призведе до прямих збитків (близько 60 000 у.о. при розмірі конвертеру 350 т). Після отримання заготовки технологічний ланцюжок виготовлення рейок складається з безлічі операцій, що вимагає значних енергетичних, людських і фінансових ресурсів.

У той же час вельми доступною з фінансової та технологічної точок зору є проведення досліджень при розробці нових сталей в лабораторних умовах. Сучасні лабораторні індукційні печі дозволяють виплавляти злитки невеликої маси (10-12 кг), забезпечуючи їх низьку собівартість (до 50 у.о.). Також лабораторні умови не вимагають значних енергетичних, людських, часових і фінансових витрат, забезпечуючи високу точність експерименту.

Таким чином, проведення в лабораторних умовах досліджень нових марок сталей, які забезпечують підвищення надійності і довговічності залізничних коліс становить інтерес для металургійних підприємств України.

В умовах ІЧМ НАНУ виготовили дослідні плавки розробленого перспективного хімічного складу з мікролегуванням В та глибоким розкисленням Са.

Виготовлення перспективних хімічних складів виконувалось з застосуванням індукційного модуля ІТПЕ-0,01. Індукційний модуль ІТПЕ-0,01 показано на рис. 2.1, а. Цей модуль дозволяє виготовляти в лабораторних умовах перспективні сталі дослідного хімічного складу, в тому числі додатково легованих Mn, Si, Cr, Mo та ін.

Для виконання поставленого завдання і досягнення заданих меж за хімічним складом нових розроблених складів сталі був обраний найбільш відповідний варіант шихтового матеріалу для можливості доведення до потрібних меж за вмістом легуючих елементів. Для забезпечення необхідних показників в досліджуваних варіантах і відсутності небажаних домішок присутніх в рядовому брухті в якості вихідної сировини вибрали метал сталі для залізничних коліс класу С - вуглецева якісна сталь з вмістом вуглецю 0,72%, мас.

Плавку проводили методом переплавлювання без примусового окислення домішок. З огляду на малий обсяг печі і той факт, що діаметр тигля становить всього близько 100 мм шихту подрібнювали до розмірів 20x30x10 мм, попередньо відпустивши метал в муфельній печі.

Виплавка дослідних плавок з застосуванням в якості шихти сталі, фактичного хімічного складу, який відповідає колісній для отримання кінцевої ваги злитку 9,0-9,5 кг з геометрією \varnothing 80x 120 мм. Нагрівання шихти проводилось поступово протягом 40 хвилин вище температури зміни магнітних властивостей сталей, з досягненням даної температури поступово підіймали силу струму сталеплавильного модулю для підвищення температури протягом 1 години 30 хвилин для досягнення робочої температури та до повного розплавлення шихти. Сталь в рідкому стані витримували близько 30 хвилин з послідуочим випуском в попередньо нагріті виливниці (рис 2.1, б).

Було проведено кілька виплавок на новій футеровці з подальшим спектральним аналізом проб для визначення і коригування даних по розрахунковому виграю феросплавів і присадок. В результаті зміни електричних характеристик печі після набивання нової футеровочної маси тривалість плавки і, відповідно величини виграю окремих елементів були скориговані.



а



б



Рисунок 2.1 – Процедура виплавки сталі: (а) загальний вигляд індукційного модуля й виливниці для розливки сталі перспективного хімічного складу (б)

Застосований метод введення легуючих елементів в рідкий стан шляхом занурення в захисному металевому контейнері. Таким чином застосування даного методу призвело до високого засвоєння Si – 87...93%, Mn – 91...94% та V – 89...91%

На наступному етапі була проведена вирізка проб для подальшого проведення гарячої пластичної деформації (далі- ГПД). Схема вирізки представлена на рис 2.2.

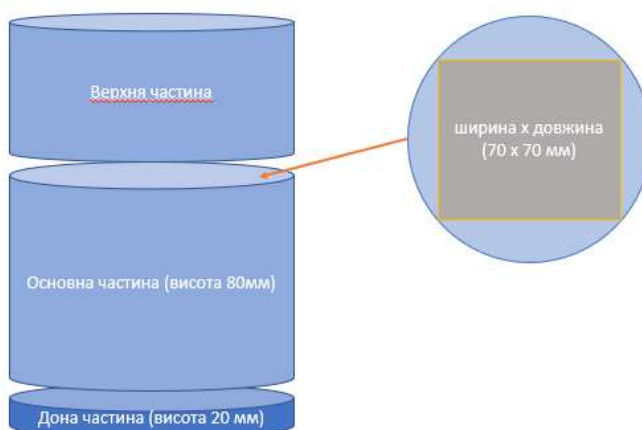


Рисунок 2.2 – Схема вирізки проб для проведення ГПД.

З метою визначення необхідного навантаження для вибору випробувального обладнання було проведено математичне моделювання в робочому комплексі QForm V 9.0.4 з застосуванням розрахунку термо-пружно-пластичної задачі. З результатів моделювання (рис 2.3) було визначено, що для проведення ГПД дослідних проб з навантаженням до 27т. В результаті визначеного максимально навантаження було проведено гарячу пластичну деформацію з використанням машини ЦД-40/10 (рис 2.4).

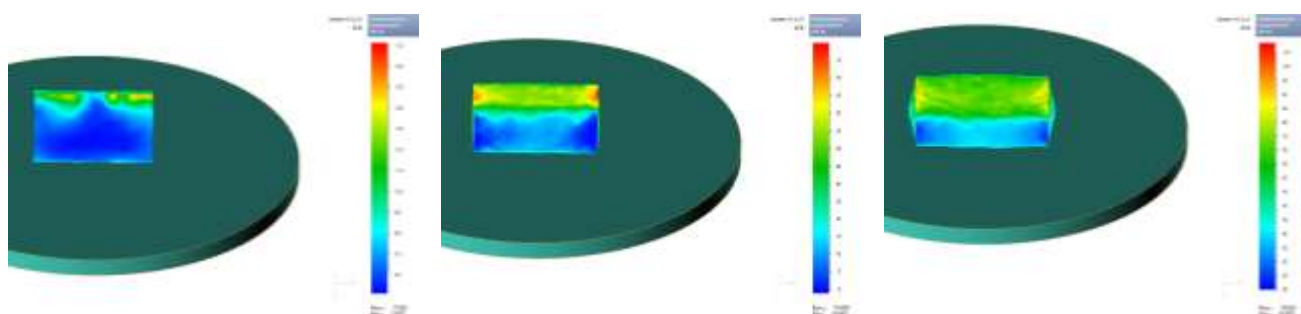


Рисунок 2.3 - Моделювання ГПД проби з лабораторного злитка сталі для залізничних рейок в робочому просторі QForm.



Рисунок 2.4 – Загальний вид випробувальної машини ЦД-40/10

В рамках лабораторних досліджень проведена ГПД проб розміром 70*70*80 мм за режимом: нагрів (до температури 1260°C) та деформація (ступінь деформації склав 50%) (рис. 2.5, а).



а



б

Рисунок 2.5 - Проби дослідних злитків: а- до деформації; б- охолодження зразків на повітрі після ГПД.

Зразки, що пройшли гарячу пластичну деформацію охолоджували на спокійному повітрі (рис. 2.5, б). З отриманих проб після ГПД та подальшої термічної обробки (далі - ТО), були підготовленні заготовки для проведення механічних випробувань (випробування на розтягування, динамічний трьохточковий вигин та контроль твердості). Для проведення механічних випробувань застосовувалось спеціалізоване обладнання: розривна машина типу TTDL «Instron», твердомір ТБ 5004, твердомір ТК – 2М, відліковий мікроскоп МПБ-2, маятниковий копер ПСВ-30.

Металографічні дослідження сталей виконувались за допомогою світлових мікроскопів виробництва компаній «Carl Zeiss» моделей «Neophot 32» і «Axiovert 200 M MAT». Виявлення мікроструктури та визначення характеру хімічної неоднорідності проводили з застосуванням 2-3% спиртового розчину азотної кислоти (HNO_3) та пікрату натрію (водного розчину солі, що утворюється при реакції $\text{C}_6\text{H}_3\text{N}_3\text{O}_7$ і NaOH). Електрохімічне полірування зразків виконувалось з застосуванням крижаної оцтової кислоти (CH_3COOH) та хромового ангидриду (CrO_3).

Дослідження міжпластинчастої відстані виконували на растровому електронному мікроскопі РЕМ- 106, та ZEISS AURIGA.

Дослідження кристалічної будови дослідних зразків після термічної обробки проводили методом рентгеноструктурного аналізу в автоматичному режимі

(рентгенівський дифрактометр ДРОН-3М, монохроматизованому Со-К α -випромінювання) проводили запис обраних для аналізу інтерференційних максимумів.

В дослідженнях застосовувались спеціалізовані програмні забезпечення: AnSYS, AutoCad, Call Phad, Qform, imageJ, SolidWorks, AxioVision, GOM Correlate, WebPlotDigitizer, DAQMaster, MatLAB, Excel.

2.2 Методики досліджень

2.2.1 Моделювання в робочому просторі AnSYS

Моделювання загартування рейки проводилося за допомогою методу скінченних елементів (MCE) в середовищі програмного комплексу ANSYS. Кінцево-елементний аналіз процесу загартування залізничної рейки проводився за такими етапами:

1. Приведення процесу загартування до найпростішого виду. Прийнято рішення провести кінцево-елементний аналіз загартування рейки в двовимірній постановці.
2. Побудова геометричних об'єктів процесу загартування. Побудова геометрії залізничної рейки проводилося в програмі AutoCad. Креслення експортувалось в форматі *.sat в ANSYS. Потім CAD-модель розбивалася на mesh-елементи зі ступенем свободи розміром 1,25 мм.
3. Задавання початкових умов. Як початкові умови задавалась температура нагріву, яка дорівнювала 930°C.
4. Задавання граничних умов. Використовували такі умови охолодження, як інтенсивність охолодження в середовищі (вода, повітря), у вигляді інструменту конвективного напруження на поверхню головки рейки. Вони характеризуються теплофізичними параметрами і температурою охолоджувального середовища. Теплофізичні характеристики в програмному комплексі задавались як стандартна функція змісту моделі відповідно до температури на поверхні металу.

Моделювання проводилося для сталі K76Ф. Для цієї марки сталі методом підбору визначалася залежність коефіцієнта тепловіддачі від температури.

5. Визначення та завдання термофізичних властивостей рейки під час загартування. Для марки сталі К76Ф визначали властивості за допомогою комп'ютерного методу «Call Phad». Комп'ютерний метод «Call Phad» за хімічним складом сталі дозволяє визначити різні її властивості, що змінюються в процесі загартування. Для визначення термофізичних властивостей задавалися властивості сталі, які залежать від температури: щільність, питома теплоємність і температуропровідність.

6. Задавання чисельних параметрів розв'язувача. При вирішенні теплової задачі приймалися такі параметри розв'язувача: метод рішення - квазістатичний; тип розв'язувача - ітераційний; інтегрування за часом - неявне.

7. Верифікація моделі і виявлення раціональних результатів моделювання. Результати візуально-математичної моделі, а саме значення температури в різних точках по перерізу головки рейки зіставляли з фактичними даними, з корегуванням змісту моделі (коефіцієнт тепловіддачі охолоджуючого середовища).

Отриманий результат процесу диференційованого охолодження головки рейки має візуально-математичний вигляд з табличними значеннями для побудови закономірностей зміни теплофізичних характеристик зміни температури дослідної сталі. Для вирішення теплофізичного завдання в ANSYS писалася підпрограма на внутрішній мові APDL.

Температурні значення в різних ділянках залізничної рейки в області головки під час та після диференційованого охолодження протягом 70 секунд були отримані за допомогою вирішення диференціального рівняння Фур'є з застосування МСЕ :

$$\frac{\partial t}{\partial \tau} = a \nabla^2 t + \frac{q_v}{c\rho}, \quad 2.1$$

де t – температура, °C; τ – час, с; a - коефіцієнт температуропровідності, м²/с; $\nabla^2 t$ - оператор Лапласа (сума других приватних похідних); q_v - частка тепла, що виділяється (мм³/с), кДж; c – теплоємність, Дж/кг*°C; ρ – щільність, г/см³.

2.2.2 Моделювання в програмному комплексі QForm

Моделювання охолодження з однобічним тепловідводом при випробуваннях на прогартуваність за методом Джомені проводилось за допомогою математичного розрахунку в середовищі програмного комплексу термообробки QForm. Аналіз процесу загартування зразка проводився за такими етапами:

1. Побудова геометричних об'єктів процесу загартування. Побудова геометрії зразка проводилася в програмі SolidWorks. Креслення експортувалося в форматі *.stp в QForm.
2. Завдання початкових умов. Як вихідні умови задавалися типи операцій – розрахунок термообробки, термо-пружно-пластична задача. Температура перед початком гартування - 900°C.
3. Завдання граничних умов. У фізико-технологічному сенсі маржинальні умови приймалися як охолоджувач - вода, яка подавалася у вигляді струменю, що був направлений з низу в гору на поверхню. Він характеризується коефіцієнтом тепловіддачі і температурою охолоджуючого середовища. Значення тепловіддачі встановлювалось в залежності від поверхневої температури металу.
4. Моделювання проводилося для сталі K76Ф. Для цієї марки сталі методом підбору визначалася залежність коефіцієнта тепловіддачі від температури з урахуванням фактичної термодинамічної діаграми (ТКД).
5. На останньому етапі моделювання проводилася адаптація моделі до реального процесу і аналіз оптимальних результатів моделювання. Проводилась верифікація результатів моделювання і при встановленому розходженні вносилися поправки в зміст моделі, а саме до коефіцієнту тепловіддачі.

2.2.3 Дослідження визначення прогартуваності з визначенням інтервалу швидкостей охолодження, твердості та структурного стану

Випробувальні зразки виготовлялись з металу головки рейки (рис. 2.6). На етапі підготовки зразків було проведено термічну обробку заготовок з послідовним охолодженням на спокійному повітрі. Виходячи з результатів

хімічного складу сталей, термічну обробку проводили за режимом: нагрів до 880-890 °C з витримкою 30 хвилин.



Рисунок 2.6 - Загальний вид заготовок випробувальних зразків

Після охолодження на спокійному повітрі були виготовлені випробувальні зразки – 2 зразка. У процесі виготовлення зразків дотримувалися вимоги методики (додаток Б). Загальний вигляд випробувальних зразків представлений на рис. 2.7.

В умовах лабораторії ІЧМ НАНУ виготовили експериментально-випробувальний стенд «Термостат» для випробування зразків. Установка для визначення прогартуваності методом торцевого загартування відповідає вимогам п.3. стандарту EN ISO 642:1999. В рамках експериментально-випробувального стенду було досягнуто ламінарного співвісного потоку води до зразка з висотою 58-60мм з рівномірним розподілом по одній поверхні випробувального зразка без попадання на бічну циліндричну поверхню (рис. 2.8).

Відповідно до вимог методики (додаток Б) зразок встановлювався в графітовий кожух на час нагріву та витримки в печі, з метою уникнення знеуглецювання поверхневих шарів випробувального зразка (рис. 2.9). Розроблена методика полягає в контролі температури в процесі охолодження зразків за допомогою розміщених термопар на різній відстані від торцю з можливістю автоматичного запису термограми.



Рисунок 2.7 – Підготовка випробувальних зразків для охолодження з торцю



Рисунок 2.8 - Співвісний ламінарний потік води до зразка

Після випробування був виконаний замір твердості на лисці збоку зразка та аналіз мікроструктури. Таким чином, було знайдено швидкість охолодження, що забезпечує необхідний рівень твердості при необхідному структурному стані.

Для досягнення поставленої мети, в роботі було застосовано методику з визначенням необхідного інтервалу швидкостей охолодження. Зразок досліджуваної сталі підлягав випробуванню з застосуванням розробленої методики. Параметри в приміщенні при випробуваннях:

- температура, °C: 20 ± 2 ;
- відносна вологість, % – 50...60;

- атмосферний тиск, мм рт. ст – 740...750.



Рисунок 2.9 – Загальний вигляд графітового кожуху.

Лабораторна піч з нагрівом шляхом опору, камерного типу з окисним робочим простором 15/1300 дозволяє підтримувати задану температуру з точністю $\pm 2^{\circ}\text{C}$.

Температура охолоджуючого середовища складала $15,5^{\circ}\text{C}$.

У процесі загартування зразків в приміщенні не допускалася наявність протягів. Тривалість встановлення зразків в експериментально- випробувальний стенд з лабораторної печі камерного типу не перевищував 5 с. Подача охолоджуючого середовища здійснювалось за допомогою електричної кнопки миттєвого спрацювання, охолодження випробувального зразка до кімнатної температури - більше 25 хвилин. Заміри твердості проводились відповідно до вимог п.8. стандарту EN ISO 642:1999.

2.2.4 Дослідження мікроструктури

Металографічні дослідження проводилися за допомогою інвертованого кодованого металографічного мікроскопа та растрового електронного мікроскопу.

Статистичний аналіз міжпластинчастої відстані проводився з застосування програмного комплексу imageJ (рис. 2.10) по методу проведення січних.

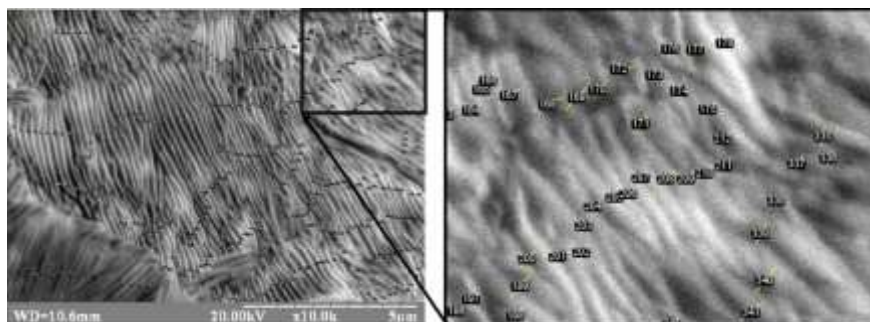


Рисунок 2.10 – Принцип застосування комплексу ImageJ за методикою проведення січних

2.2.5 Визначення механічних властивостей

Випробування на розтягування зразків дослідних сталей проводили при температурі навколишнього середовища. Випробування на розтягування проводилися на трьох пропорційних циліндричних зразках з кожної плавки, з діаметром робочої частини 5 мм. Також для встановлення етапів деформації зразка було проведено реєстрацією полів макролокальних переміщень (рис. 2.11) методом DIC (digital image correlation) одночасно з розтягуванням.

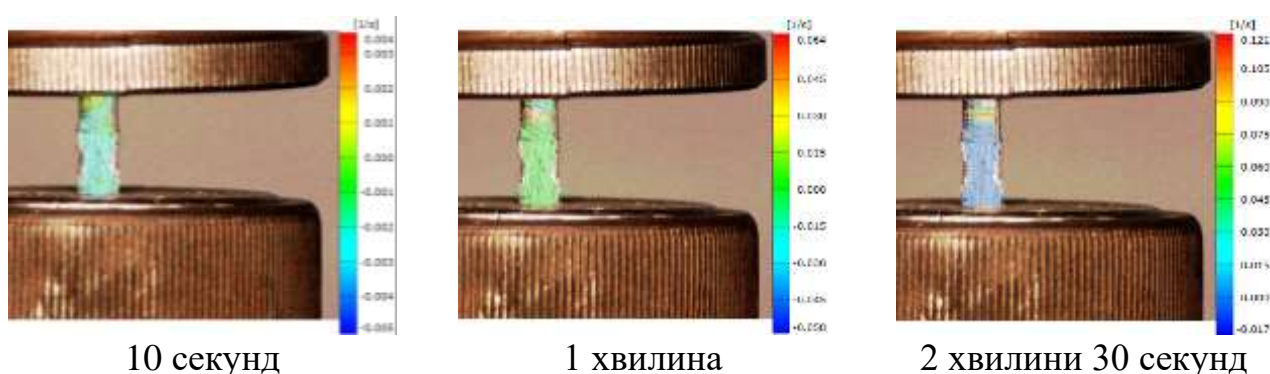


Рисунок 2.11 - Макролокальні поля цифрового зображення (DIC- аналіз) збільшення довжини.

Твердість дослідних сталей контролювали згідно ДСТУ ISO 6506-1:2007 «Матеріали металеві. Визначення твердості за Брінеллем. Частина 1. Метод

випробування» сталюю кулькою $\varnothing 10$ мм при зусиллі 29430 Н (3000 кгс). Контроль твердості вимірювали на бічній поверхні темплету головки рейки. Як результат твердості на глибині 30 мм брали середнє статистичне (3 вимірювання).

Вимірювання відбитка індентора при випробуваннях на твердість за допомогою мікроскопа МПБ-2 (рис. 2.12).

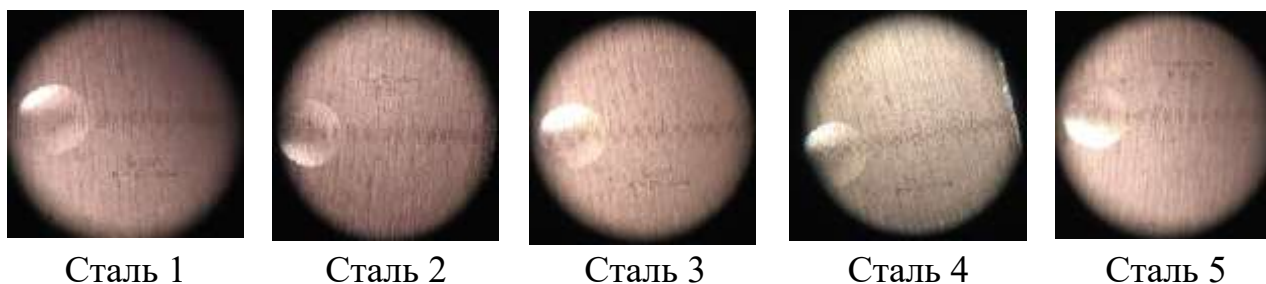


Рисунок 2.12 – Відбиток після проведення випробувань на твердість по Бринеллю металу досліджуваних плавок.

Також, твердість дослідних сталей вимірювали за ДСТУ ISO 6508-1:2013 «Металеві матеріали. Визначення твердості за Роквеллом. Частина 1. Метод випробування (шкали А, В, С, D, E, F, G, H, K, N, T)» алмазним конусом при зусиллі 150кгс.

Випробування на ударний вигин зразків дослідних сталей проводили при температурі навколишнього середовища.

2.2.6 Рентгеноструктурний аналіз

Обробку результатів досліджень проводили методом апроксимації з застосуванням програмного комплексу MatLAB та Excel.

Проведені розрахунки показали, що згідно [118, 119] фізичне розширення рентгенівських інтерференцій в даному випадку визначається лише мікронапруженнями.

В силу цього розрахунок щільності дислокацій в досліджуваних зразках проводили за співвідношенням, наведеним в роботах [118].

Розрахунок напружень 2 роду проводили за співвідношенням:

$$\rho = \frac{4}{5} \times \frac{\beta^2}{b^2 t g^2 \theta}, \quad 2.2$$

де θ і β - відповідно кут відображення Вульфа-Брегга і фізичне розширення аналізованої рентгенівської лінії;

b - вектор Бюргерса дислокацій ($b_{\langle 111 \rangle} = 2,47 \times 10^{-8} \text{ см}$).

Розрахунок напружень I роду проводився за співвідношенням, наведеним в:

$$\sigma_1 + \sigma_2 = -\frac{E}{\mu} \times \frac{\Delta d}{d}, \quad 2.3$$

де $\sigma_1 + \sigma_2$ - тангенціальні напруги;

E -модуль Юнга;

μ - коефіцієнт Пуассона;

$\Delta d / d$ - відносна зміна міжплощинної відстані.

Значення d визначали за відомою формулою Вульфа-Брегга:

$$d = \frac{\lambda}{2 \sin \theta}, \quad 2.4$$

Де λ - довжина хвилі рентгенівського випромінювання,

θ - кут відображення для інтерференції.

2.3 Висновки по розділу 2

Аргументовано вибір матеріалів, випробувального обладнання, застосованих методик і устаткування для досліджень.

Виплавлення сталей перспективних дослідних хімічних складів проводили методом переплавлення без примусового окислення домішок в індукційній печі ІТПЕ-0,01.

Мікроструктуру металу досліджували за допомогою інвертированих оптичних мікроскопів «Neophot 32» та «Axiovert 200M». Тонкі методи дослідження

мікроструктури отримані за допомогою растрових електронних мікроскопів РЕМ-106 та ZEISS AURIGA.

Застосовано спеціалізовані програмні забезпечення для проведення аналізу.

Механічні властивості розроблених матеріалів визначались за методиками нормативно-технічної документації.

2.4 Список використаних джерел у розділі 2

У розділі 2 застосовано два посилання на літературні джерела, що відповідають загальному списку літературі [118, 119].

РОЗДІЛ 3

ДОСЛІДЖЕННЯ ПОКАЗНИКІВ ЯКОСТІ ЗАЛІЗНИЧНИХ РЕЙОК ПРИ ЇХ ВИРОБНИЦТВІ ЗА ПОТОЧНОЮ ТЕХНОЛОГІЄЮ

3.1 Дослідження мікроструктури і рівня твердості по перерізу головки гарячекатаної рейки і після термічної обробки

Твердість залізничних рейок українського виробництва в порівнянні з вимогами стандарту ДСТУ EN 13674-1:2018 на даний вид продукції, твердість визначали по перерізу гарячекатаної рейки типу Р65 зі сталі марки К76Ф по контрольним точкам вимірювали відповідно до вимог, рис. 1.1. Результати представлені в табл. 3.1. Також в роботі досліджували фактичний рівень твердості термічно зміцненої рейки відповідно до вимог ДСТУ 4344: 2004 (рис. 3.1), результати представлені в табл. 3.2.

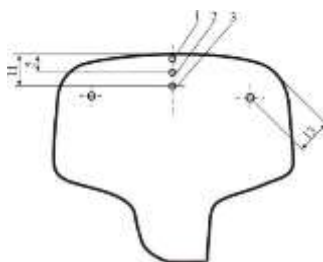


Рисунок 3.1 – Місця виміру твердості в рейці згідно ДСТУ 4344: 2004

Таблиця 3.1 – Твердість по перерізу гарячекатаної рейки виробництва «МК«Азовсталь»

Місце визначення	Твердість рейки, НВ
На поверхні кочення головки, точка RS (без зачистки на глибину до 0,5 мм)	241
На поверхні кочення головки, точка RS з зачисткою на глибину до 0,5 мм	269
На глибині 10 мм від поверхні кочення головки по вертикальній осі, точка 1	285
На глибині 10 мм від поверхні викружки рейки:	
точка 1	285
точка 1	285
На глибині 20 мм від поверхні кочення головки по вертикальній осі, точка 3	269
У шийці	277
У підшві	293

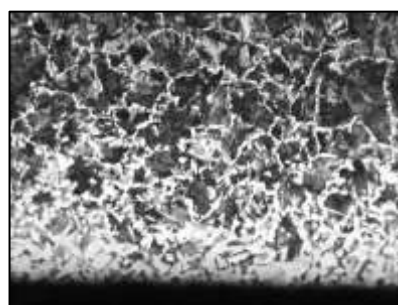
Таблиця 3.2 – Результати вимірювання твердості по ДСТУ 4344: 2004 термічно зміцненої рейки

Місце визначення	Поверхня кочення головки, середня частина довжини рейки, точка 1	У голівці на глибині 5 мм від поверхні кочення по осі, точка 2	У голівці на глибині 11 мм від поверхні кочення по осі, точка 3
Значення твердості, HB	405	342	323

За показниками твердості на поверхні кочення з допустимою зачисткою на глибину до 0,5 мм було проведено дослідження гарячекатаної рейки. Показано, що вона відповідає класу міцності R260 (по ДСТУ EN 13674-1:2018).

Різниця в твердості на поверхні кочення головки рейки з зачисткою поверхні і без неї, швидше за все, визначається наявністю знеуглецьованого шару.

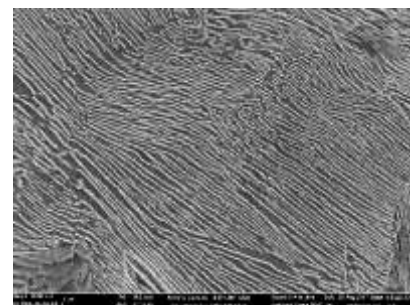
Мікроструктура ключових точок рейки по ДСТУ 4344: 2004 і ДСТУ EN 13674-1:2018 в не термообробленому стані представлена на рис. 3.2-3.4.



×100

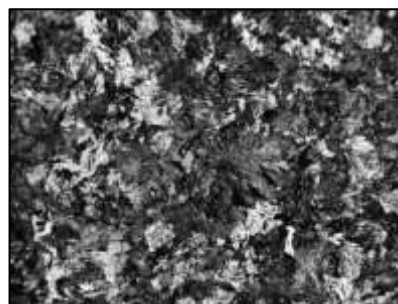


×800



×10000

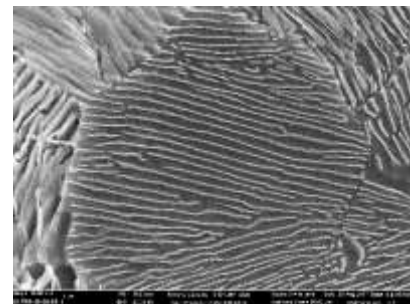
Рисунок 3.2 – Мікроструктура головки рейки в гарячекатаному стані в районі точки 1 по ДСТУ 4344: 2004 (точка RS по ДСТУ EN 13674-1:2018)



×100



×800



×10000

Рисунок 3.3 – Мікроструктура головки рейки в гарячекатаному стані в районі точки 3 по ДСТУ 4344: 2004 (точка 1 по ДСТУ EN 13674-1:2018)

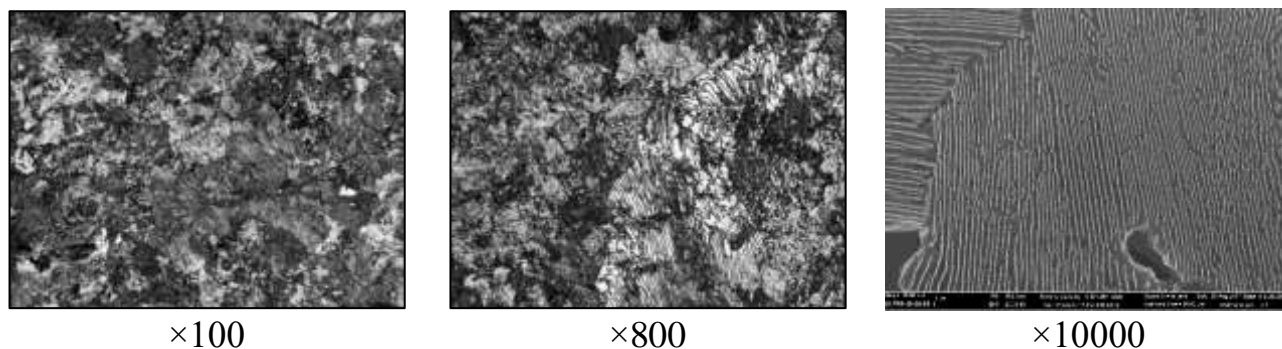


Рисунок 3.4 – Мікроструктура головки рейки в гарячекатаному стані в районі точки 3 по ДСТУ EN 13674-1:2018

Проведений аналіз показав, що мікроструктура гарячекатаної рейки до термічного зміцнення в основному представляє собою дрібнодисперсний перліт (рис. 3.2-3.4). В районі точки 1 по ДСТУ 4344: 2004 виявлені ділянки фериту, що, очевидно, пов'язано з знеуглецюванням в процесі нагрівання і деформаційної обробки.

З результатів контролю твердості встановлено, що дослідна залізнична рейка відповідає вищій категорії згідно ДСТУ 4344. Встановлено, що досліджувана залізнична рейка вищої категорії не відповідає вимогам щодо показників твердості на відстані від поверхні кочення 11 мм для залізничних рейок класу R350 згідно ДСТУ EN 13674-1:2018.

Мікроструктура ключових точок (1, 2 і 3) термічно зміцненої рейки по ДСТУ 4344: 2004 представлена на рис. 3.5-3.7.

Аналіз показав, що мікроструктура ключових точок (1, 2 і 3 по ДСТУ 4344: 2004) відповідає вимогам ДСТУ 4344: 2004 (рис. 3.5-3.7). Показано, що в мікроструктурі в точці 1 (поверхня кочення) при максимальних значеннях твердості для цієї точки виявлені області фериту, наявність яких встановлено при збільшенні $\times 800$. Слід зазначити, що в інших контрольних точках встановлено відсутність структур дифузійно-зсувного механізму утворення та представляє собою високодисперсний перліт.

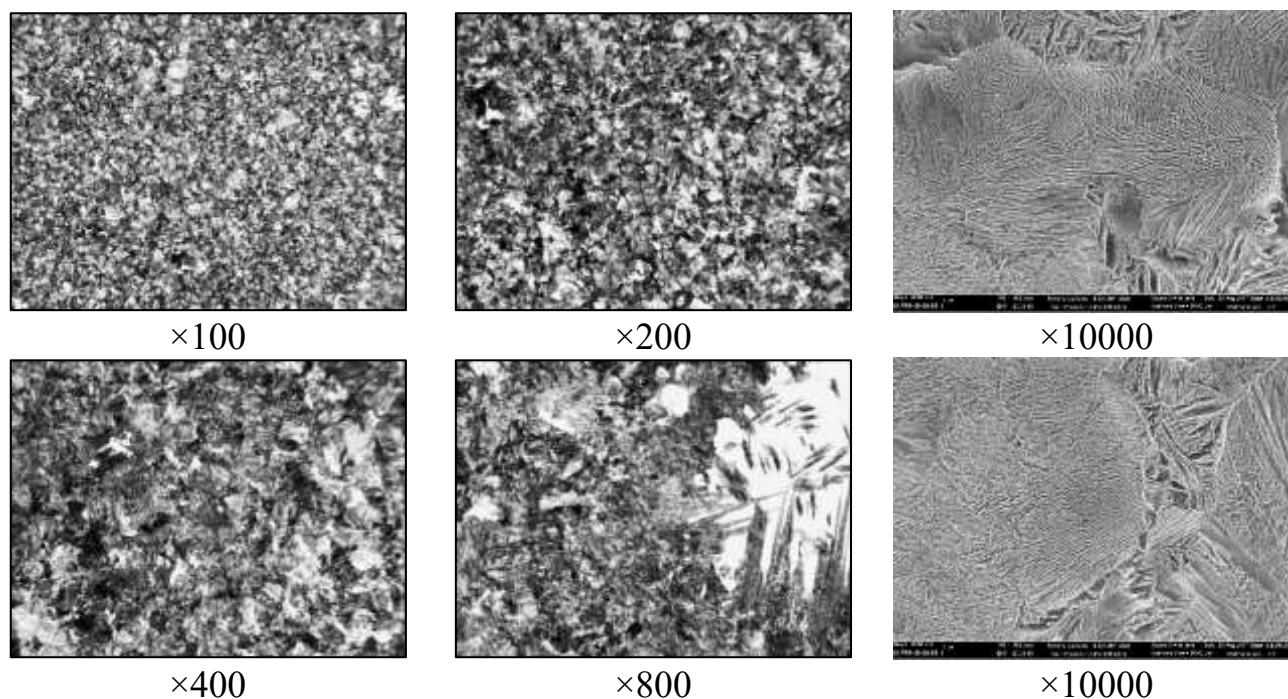


Рисунок 3.5 – Мікроструктура сталі рейки в точці 1 по ДСТУ 4344: 2004 після термічної обробки (твердість 405 НВ)

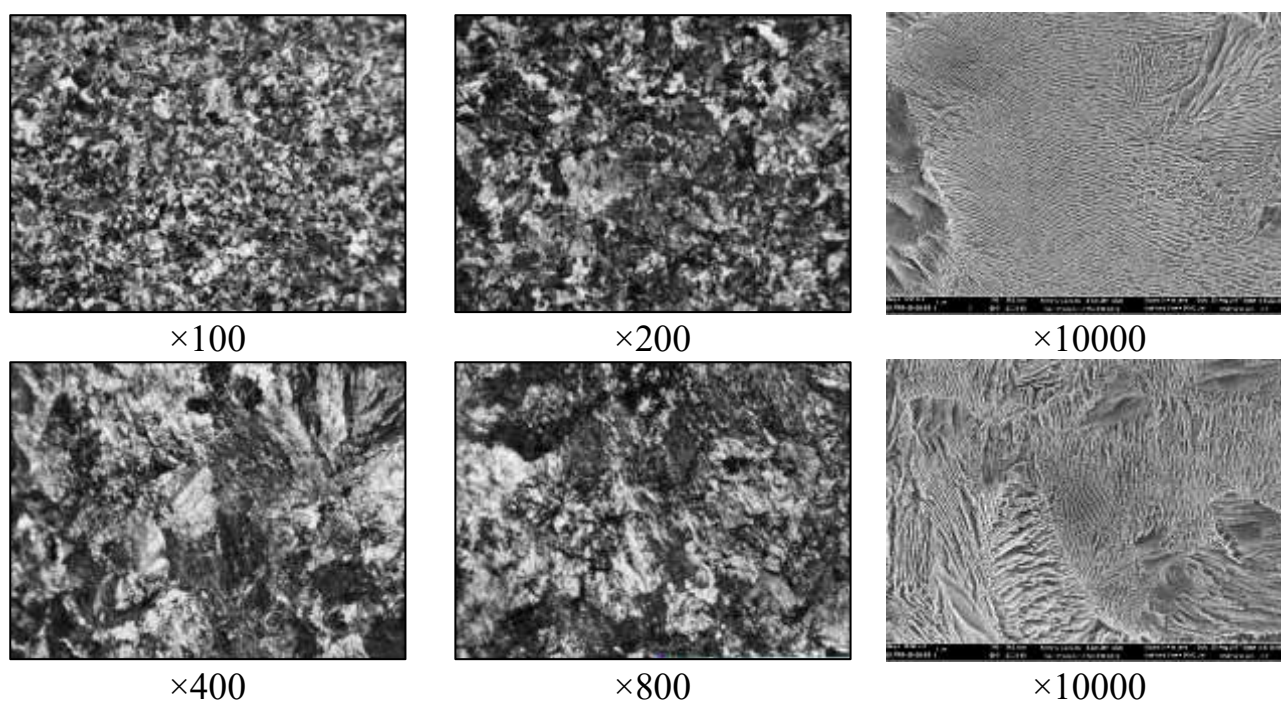


Рисунок 3.6 – Мікроструктура сталі рейки в точці 2 по ДСТУ 4344: 2004 після термічної обробки (твердість 342 НВ)

Проведені комплексні дослідження мікроструктури і твердості по перерізу головки гарячекатаної і термічно зміцненої рейки, виготовленої по ДСТУ 4344: 2004. Показано, що мікроструктура металу головки рейки являє собою

дрібнодисперсний перліт. За рівнем твердості гарячекатана рейка близька до категорії нетермозміцнених рейок загального призначення для метрополітену та виробництва стрілочних переводів (ДСТУ EN 13674-1:2018).

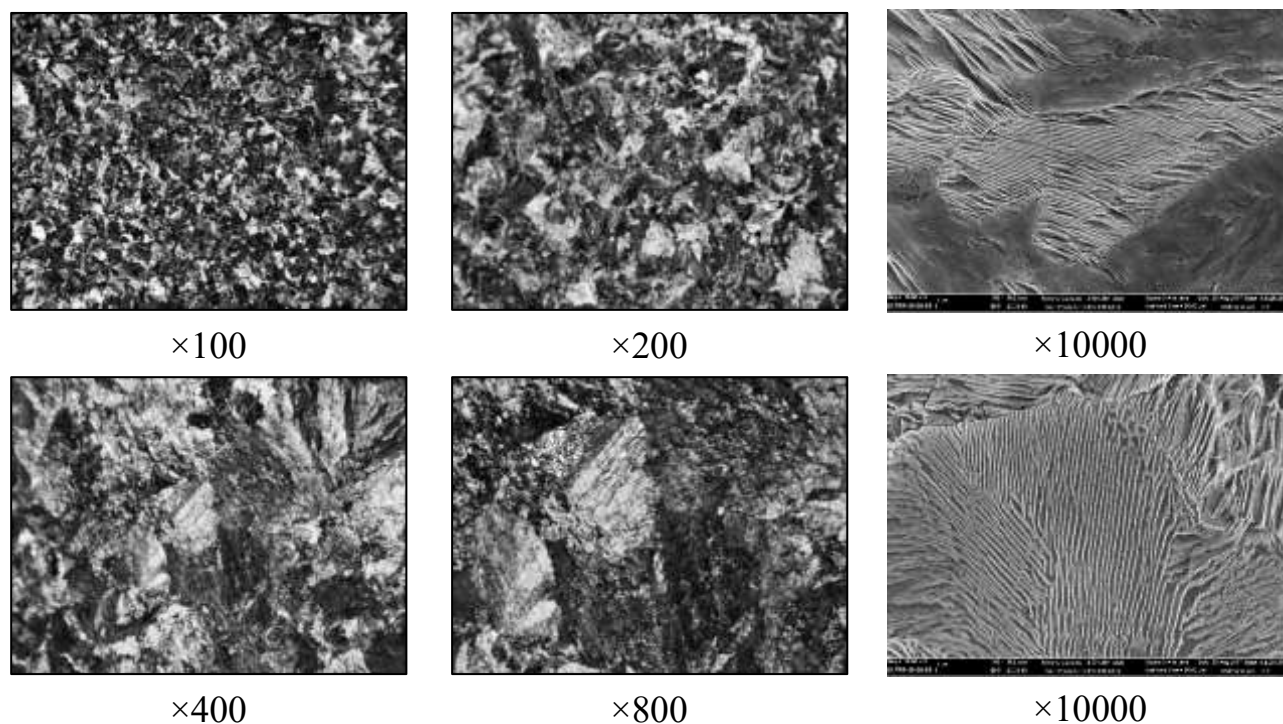


Рисунок 3.7 – Мікроструктура сталі рейки в точці 3 по ДСТУ 4344: 2004 після термічної обробки (твердість 323 HB)

За рівнем твердості в термічно зміцненому стані, дана рейка відповідає вищій категорії по ДСТУ 4344: 2004, однак не може відповідати мінімальним вимогам для термічно зміцнених рейок виготовлених по ДСТУ EN 13674-1:2018.

3.2 Моделювання зміни температурних полів при термічній обробці головки рейки

Термічна обробка залізничних рейок на підприємствах України складається з нагріву головки рейки з застосування токів високої частоти з послідуєчим диференційованим спреєрним охолодженням. Для визначення впливу швидкості охолодження для забезпечення необхідного рівня твердості по перерізу головки рейки був застосований програмний комплекс ANSYS.

Для вирішення поставленого завдання проведено прогнозування зміни температури і швидкостей охолодження по перерізу головки рейки в процесі її термічної обробки. Побудована CAD-модель залізничної рейки та адаптована математична модель.

З метою визначення важкості процесу виготовлення залізничних рейок за поточного виробництва та визначення зміни температурних полів при параметрах нагріву-охолодження і причини виникнення складностей виготовлення даної продукції, що не відповідає вимогам ДСТУ EN 13674-1:2018 була застосована модель формування та зміни теплових полів від різних торців головки рейки.

Представлена модель дозволяє визначити параметри нагріву-охолодження в процесі термічної обробки з досягненням вимагаємої структурної складової та необхідних механічних властивостей. Результати математичного моделювання дозволили обрати оптимальні режими прискореного охолодження з досягненням необхідного структурного стану та комплексу механічних властивостей по перерізу головки рейки.

В роботі було виконано моделювання зміни температури в контрольованих точках (поверхня – 0 мм, 5, 10, 11 та 22 мм) по центральній осі головки рейки при різних режимах термічної обробки. На рис. 3.8-3.10 наведено криві охолодження, які були побудовані за допомогою математичної моделі. На рис. 3.8 вони описують швидкості охолодження головки рейки на різних глибинах при існуючій технології ТО (однобічне охолодження лише з поверхні кочення). Ми бачимо, що на поверхні кочення швидкість охолодження досить висока, близько $12^{\circ}\text{C}/\text{с}$, проте на глибинах 11 мм і більше не забезпечується розпад перехолодження аустеніту при температурі близько 550°C , що необхідно для отримання тонкодисперсної перлітної структури [12]. Результати вище зазначеного показують необхідність зміни процесів нагріву-охолодження. На рис. 3.8 та 3.9 наведено криві охолодження для двобічного (поверхня кочення та бічні поверхні головки рейки) та трьохбічного (поверхня кочення, бічні сторони та нижні сторони за умови відсутності охолодження місця переходу головки в шийку рейки) охолодження. Як видно з рисунків, на момент кінця охолодження – 70 секунд (на рисунку

позначений вертикальною лінією) при двобічному охолодженні температура на глибині 10...11 мм вже становить 460...480°C, тобто є достатньою для утворення високодисперсної структури перліту, але на глибині 22 мм вона все ще залишається надто високою (680 °C). При трьохбічному охолодженні (рис. 3.10) по закінченню охолодження центральні об'єми металу вже мають достатньо низьку температуру.

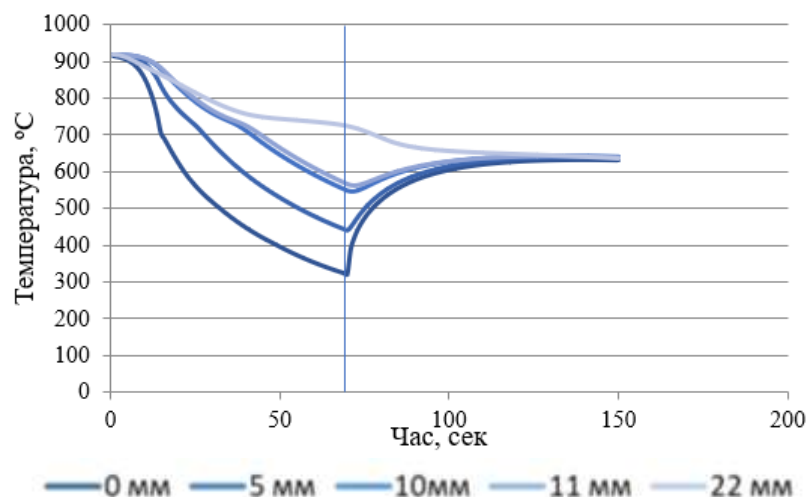


Рисунок 3.8 - Зміна температури в контрольних точках при охолодженні з поверхні кочення головки рейки (прийнята на «МК «Азовсталь» технологія) [12]

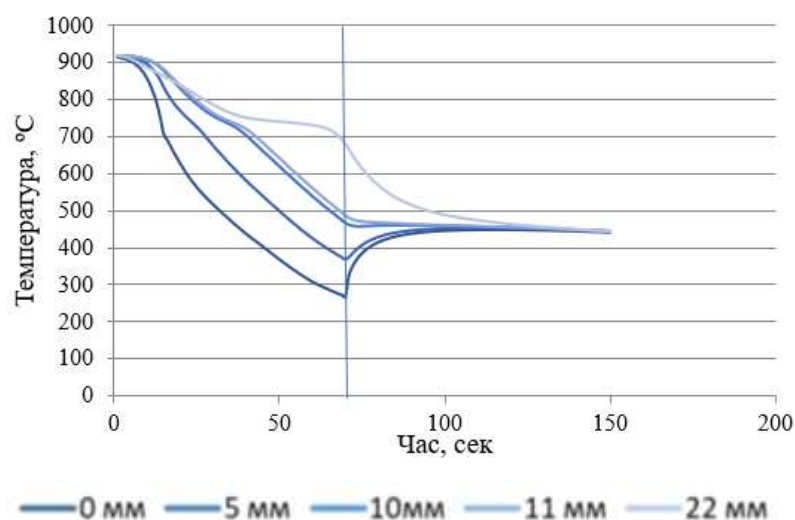


Рисунок 3.9 - Зміна температури в контрольних точках при охолодженні з поверхні кочення та бічних сторін головки рейки

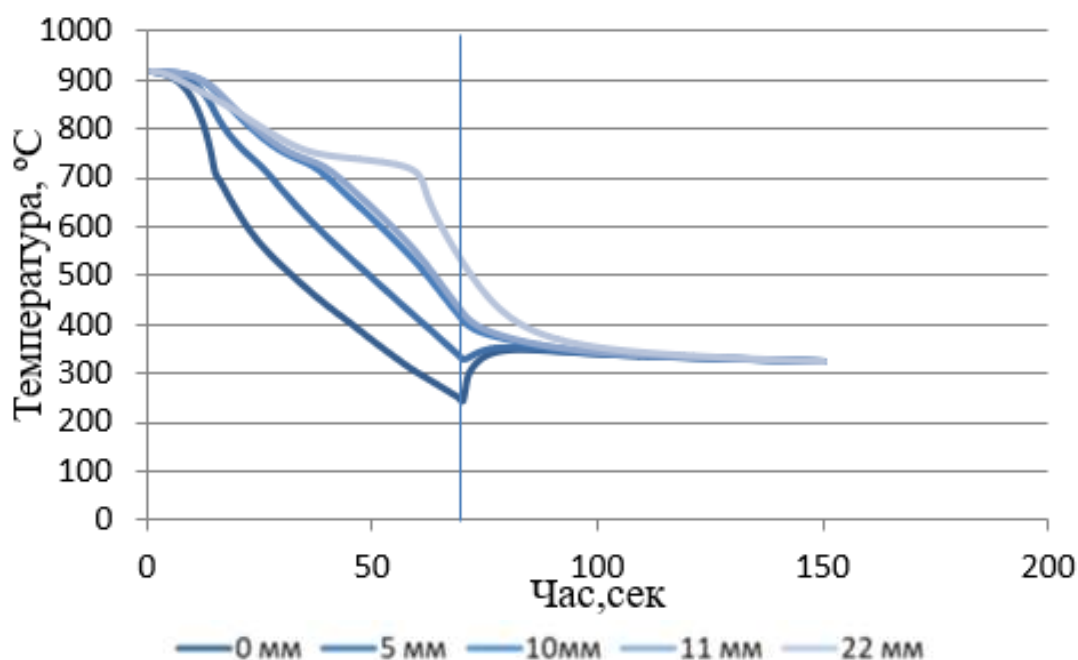


Рисунок 3.10 - Зміна температури в контрольних точках при охолодженні з поверхні кочення, бічних сторін та з нижньої сторони головки рейки

Як видно з рисунків 3.11-3.13, на яких наведено результати моделювання розподілу температури по перерізу рейки, найбільш рівномірним охолодженням є варіант з охолодженням з поверхні кочення, бічних сторін та з нижньої сторони головки рейки (рис. 3.13).

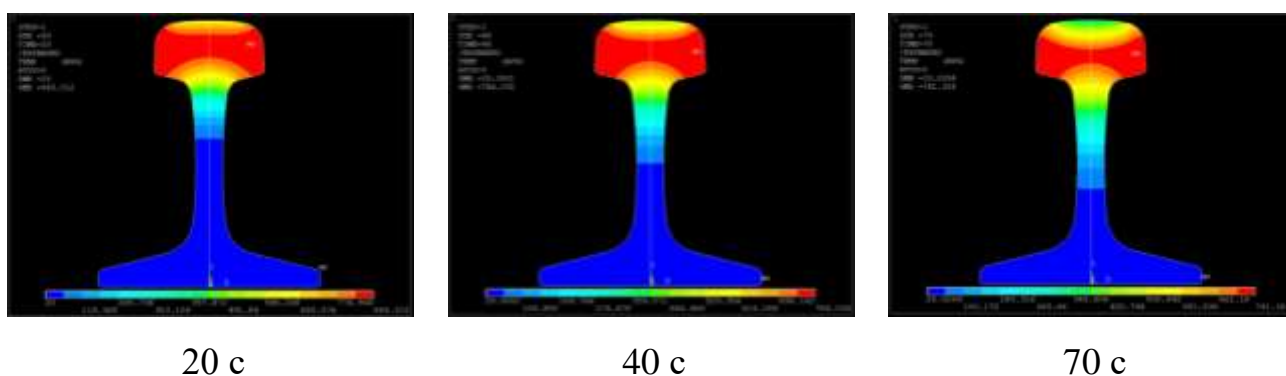


Рисунок 3.11 - Розподіл температури по перерізу рейки при охолодженні з поверхні кочення головки рейки (прийнята на «МК «Азовсталь» технологія) [12]

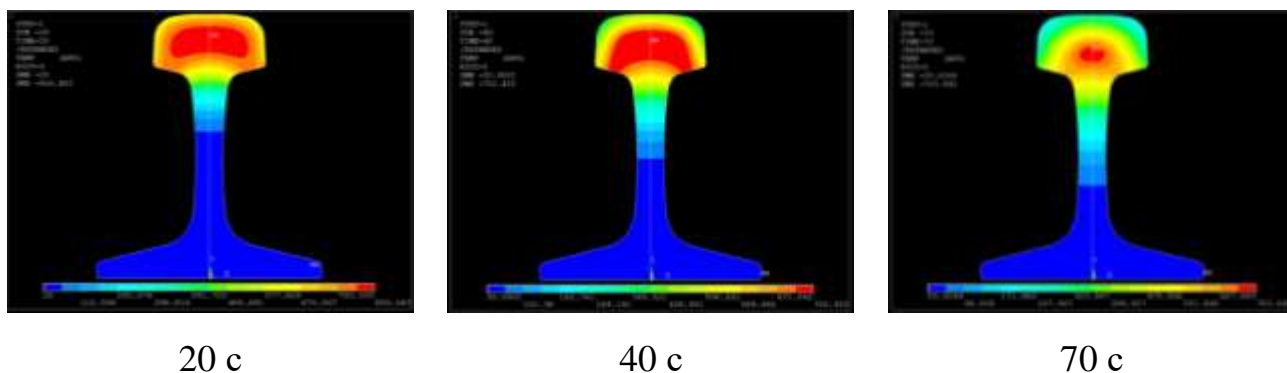


Рисунок 3.12 - Розподіл температури по перерізу рейки при охолодженні з поверхні кочення та бічних сторін головки рейки

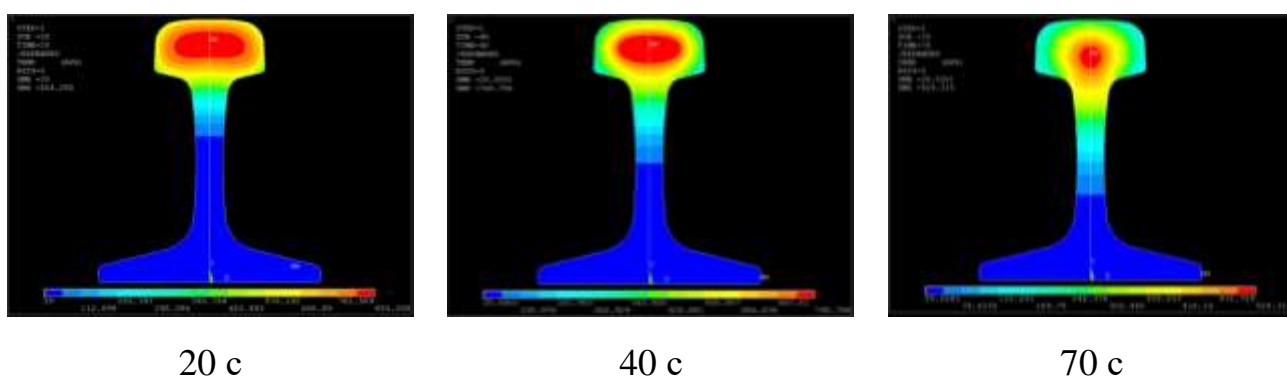


Рисунок 3.13 - Розподіл температури по перерізу рейки при охолодженні з поверхні кочення, бічних сторін та з нижньої сторони головки рейки

3.3 Висновок по розділу 3

Проведені дослідження закономірностей формування структурного стану та механічних властивостей по перетину головки залізничних рейок в умовах українського виробництва, виготовлених з високовуглецевої сталі, мікролегованої ванадієм (марка К76Ф).

Встановлено, що існуюча на українських підприємствах технологія термічної обробки не здатна забезпечити високий рівень твердості по перерізу головки рейки (до глибини 20 мм), що відповідає вимогам ДСТУ EN 13674-1:2018 та ін.

Проведені дослідження мікроструктури термічно зміцнених рейок українського виробництва. Встановлено наявність неоднорідності структури на поверхні кочення рейки і низьку дисперсність карбідної фази на глибині 11 мм від поверхні кочення виробу.

Застосована в роботі математична модель, що дозволяє проводити прогноз зміни температурних полів та миттєву швидкість охолодження, які забезпечують утворення структурних складових в залізничній рейці під час проходження диференційованого охолодження. Застосована модель дозволяє визначати потрібні параметри термічної обробки для утворення структурних складових та досягнення регламентованого комплексу механічних властивостей сталі. Встановлено, що поточна технологія виробництва з застосування термозміцнення не дозволяє досягнути значень твердості по перерізу залізничної рейки на рівні ДСТУ EN 13674-1:2018, що пов'язано з недостатньо інтенсивним охолодженням, саме центральних ділянок головки рейки температура, якої складає - 680 °C.

Встановлено, що для забезпечення твердості (370 HB) в осьових ділянках головки рейки (глибина 20 мм) відповідно до вимог ДСТУ EN 13674-1:2018 є необхідність в розроблені нових перспективних сталей, що підвищать інтенсивність охолодження в центральних ділянках головки рейки.

3.4 Список використаних джерел в розділі 3

У розділі 3 застосовано одне посилення на літературні джерела, що відповідають загальному списку літературі [12].

РОЗДІЛ 4

ДОСЛІДЖЕННЯ ШВИДКОСТЕЙ ОХОЛОДЖЕННЯ ПОВЕРХНЕВИХ І

ЦЕНТРАЛЬНИХ ДІЛЯНОК ГОЛОВКИ РЕЙКИ ПРИ

ДИФЕРЕНЦІЙОВАНОМУ ОХОЛОДЖЕННІ

4.1 Диференційоване охолодження металу головки рейки

Вітчизняні підприємства при виготовленні залізничних рейок застосовують диференційовану термічну обробку, яка складається з етапів нагріву тільки головки рейки з подальшим прискореним охолодженням та самовідпуском при 400-450°C. За допомогою програмного комплексу QForm [120] було застосовано моделювання, що дозволяє розрахувати інтервал швидкостей охолодження сталі, який забезпечує заданий рівень твердості в центральних об'ємах головки рейки, та відсутність голчастих структур на поверхні кочення.

Для вирішення поставленого завдання було проведено в лабораторних умовах експеримент по визначенню раціонального діапазону швидкостей охолодження для залізничних рейок.

Для цього в роботі було розроблено нову методику, що полягає в визначенні швидкості охолодження, що забезпечує твердість на заданому рівні та відсутність структур загартовування. На першому етапі досліджень було розроблено 3D-модель (рис. 4.1, а) в робочому просторі програми Qform. Для адаптації та перевірки адекватності моделі на другому етапі досліджень були виготовлені 2 зразки згідно схеми, представленої на рис. 4.1, б, з досліджуваної сталі та проведено експеримент з визначення зміни структури та твердості після охолодження відповідно до методики визначення прогартуваності сталі за методом Джомені згідно EN ISO 642:1999.

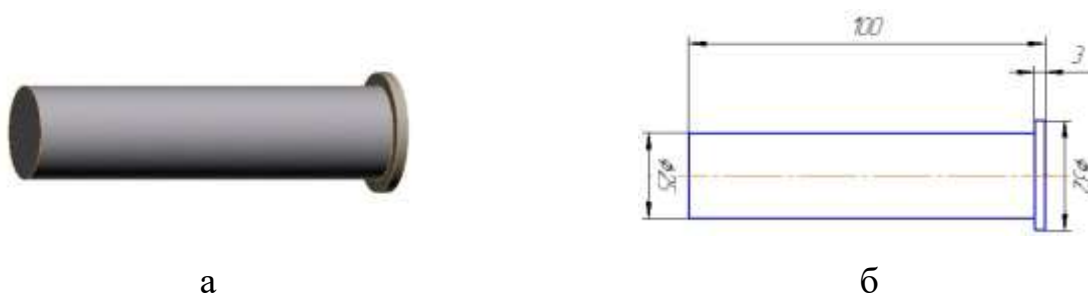


Рисунок 4.1 – Схема зразку для випробування сталі на прогартовуваність:

а – робочий простір Qform, б – схема з методики (додаток Б)

Прогартовуваність - характеризується глибиною проникнення загартованого (мартенситного або напівмартенситного) шару в об'єм виробу, що загартовується. Прогартовуваність визначається критичною швидкістю загартування, що залежить від складу сталі. Леговані сталі внаслідок більш високої стійкості переохолодженого аустеніту і, відповідно, меншої критичної швидкості охолодження прогартовуються на більшу глибину, ніж вуглецеві. Сильно підвищують прогартовуваність Mn, Mo, Cr, Ni і малі присадки В. Прогартовуваність особливо зростає при одночасному введенні в сталь декількох легуючих елементів, наприклад Cr і Ni. Існує кілька методик оцінки прогартовуваності, найбільше застосування з яких до теперішнього часу має метод торцевого загартування, при якому визначають твердість сталі як функцію відстані від торця охолодженої струменем загартовувальної рідини циліндра з ізольованою бічною поверхнею.

Для аналізу даного експерименту в умовах ІЧМ НАНУ була застосована математична модель розподілу теплових полів в перерізі зразку для випробувань на прогартовуваність.

Для прогнозу зміни температури, миттєвої швидкості охолодження та середнього напруження по перерізу зразку для випробувань на прогартовуваність при безперервному однобічному охолодженні була застосована математична модель.

Модель може бути використана для визначення необхідних параметрів термічної обробки залізничних рейок з досягненням необхідної структурної складової і твердості. Це дозволяє вибрати раціональні режими диференційованої термічної обробки з отриманням однорідного структурного стану і як наслідок властивостей по перерізу головки рейки.

Результат даного моделювання представлений на рис. 4.2 та рис. 4.7, б.

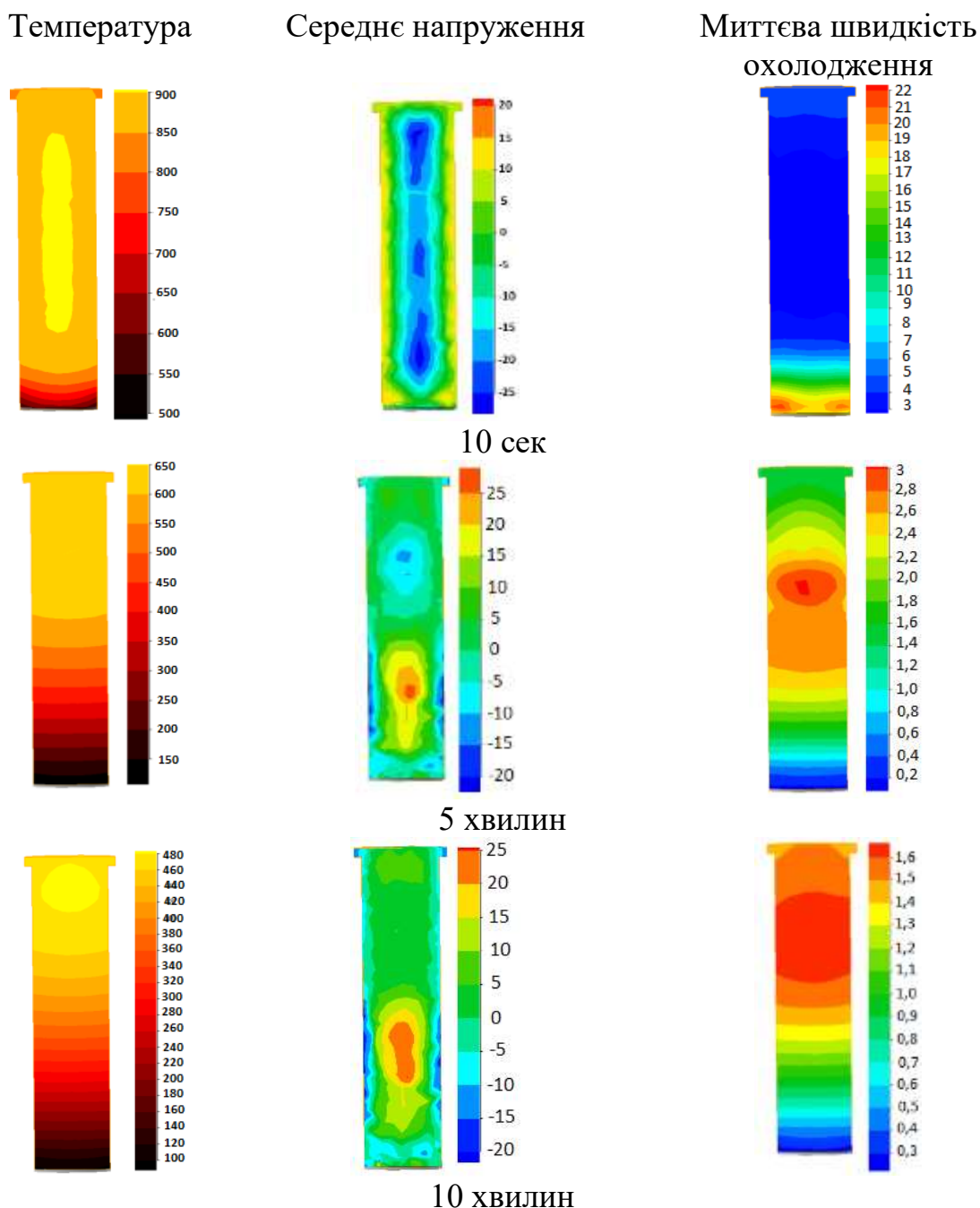


Рисунок 4.2 - Результат моделювання зразка для визначення прогартовуваності зі сталі K76Ф в середовищі програмного комплексу термообробки QForm

Після загартування з зразків знімалися лиски. Після зняття лисок зразки протравлюють в 5% водному розчині HNO_3 . Потемніння зі шліфованих поверхонь було рівномірним як представлено на рис. 4.3.



Рисунок 4.3 - Загартовані зразки з протравленими лисками

Заміри твердості проводились відповідно до вимог EN ISO 642:1999. Вимірювання твердості проводились на твердомірі ТК-2М.

З результатів досліджень встановлено залежність зміни твердості від відстані до торцю, було визначено контрольні точки, в яких значення твердості відповідали вимогам нормативних документів ДСТУ EN 13674-1:2018 (рис. 4.4). В результаті моделювання встановлено, що розраховані за допомогою моделі показники миттєвої швидкості охолодження, а саме в точках на 9 мм, 43,5 мм та 55,5 мм відповідають швидкостям отриманих з фактичного результату експерименту. При співставленні експериментальних даних та результатів розрахунку за допомогою створеної моделі встановлено, що значення твердості (рис. 4.4) та швидкості охолодження у відповідних точках (рис. 4.7) мають близькі значення.

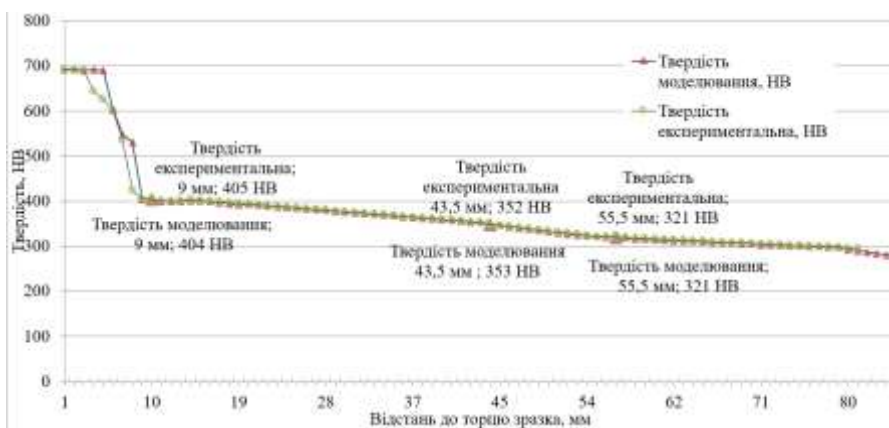


Рисунок 4.4 - Зміна твердості в залежності від відстані до торцю зразка після випробувань.

В роботі було виконано дослідження мікроструктури зразків після торцевого загартування від поверхні, з якої охолоджували в напрямку збільшення відстані (рис. 4.5) та в точках, що мали заданий рівень твердості (рис. 4.6). З результатів

досліджень показано, що зі збільшенням глибини мікроструктурного контролю структура змінюється від структур загартування до перлітної, на відстані 9 мм мартенсит не утворюється, різний рівень твердості в контрольованих точках з перлітною структурою пов'язаний з зміною морфології перлітної структури до сорбітоподібної.



Рисунок 4.5 - Мікроструктура сталі для залізничних рейок K76Ф після торцевого загартування по перерізу вздовж лиски. $\times 50$

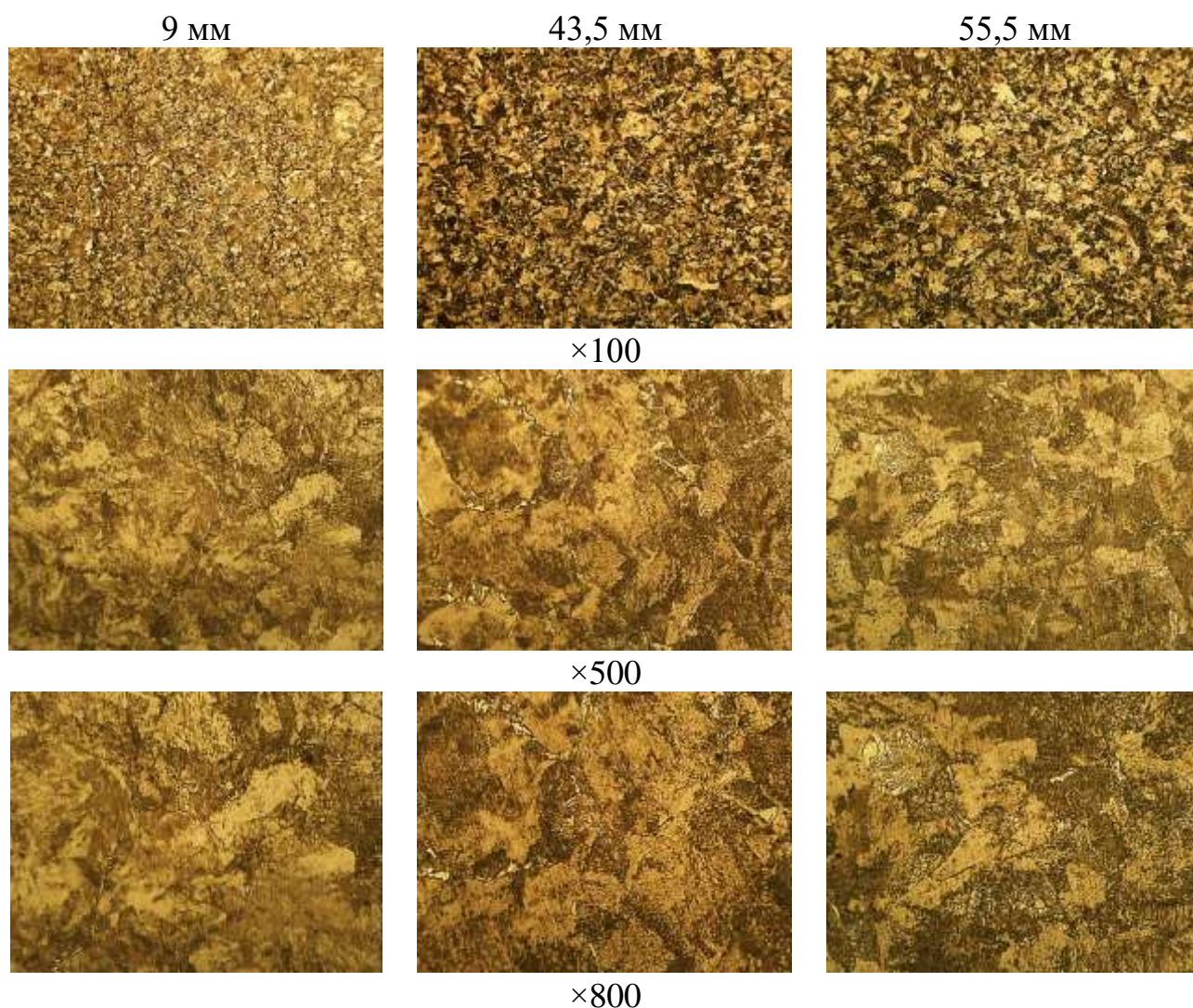


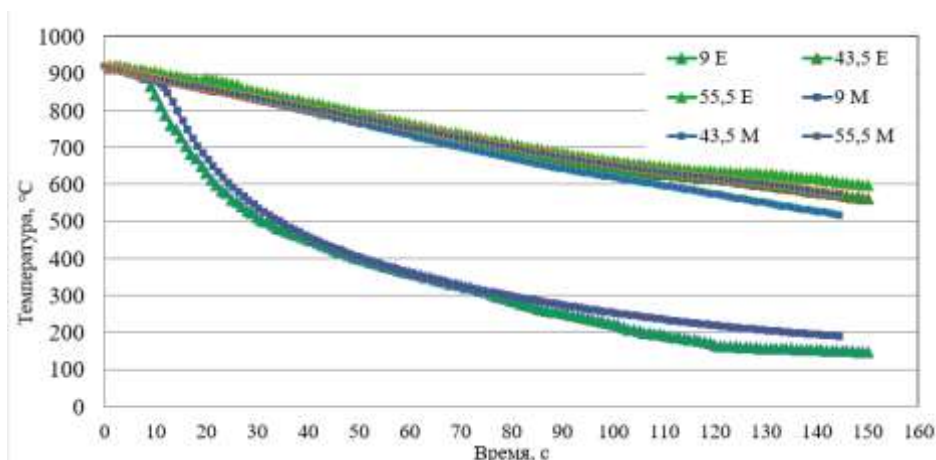
Рисунок 4.6 - Мікроструктура на відстані 9мм, 43,5 мм та 55,5 мм від торця зразка на прогартуваність

Послідуючий етап досліджень полягав в встановленні Cr-Al термопари у зазначених точках (рис. 4.7, а) та записом термограми. Дана операція дозволила визначити, що на глибині від торцю 9 мм, 43,5 мм, 55,5мм (рис. 4.7, б): максимальна припустима глибина від поверхневої області кочення головки рейки, не утворюються зовні структурні складові при 9 мм швидкість охолодження в діапазоні 900...500°C ~12,5°C/с, в діапазоні 900...20°C ~8°C/с. Для досягнення необхідної твердості на відстані від торцю до 20 мм необхідна швидкість охолодження була досягнута на рівні 43,5 мм в діапазоні 900...500°C ~2°C/с, в діапазоні 900...20°C ~1,5°C/с. Для досягнення твердості відповідно до вимог ДСТУ

4344 на глибині 11 мм необхідна швидкість охолодження досягнута на рівні 55,5 мм в діапазоні $900 \dots 500^{\circ}\text{C} \sim 1,5^{\circ}\text{C}/\text{с}$, в діапазоні $900 \dots 20^{\circ}\text{C} \sim 1^{\circ}\text{C}/\text{с}$).



а

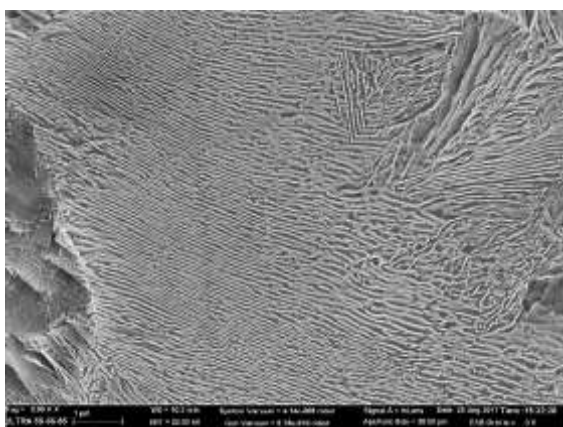


б

Рисунок 4.7 - Зразок (а) та криві охолодження (б) в точках, що мали рівень твердості: 9 мм – 405 HB, 43,5 мм – 352 HB, 55,5 – 321 HB

В результаті моделювання встановлено, що показники миттєвої швидкості охолодження, а саме в точках на 9 мм; 43,5 мм та 55,5 мм відповідають швидкостям експериментальних значень. Аналіз адекватності моделі показав її високу точність та сходиність експериментальних результатів з розрахунковими. Методика може бути використана для розробки режимів термічної обробки у випадку, коли необхідне досягнення визначеного рівня твердості за певного структурного стану.

Виходячи з результатів мікроструктурних досліджень встановлено, що при швидкості охолодження $8^{\circ}\text{C}/\text{с}$ структура сталі К76Ф складається з перліту без утворення голчастих структур, що відповідає вимогам вітчизняного стандарту ДСТУ EN 13674-1:2018, щодо вимог до структури. Слід зазначити, що значення твердості складає 405 HB (430 HV), що вказує на зміну морфології перлітної складової до більш дисперсної структури - сорбітоподібного перліту. З метою визначення морфології перлітної складової було проведено аналіз, що представлений на рис. 4.8.



а



б

Рисунок 4.8 - Мікроструктура (а) та графік розподілу значень міжпластинчастої відстані перліту (б) сталі з $C=0,80\%$, $Mn=0,97\%$, $Si=0,25\%$, $Cr=0,04\%$, $Ni=0,03\%$, $V=0,05\%$, охолодженої зі швидкістю $8^\circ C/c \cdot \times 10\,000$

За результатами досліджень встановлено максимальну швидкість охолодження сталі з $C=0,80\%$, $Mn=0,97\%$, $Si=0,25\%$, $Cr=0,04\%$, $Ni=0,03\%$, $V=0,05\%$, за якої відбувається утворення структурних складових за дифузійним механізмом. Було побудовано криву охолодження (рис 4.9) для термокінетичної діаграми K76Ф (рис.1.18) зі швидкістю $8^\circ C/c$.

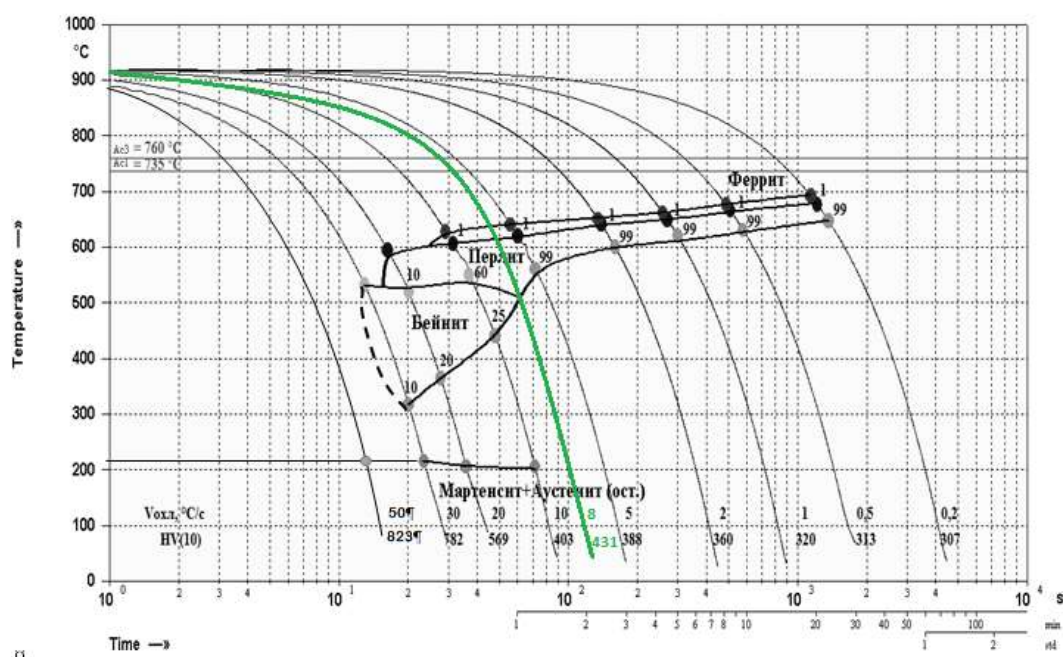


Рисунок 4.9 - Уточнена термокінетична діаграма розпаду аустеніту сталі K76Ф [112], відповідно до хімічного складу в таблиці 1.15.

Слід зазначити, що твердість сталі після охолодження за швидкістю $8^{\circ}\text{C}/\text{с}$ має більш високі значення в порівнянні з твердістю сталі після охолодження з $5^{\circ}\text{C}/\text{с}$ та $10^{\circ}\text{C}/\text{с}$. Це обумовлене тим, що при швидкості охолодження $5^{\circ}\text{C}/\text{с}$ формується така сама частка перлітної складової, але міжпластинчаста відстань має значення нижчого рівня, порівняно з перлітом, який утворюється при охолодженні зі швидкістю $8^{\circ}\text{C}/\text{с}$. При швидкості охолодження $10^{\circ}\text{C}/\text{с}$ структура сталі представлена в тому числі 25% верхнього бейніту, що й спричиняє зменшення значень агрегатної твердості сталі.

З результатів аналізу міжпластинчастої відстані встановлено, що при збільшенні швидкості охолодження до $8^{\circ}\text{C}/\text{с}$ перліт переважно сорбітоподібний з відстанню між пластинами $0,141\text{ мкм}$ в порівнянні з $5^{\circ}\text{C}/\text{с}$ – $0,176\text{ мкм}$. В результаті досліджень міжпластинчастої відстані було отримано розвиток уявлення впливу швидкості охолодження сталі K76Ф в діапазоні $5...8^{\circ}\text{C}/\text{с}$ (рис. 4.10).

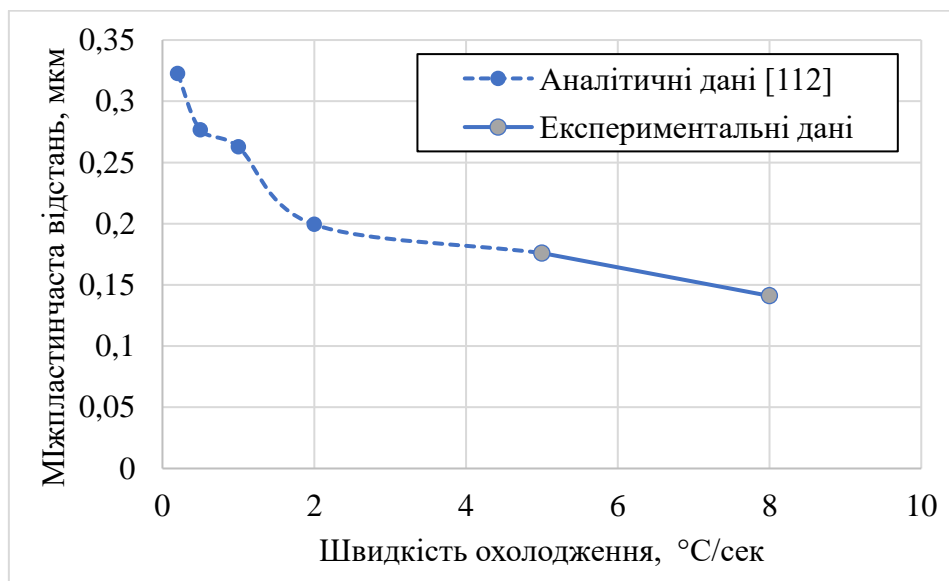


Рисунок 4.10 – Залежність міжпластинчастої відстані від швидкості охолодження сталі з $\text{C}=0,80\%$, $\text{Mn}=0,97\%$, $\text{Si}=0,25\%$, $\text{Cr}=0,04\%$, $\text{Ni}=0,03\%$, $\text{V}=0,05\%$

Зміна швидкості охолодження чинить значний вплив на відстань між пластинами перліту, це призводить до підвищення твердості, виходячи з цього було розвинуто уявлення залежності зміни твердості від міжпластинчастої відстані перліту (рис. 4.11).

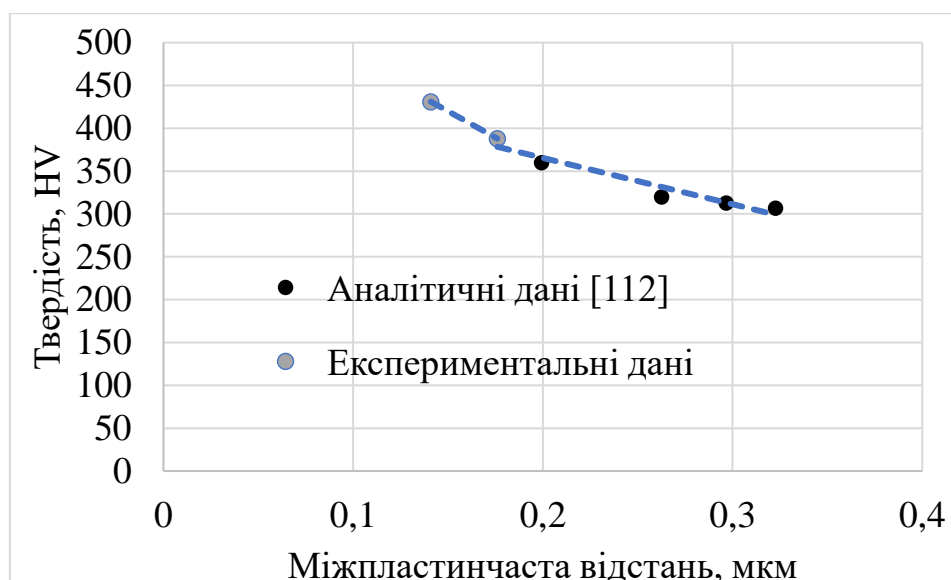


Рисунок 4.11 – Залежність міжпластинчастої відстані від твердості сталі з $C=0,80\%$, $Mn=0,97\%$, $Si=0,25\%$, $Cr=0,04\%$, $Ni=0,03\%$, $V=0,05\%$.

Виходячи з додаткових досліджень кривих охолодження (рис 4.9) було встановлено, що при швидкості охолодження $8^{\circ}\text{C}/\text{с}$ дослідна сталь має структуру, що на 99% складається з перліту (рис. 4.6 та 4.8) та значення твердості 405 НВ. З застосуванням методу інтерполяції встановлено, що за зменшення швидкості охолодження до $2,5^{\circ}\text{C}/\text{с}$, твердість дослідної сталі зменшується до 356 НВ. Виходячи з результатів досліджень сталі з $C=0,80\%$, $Mn=0,97\%$, $Si=0,25\%$, $Cr=0,04\%$, $Ni=0,03\%$, $V=0,05\%$ встановлено, що при виготовленні залізничних рейок з досягненням вимог стандарту ДСТУ EN 13674-1:2018, категорії R400НТ (на поверхні кочення 400...440НВ, та центральних об'ємів головки рейки на глибині 20 мм - не менше 370 НВ), можливе досягнення твердості 400НВ по нижній границі діапазону на поверхні кочення та не можливе досягнення необхідної твердості на рівні 20 мм від поверхні.

4.2 Висновок по розділу 4

Встановлено неможливість досягнення твердості до рівня вимог ДСТУ EN 13674-1:2018 в головці рейки на глибині 20 мм без утворення голчастих структур на поверхні головки рейки для сталі, яка відповідає за хімічним складом К76Ф згідно ДСТУ 4344: 2004.

Адаптовано математичну модель, яка дозволяє прогнозувати зміну температури, середню миттєву швидкість та середнє напруження по перерізу зразка відповідно до розробленої методики (додаток Б), в процесі безперервного однобічного охолодження. Модель може бути використана для визначення необхідних параметрів термічної обробки залізничних рейок, що забезпечують досягнення необхідної структурної складової і твердості.

4.3 Список використаних джерел в розділі 4

У розділі 4 застосовано два посилання на літературні джерела, що відповідають загальному списку літературі [112, 120].

РОЗДІЛ 5

РОЗРОБКА СТАЛЕЙ ДЛЯ ЗАЛІЗНИЧНИХ РЕЙОК НОВОГО ПОКОЛІННЯ З ПІДВИЩЕНИМИ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ

Плавку проводили методом переплавки без примусового окислення домішок в печі ІТПЕ-0,01, що гріє метал методом індукції. Вага шихти становила 9 кг. Після розплавлення шихти і досягнення оптимальної температури вводили розрахункові кількості добавок легуючих елементів і розкислювачів, виходячи з досвіду попередніх досліджень поведінки і вигорання елементів.

Розрахункову кількість феромарганцю і силікомарганцю для коригування хімічного складу вводили в метал за 15 хв до випуску, потім додавали феросиліцій і витримували протягом п'яти хвилин для усереднення, після чого вводили вуглецевмісний матеріал і додатково витримували метал ще протягом п'яти хвилин. Перед присадкою феросплавів проводили попереднє розкислення алюмінієм в кількості 0,5 кг/т.

Після усереднення хімічного складу і виходу на необхідну температуру робили скачування шлаку і додатково легували розплав алюмінієм і / або титаном з розрахунку засвоєння 50% кожного. Після чого негайно вводили азотовмісний силікомарганець з вмістом азоту 7 - 8% і витримували протягом 3 - 4 хвилин. Потім розливали плавку в заздалегідь прогріту графітову виливницю.

Розрахунок введення азотованого силікомарганцю вели виходячи з отримання вмісту в сталі азоту на рівні 0,015 - 0,02%. Однак відомо, що сталь, виплавлена різними методами містить в кінці плавки 0,003 - 0,015% азоту. Для вибору точки відліку при розрахунку необхідної кількості азотовмісного феросплаву були зроблені додаткові плавки для визначення вихідного вмісту азоту. Так, вміст азоту за даними хімічної лабораторії в умовах ІЧМ НАН України знаходилося на рівні 0,004 - 0,005%.

Відомо, що при азотному легуванні вводиться в розплав азотовмісне з'єднання, що дисоціює, виділяється азот і розподіляється в об'ємі рідкої ванни. Однак при введенні великої порції азоту в метал або в разі зміни розчинності азоту в сталі,

існує ризик утворення великих бульбашок - молекулярного азоту, які стрімко спливають на поверхню. В результаті значна частина азоту втрачається, а його розподіл в об'ємі металу виходить нерівномірним. Також, крім втрат самого азоту були зафіксовані випадки бурхливої поведінки ванни і, як наслідок, втрати металу і елементів, що входять до складу азотованого феросплаву з викидами.

На основі результатів дослідних плавок було визначено, що найбільш ефективно вводити азотований силікомарганець приблизно за 5 хвилин до випуску металу. Витримка розплаву в печі більше 5 хвилин призводить до його переокислення, а менше 5 хвилин - не забезпечує повного розчинення азотовмісного сплаву.

Дослідження показали, що для досягнення найкращих результатів доцільно застосовувати азотовмісний сплав з щільністю в межах 4,5-6,5 г/см³ і оптимальним розміром шматків, тому що при використанні дрібних шматків інтенсивність виділення азоту висока і відбувається локальне перенасичення металу азотом в точці введення лігатури. В результаті ступінь засвоєння азоту знижується. У той же час, великі шматки азотованого силікомарганцю розчиняються в металі протягом тривалого часу, що призводило до неконтрольованого переокислення. У нашому випадку щільності лігатури склала 3,5 г/см³ і її розчинення на перших плавках відбувалося на поверхні дзеркалу металу, в результаті чого значна частина азоту переходила в шлак і не засвоювалася розплавом.

Після отримання вищенаведених висновків було прийнято рішення вводити азотистий силікомарганець закріпленим на металевій штанзі з примусовим інтенсивним зануренням в розплав. Також, оскільки в умовах експерименту для всіх досліджуваних марок сталі вміст необхідної кількості азоту знаходився на одному рівні, тобто вага феросплаву залишалася стабільною, намагалися вводити лігатуру одним шматком для всіх наступних плавок. При такій методиці засвоєння азоту на наступних плавках склало близько 50%.

Таким чином, в результаті численних експериментів по дослідженню засвоєння азоту для розроблюваних складів сталі вдалося вирішити поставлене завдання.

Завдання вирішується наступними шляхами:

- Вибір оптимального розміру шматків азотованого феросплаву;
- Вибір оптимальних умов введення азотованого феросплаву;
- Попереднє глибоке розкислення розплаву;
- Досягнення необхідних температур розплаву;
- Оптимальна тривалість витримки після введення лігатури.

Розливка сталі проводилась в тигель, нагрітий до 600...700 °С шляхом встановлення в тигель арматурної заготовки \varnothing 25 мм нагрітої до \sim 800 °С з послідуною витримкою (1 година).

При виплавці борвмісної рейкової сталі в умовах ІЧМ проводилися такі технологічні операції. З огляду на той факт, що в умовах лабораторної установки ІЧМ немає можливості динамічного контролю вмісту газів в металі, для вирішення завдання раціонального потрапляння в задані межі за вмістом бору (0,003-0,005%), а також визначення необхідної кількості вищевказаних деазотуючих елементів і елементів - розкислювачів був обраний метод проведення попередньої плавки при суворому дотриманні технологічного регламенту (шихтовка плавки, електричні режими нагріву і плавлення, тривалість плавлення) з метою визначення вмісту газів в металі.

За результатами першої плавки було встановлено, що після введення основних легуючих елементів (Si, Mn) і перед операцією по введенню борвмісного сплаву рівень кисню та азоту знаходився в наступних межах:

- кисень - 0,01 - 0,012%
- азот - 0,005 - 0,008%

В подальшому, виходячи з хімічного аналізу на гази робили розрахунок необхідних елементів на розкислення і на захист бору від азотування для проведення залікових плавок за встановленими температурним режимам відпрацьованим на попередній плавці.

В якості елемента для захисту бору від азотування застосовували титан. Виходячи з стехіометричного атомного співвідношення титану до азоту, були

встановлені межі вмісту титану, необхідного для нейтралізації залишкового азоту в сталі, які склали 0,017-0,027% Ti.

Для захисту бору від окислення метал попередньо обробляли сильними розкислювачами (алюміній, силікокальцій,) з розрахунку отримання в сталі 0,01% Al, після чого вводили розрахункову кількість титану.

Мікролегування виконували ферробором (ФБ20) методом примусового занурення на штанзі. Засвоєння бору склало 55-60%

Також в роботі в якості розкислювача використовувався кальцій. При цьому потрібно враховувати низьку температуру випаровування кальцію (1490°C) і його невелику розчинність в залізі (менше 0,03%). Введений в метал кальцій випаровується і взаємодіє з розплавом в пароподібному стані. Ступінь корисного використання введення в метал кальцію невелика через малу швидкість і малий час взаємодії парів кальцію з компонентами металевого розплаву.

Для найбільш ефективного використання кальцію його вводять в досить глибоко розкислений метал (після алюмінію).

Найбільш високе засвоєння кальцію забезпечується при введенні його в рідкий метал у вигляді дроту, отриманого заочучуванням порошку силікокальцію в сталеву стрічку. При цьому швидкість введення такого дроту строго регламентується технологічною інструкцією.

Рішення завдання по виплавці сталі модифікованої кальцієм в умовах лабораторії ІЧМ зводилося до наступних особливостей.

З огляду на те, що маса металу, що виплавляється в лабораторній печі ІЧМ, знаходиться на рівні 9-10 кг і, відповідно для отримання необхідного вмісту кальцію в розплаві в межах 0,008-0,01% Са його кількість відповідає приблизно 10-15 г (з урахуванням випалу) при використанні в якості джерела кальцію силікокальція СК-30, то виникли певні складнощі при виборі способу його введення в розплав.

Так, як було зазначено вище, для повноцінного і максимального засвоєння кальцію, враховуючи температуру випаровування і плавлення, його доцільно вводити у вигляді порошкового дроту з розрахунковою швидкістю за допомогою

трайб-апарату. В умовах ІЧМ, в зв'язку з малим об'ємом розплаву і відповідно малою кількістю добавок, такий метод є неможливим.

Для досягнення поставленої задачі по мікролегуванню рейкової сталі кальцієм був обраний метод введення силікокальцію СК-30 шляхом примусового його занурення в розплав за допомогою бомбочки - випарника. Для чого розрахункова кількість силікокальцію розміщувалась в спеціальній металевій кулі зі сталевій сітки з діаметром отворів 1,5 - 2 мм, обернутій в алюмінієву фольгу, для запобігання передчасного випаровування кальцію, а з огляду на низьку щільність силікокальцію саму кулю додатково обважнювали навішуванням чавуну підібраним таким чином, щоб забезпечити максимально швидке занурення силікокальцію в глиб металу. Попередньо, перед модифікуванням, проводилося глибоке розкислення алюмінієм. Таким чином вдалося домогтися засвоєння кальцію на рівні 7 - 8%.

Фактичний хімічний склад дослідних лабораторних рейкових злитків (рис. 5.1) приведено в таблиці 5.1.



Рисунок 5.1 – Дослідні злитки після виплавки при кімнатній температурі

Таблиця 5.1 –Хімічний склад дослідних рейкових сталей,% мас.

Маркування проби	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Cu	Ti	V	B	Ca	N
Сталь 1	0,75	0,33	0,89	0,010	0,005	0,17	0,010	0,09	0,016	0,16	0,013	≤0,005			
Сталь 2	0,70	0,44	0,76	0,013	0,009	0,17	0,008	0,09	0,019	0,16	0,017	0,006	0,0004	0,0011	
Сталь 3	0,80	0,47	0,97	0,013	0,009	0,16	0,01	0,10	0,022	0,21	<0,06	0,0010	0,0001	0,0015	-
Сталь 4	0,84	0,44	0,95	0,014	0,008	0,09	0,01	0,11	0,013	0,17	<0,06	0,0012	0,0103	0,0006	-
Сталь 5	0,90	0,39	0,89	0,015	0,009	0,09	0,01	0,11	0,018	0,16	<0,06	0,0015	0,00035	0,0006	0,0123

5.1 Дослідження мікроструктури і забрудненості неметалевими включеннями дослідних сталей різного хімічного складу у литому стані

В лабораторних умовах були виплавлені дослідні злитки масою до 10 кг з перспективними хімічними складами сталей (табл. 5.1). На першому етапі було досліджено вміст неметалевих включень та мікроструктури в литому стані дослідних злитків (рис. 5.2).

Встановлено, що вони мають досить високу кількість оксидів, силікатів, присутні сульфіді і дисперсні нітриди та карбіди. Кількість включень найменша на $\frac{1}{2}$ радіусу злитка. Середній бал включень: 1,5б СН, 1а ОТ, є окремі включення до 3б СН (по шкалах ГОСТ 1778).

Мікроструктура дослідних сталей (рис. 5.3-5.4) в литому стані складається з перліту різної дисперсності переважно троостосорбіт та невеликої кількості грубопластанчастого перліту.

Дендритна структура, яка характеризує процеси кристалізації. З рис. 5.5 видно вплив швидкості охолодження при кристалізації в залежності від відстані до поверхні виливниці (поверхня, $\frac{1}{2}$ радіусу, центр) та хімічного складу на дисперсність первинних кристалів.

В результаті аналізу мікроструктури та дендритної структури встановлено, що вплив швидкості охолодження при кристалізації злитку впливає на щільність дендритної структури (співвідношення дендритів першого/другого порядку) та кількість областей грубопластинчастого перліту.

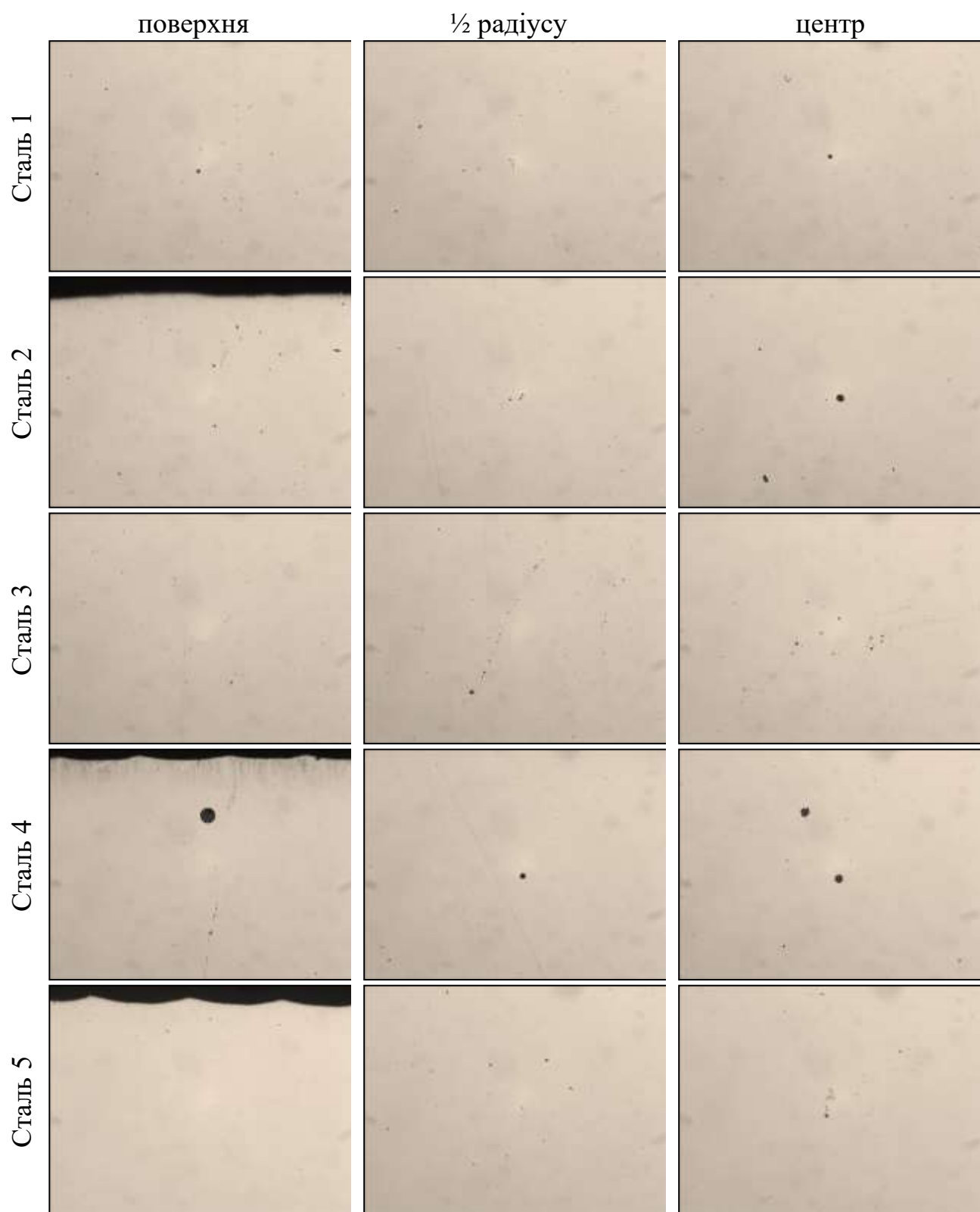


Рисунок 5.2 – Неметалеві включення дослідних злитків, $\times 100$.

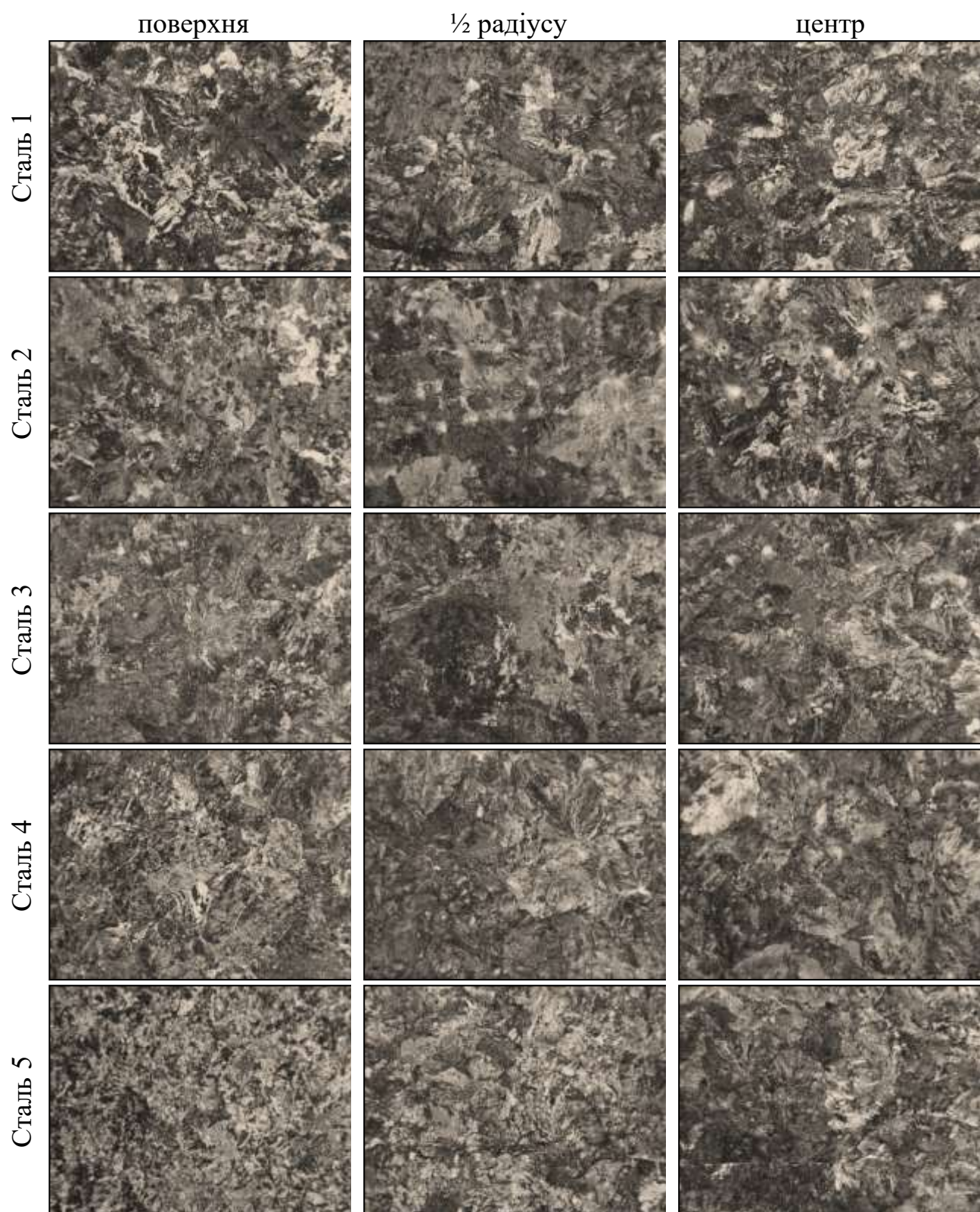


Рисунок 5.3 – Мікроструктура дослідних злитків, $\times 100$.

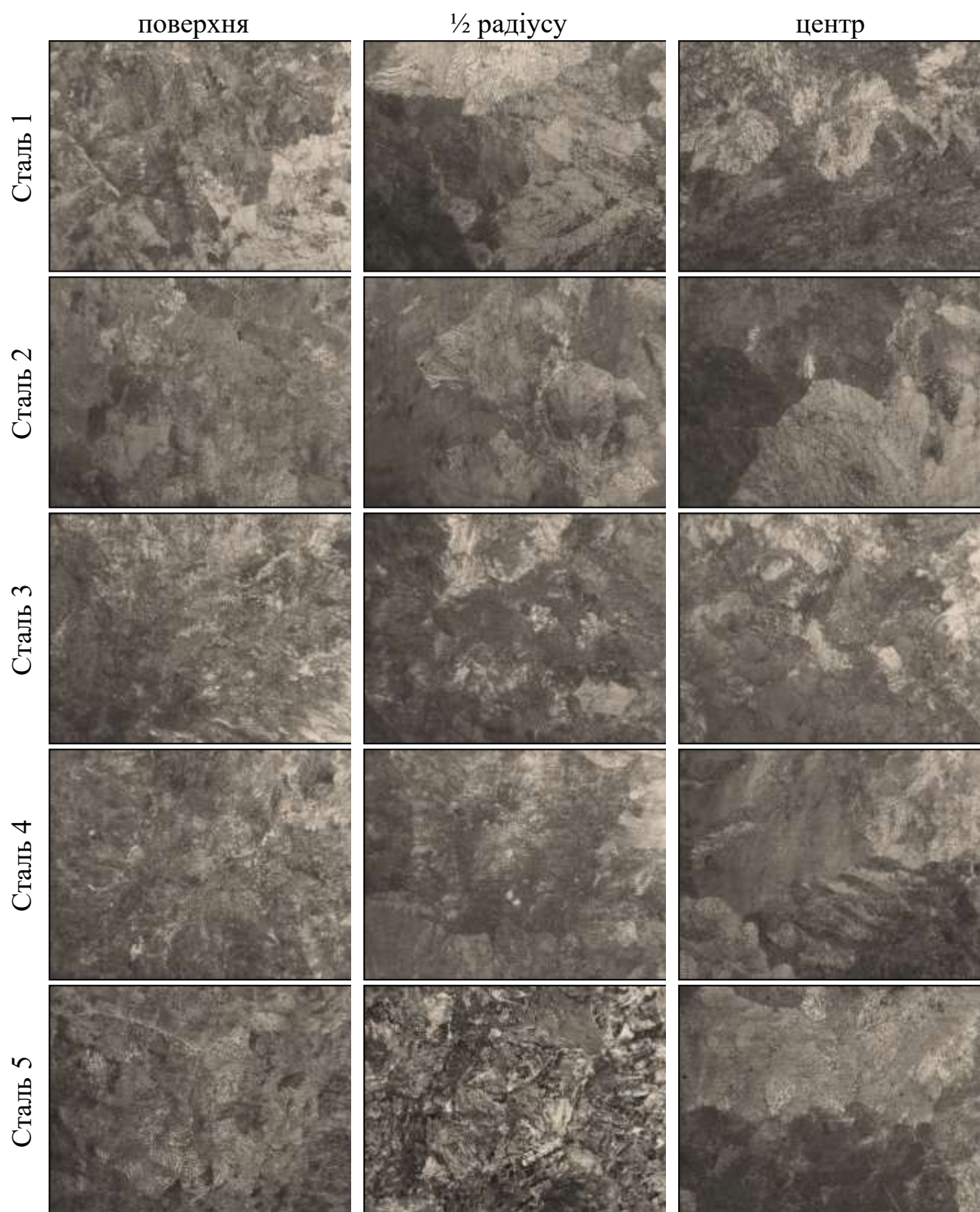


Рисунок 5.4 – Мікроструктура дослідних злитків, $\times 400$.

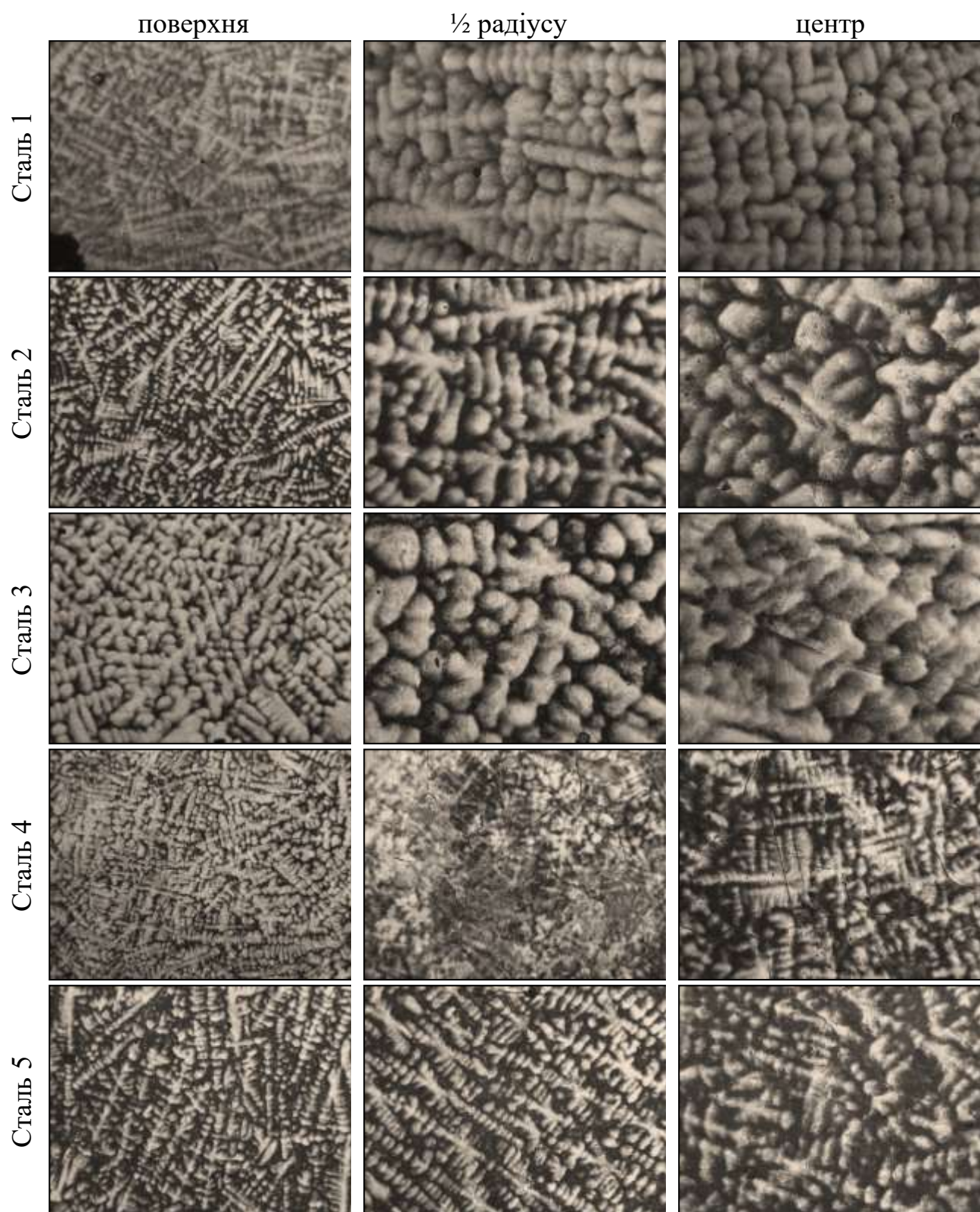


Рисунок 5.5 – Дендритна структура дослідних злитків, $\times 100$

5.2 Дослідження впливу гарячої пластичної деформації на мікроструктуру та механічні властивості дослідних сталей різного хімічного складу

У металопродукції залізничного призначення провідна роль відводиться дослідженням в створенні нових, більш досконалих і прогресивних сталей, здатних забезпечити тривалу міцність рейок в складних умовах експлуатації [11, 68].

Виходячи з даного висновку, були проведені механічні випробування дослідних лабораторних плавок - на розтягування, визначення ударної в'язкості та вимірювання твердості після гарячої пластичної деформації.

Механічні властивості металу, визначаються його структурою. Найбільш ефективним способом підвищення властивостей металу є зниження розміру зерна. Подрібнення дійсного зерна практично не впливає на характеристики міцності середньо- і високовуглецевої сталі, але чинить позитивний вплив на її пластичність [121-127].

Гаряча пластична деформація також чинить вплив на механічні властивості, зменшує стійкість аустеніту в перлітній області і збільшує швидкість перлітного перетворення, в результаті чого утворюється дрібне (рекристалізоване) перлітне зерно. Інтенсифікуючий вплив гарячої деформації на перлітне перетворення проявляється тим сильніше, чим вище ступінь обтиску [128-129].

З отриманих проб після ГПД, були підготовлені заготовки для проведення механічних випробувань [130-131]. При виготовленні зразків вживалися заходи, що виключають можливість зміни властивостей металу при нагріванні або наклепання, що виникають в результаті механічної обробки.

Результати механічних випробувань наведені в таблиці 5.2. Діаграма розтягування напруження -деформація дослідних сталей після ГПД наведені на рис. 5.6.

Таблиця 5.2 – Результати випробувань дослідних плавок після ГПД.

№ п\п	Плавка	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5 , %	Ψ , %	КСУ, Дж/см ²	Твердість, НВ
1	Сталь 1	980,66	559,61	8,9	16,0	14,54	280
2	Сталь 2	959,5	516,74	14,0	21,7	11,57	280
3	Сталь 3	1044,8	584,56	10,0	15,6	10,89	296
4	Сталь 4	924,26	595,31	12,1	17,3	8,03	296
5	Сталь 5	1076,4	604,53	9,5	12,6	7,30	280

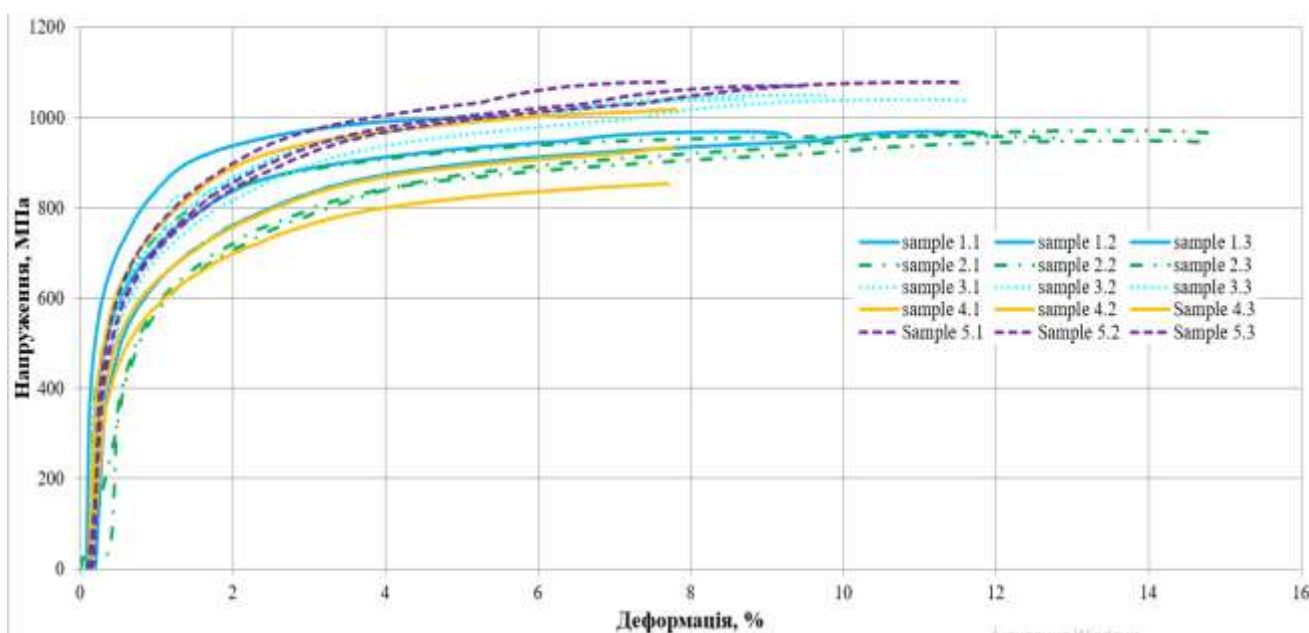


Рисунок 5.6 - Діаграма розтягування дослідних зразків після ГПД.

Процес руйнування є заключною стадією поведінки металу під навантаженням, а опір, який метал надає розвитку цьому процесу, в значній мірі визначає його конструкційну міцність. В результаті такого впливу відбувається деформація або руйнування в поверхневому шарі, то в загальному випадку твердість дає уявлення про опір металу пружній і пластичній деформації, а також руйнуванню.

Аналіз отриманих результатів механічних випробувань зразків, що піддавали осадці на ступінь деформації 50% показав, що деформація практично не впливає на характеристики міцності металу. Основний вплив деформація надає на величині

пластичності - відносно подовження і звуження. Вплив деформації на механічні властивості можна пояснити зміною структурного стану заготовок при осадці.

Властивості сталі визначаються розміром дійсного зерна. Збільшення його розмірів порівняно мало впливає на границю міцності, твердість і відносно подовження, але різко знижує ударну в'язкість, опір крихкому руйнуванню і підвищує критичну температуру холодноламкості.

Неоднорідність мікроструктури знижує пластичні характеристики. Сплави, що мають одну фазу, при інших рівних умовах, завжди більш пластичні, ніж сплави, що мають кілька фаз. Фази мають неоднакові механічні властивості, і деформація виходить неоднорідною. Дрібнозернисті метали пластичніші, ніж крупнозернисті. Сталь, що не зазнавала пластичної деформації – менш пластична, ніж метал прокатої або кованої заготовки, так як ливарна структура має неоднорідність зеренної структури та інші дефекти.

Для дослідження мікроструктури були відібрані зразки після механічних випробувань. Мікроструктура всіх досліджуваних лабораторних плавок після ГПД складається в основному з перліту, спостерігались ділянки з грубою пластинчастою структурою, в основному перліт є високодисперсним з пластинчастою та сфероїдизованою формою карбідів (рис. 5.7). При великих збільшеннях спостерігали тонку уривчасту сітку по границях зерен структурно-вільної фази. Рівномірність структури досягалась завдяки впливу гарячої пластичної деформації, яка вирівнює негативні наслідки литого стану.

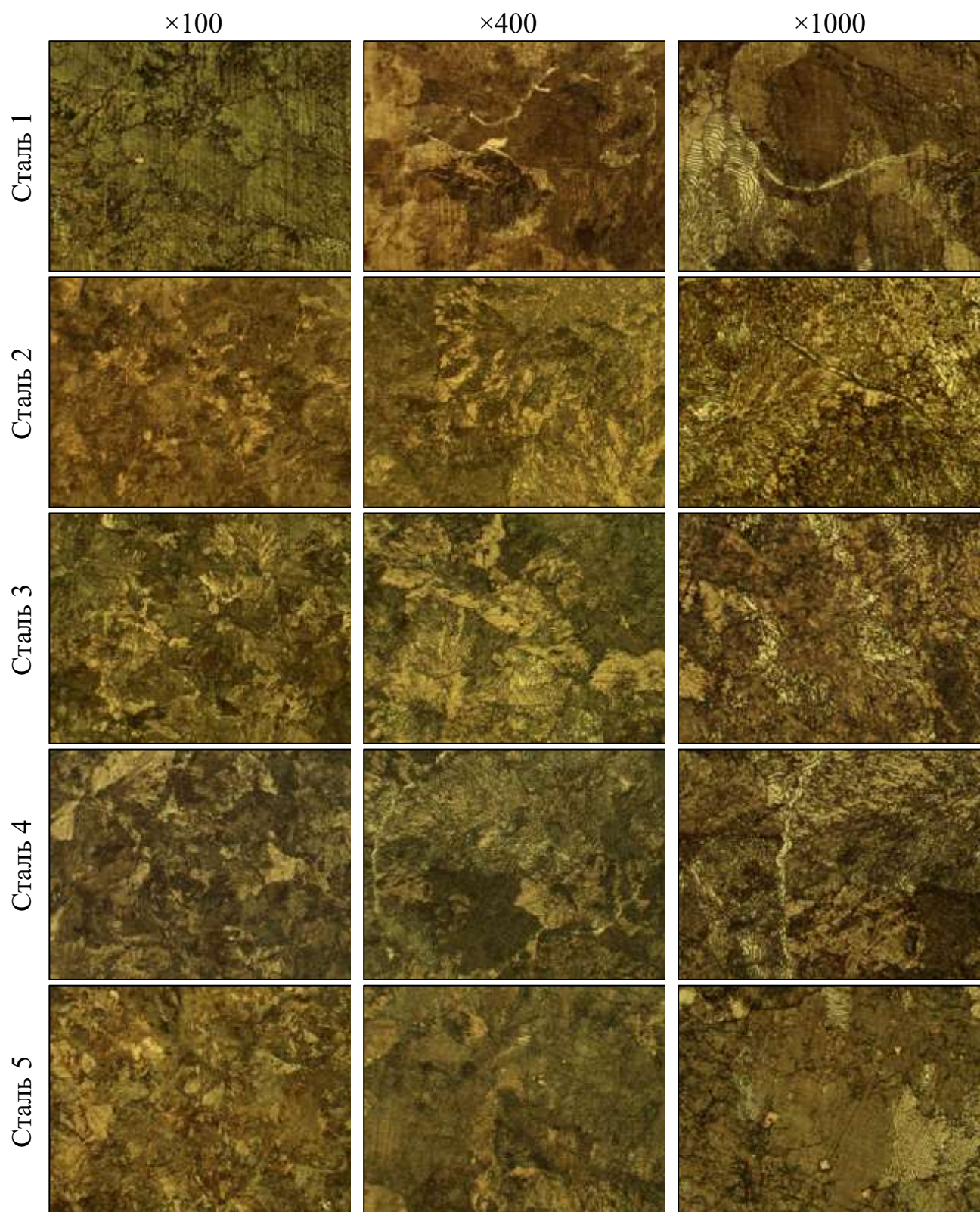


Рисунок 5.7 – Мікроструктура досліджуваних злитків після ГПД.

5.3 Дослідження впливу параметрів термічної обробки на формування мікроструктури та механічних властивостей дослідних сталей різного хімічного складу

В лабораторних умовах були виконані експерименти з визначення раціональних параметрів термічної обробки для дослідних хімічних складів сталей з різними легуючими елементами. Матеріалом для досліджень були сталі лабораторного способу виплавки в стані після гарячої пластичної деформації на величину 50% з температурою нагрівання проб під гарячу деформацію $1260 \pm 10^\circ\text{C}$.

Випробувальні зразки від кожної дослідної виплавки нагрівали до температури 900°C , витримували протягом ≈ 30 хвилин при даній температурі та охолоджували у різних середовищах з фіксацією швидкості охолодження. На підставі технічних джерел і літературного аналізу [132, 133] були обрані для досліджень різні швидкості охолодження. На рисунку 5.8 наведено графік термічної обробки дослідних сталей. Було виконано охолодження в таких середовищах як: на спокійному повітрі – $0,52^\circ\text{C/s}$; рухоме повітря за допомогою вентилятора – $2,3^\circ\text{C/s}$; стиснуте повітря за допомогою компресора – $5,1^\circ\text{C/s}$; вода з температурою 80°C – 75°C/s .

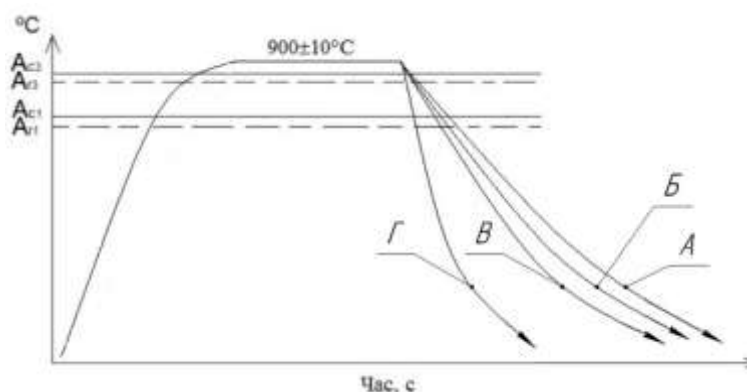


Рисунок 5.8 – Графік термічної обробки дослідної сталі з різними швидкостями охолодження: А - повітря ($0,52^\circ\text{C/s}$); Б - вентилятор ($2,3^\circ\text{C/s}$); В - компресор ($5,1^\circ\text{C/s}$); Г - вода при температурі 80°C (75°C/s).

Після термічної обробки було проведено дослідження мікроструктури (рис. 5.9 та додаток В) та контроль твердості по Брінеллю (табл. 5.4) на всіх етапах відпрацювання.

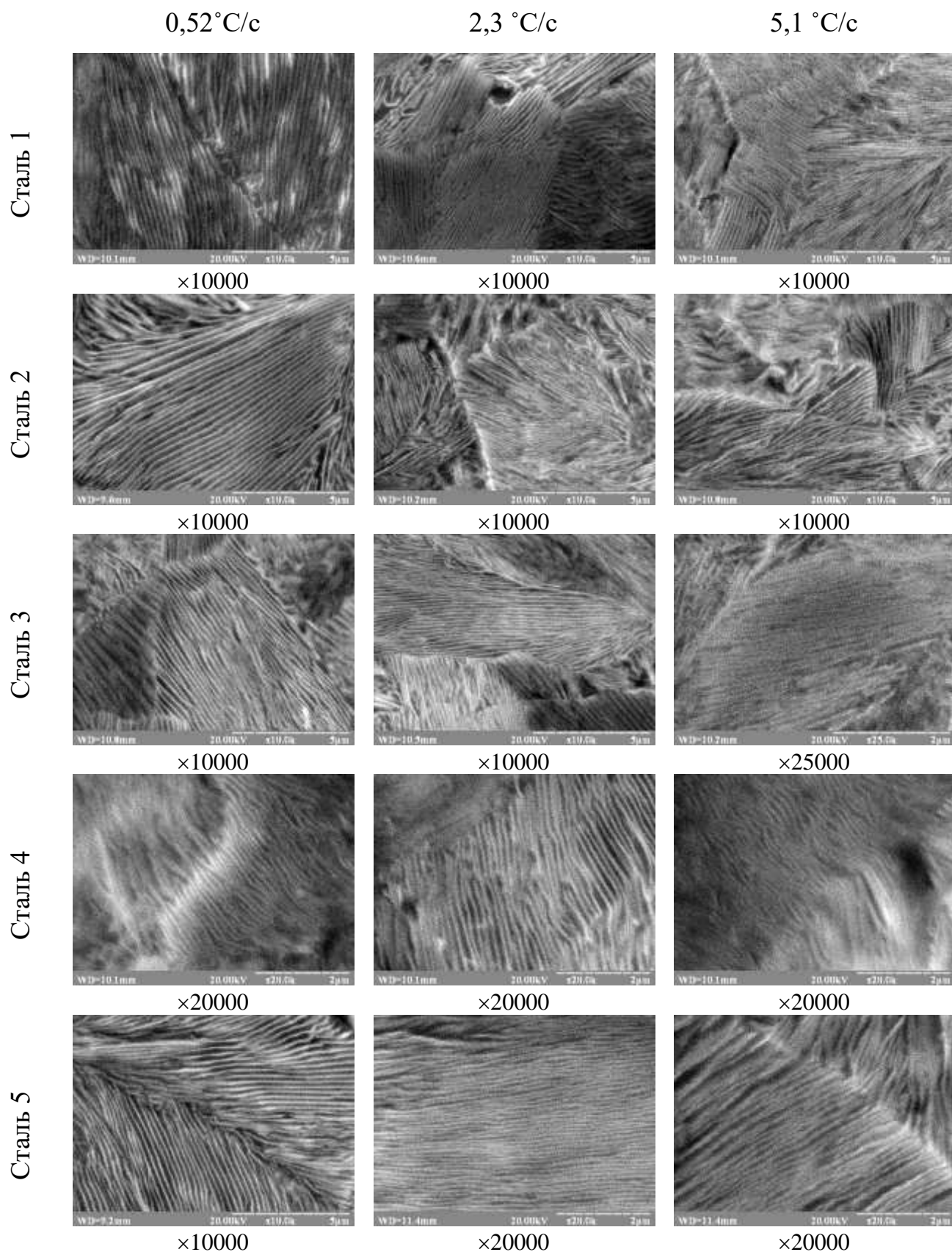


Рисунок 5.9- Мікроструктура дослідних сталей після охолодження від 900 °C в різних середовищах.

Аналіз мікроструктури після нагрівання до 900°C з послідовним охолодженням в різних охолоджуючих середовищах показав, що дослідні рейкові сталі, які були охолоджені в гарячій воді з температурою 80°C (75°C/s) отримали структуру голчатого мартенситу, що забороняється національною та зарубіжною НТД. Після охолодження на спокійному повітрі ($0,52^{\circ}\text{C/s}$) та при охолодженні за допомогою вентилятора ($2,3^{\circ}\text{C/s}$) була отримана суміш структури високодисперсного перліту з невеликою кількістю грубопластинчастого перліту, що відповідає вимогам існуючих стандартів для залізничних рейок до мікроструктури, але при даній швидкості охолодження отримана низька твердість (табл. 5.3), що не відповідає вимогам ДСТУ 4344:2004 та ДСТУ EN 13674-1:2018.

Після охолодження за допомогою стиснутого повітря ($5,1^{\circ}\text{C/s}$) отримали структуру високодисперсного перліту. Твердість після даної операції складає $\approx 415\text{HB}$. Дані результати відповідають вимогам нормативно-технічної документації.

При аналізі мікроструктури (дисперсність перліту) було визначено, що при підвищенні швидкостей охолодження відбувається зміна морфології перліту (рис. 5.10): від скритопластинчастого перліту до сорбітоподібного перліту за ГОСТ 8233. Виходячи з статистичного аналізу міжпластинчастої відстані встановлено, що дослідні сталі 1 та 2 при швидкості $0,52^{\circ}\text{C/s}$ мають переважно структуру скритопластинчастого перліту ($0,202\text{ мкм}$; $0,21\text{ мкм}$ відповідно), сталі 3, 4, 5 переважно з структурою сорбітоподібного перліту ($0,13\text{ мкм}$; $0,15\text{ мкм}$; $0,17\text{ мкм}$ відповідно). Даний результат відповідає вимогам НТД (ДСТУ 4344:2004, та ДСТУ EN 13674-1:2018), сталі, що мають в системі легування бором досягнуто дисперсність вище показників, що регламентує ДСТУ 4344:2004. Слід відзначити, що збільшене мікролегування бором сталі 4 з ($0,0103\%$) в порівнянні зі сталлю 5 ($0,00035\%$) не здійснює значний вплив при швидкості охолодження ($2,3\ldots 5,1^{\circ}\text{C/s}$) на міжпластинчасту відстань (для сталі 4- $0,1153\ldots 0,1152\text{ мкм}$, для сталі 5 – $0,111\ldots 0,108\text{ мкм}$ відповідно).

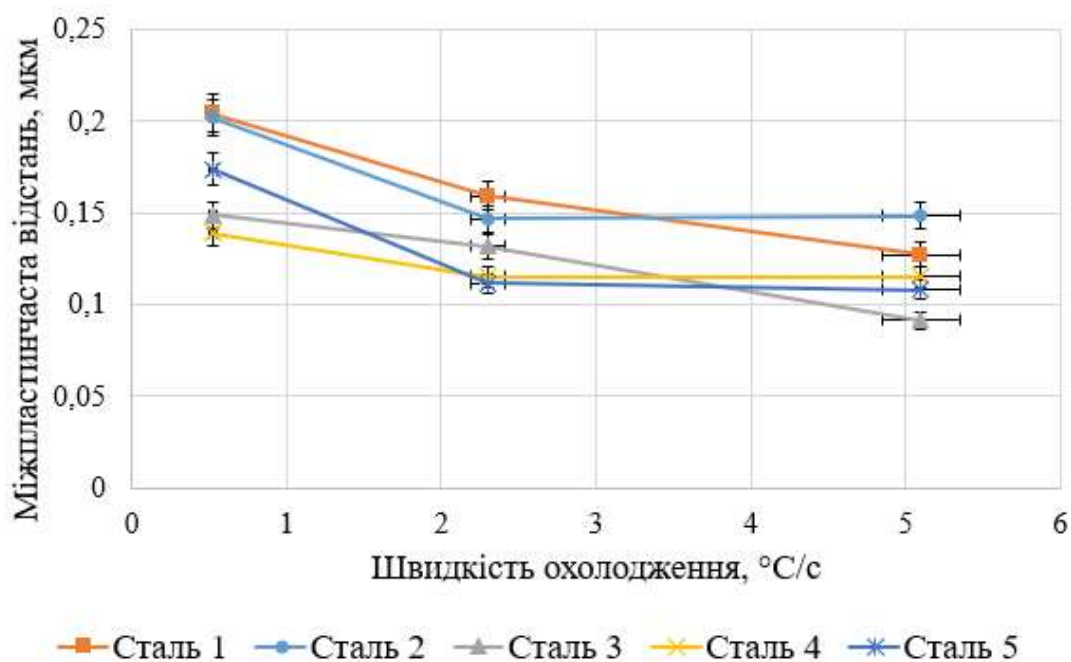


Рисунок 5.10 - Залежність міжпластинчастої відстані перліту від швидкості охолодження в дослідних сталях

За результатами досліджень було побудовано залежність твердості дослідних сталей від міжпластинчастої відстані (рис. 5.11).

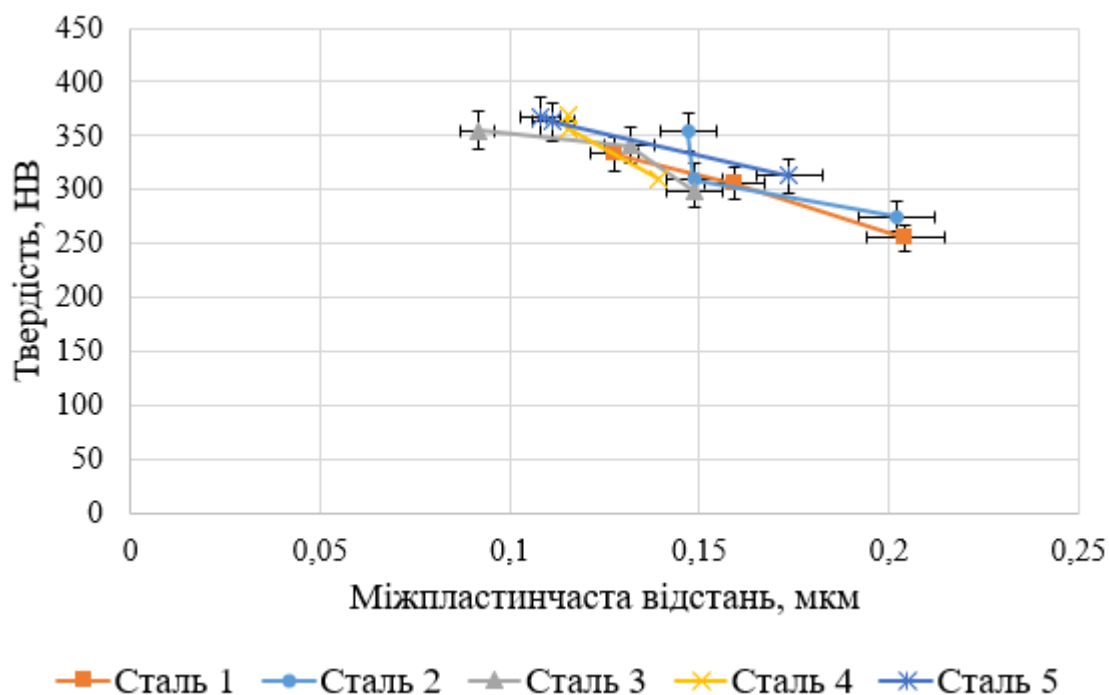


Рисунок 5.11 - Залежність твердості сталі від міжпластинчастої відстані перліту при швидкості охолодження 0,52...5,1 °C/c.

Результати рентгеноструктурного аналізу дослідних сталей в стані після термічної обробки (охолодження з швидкістю $5,1^{\circ}\text{C}/\text{с}$) наведені в таблиці 5.3 та на рис. 5.12.

Таблиця 5.3 - Параметри кристалічної будови досліджуваних зразків

Умовне маркування	Параметр решітки, а, А	Розмір блоків мозаїки, L, А	Викривлення другого роду, М, %	Щільність дислокацій (110), D, cm^{-1}	Щільність дислокацій (220), D, cm^{-1}
Сталь 1	2,8643	1871	$1,25 \cdot 10^{-3}$	$4,93 \cdot 10^{10}$	$36,5 \cdot 10^{10}$
Сталь 2	2,8645	1885	$0,85 \cdot 10^{-3}$	$4,82 \cdot 10^{10}$	$22,9 \cdot 10^{10}$
Сталь 3	2,8642	1780	$1,18 \cdot 10^{-3}$	$5,44 \cdot 10^{10}$	$35,3 \cdot 10^{10}$
Сталь 4	2,8644	1810	$1,24 \cdot 10^{-3}$	$5,26 \cdot 10^{10}$	$36,8 \cdot 10^{10}$
Сталь 5	2,8646	1688	$1,09 \cdot 10^{-3}$	$6,03 \cdot 10^{10}$	$33,7 \cdot 10^{10}$

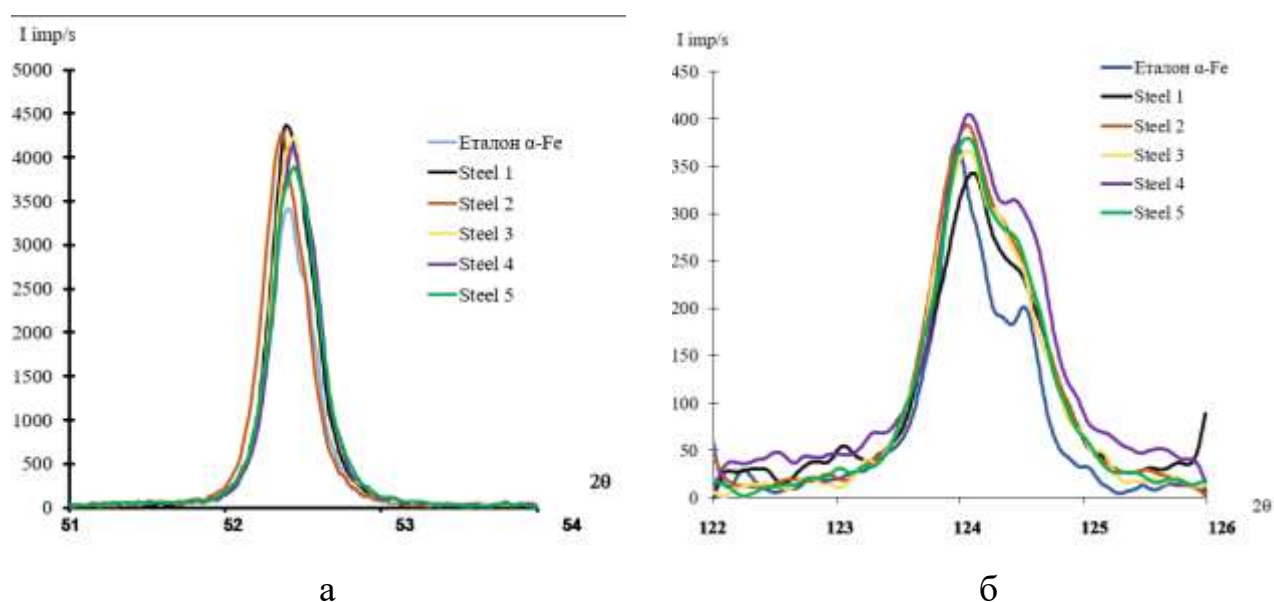


Рисунок 5.12 - Дифракційний кут $52,5^{\circ}$ та 124° рентгенівської дифрактограми дослідних сталей після ТО: а – (110), б – (220)

Після термічної обробки зі швидкістю охолодження $5,1^{\circ}\text{C}/\text{с}$, сталь 2 (0,70% С, 0,44% Si, 0,76% Mn, 0,0004% В) в порівнянні зі сталлю 1 (базова), має більші розміри блоків мозаїки на 0,75%, меншу щільність дислокацій на 2,2%, меншу щільність дислокацій відображення 220 на 37% і викривлення другого роду - на 32%. У стані після термообробки, сталі 1 (базова, 0,75% С) в порівнянні зі сталлю 3 (0,80 %С, 0,0001% В), що мають відмінності в хімічному складі зменшився середній розмір блоків мозаїки на 5%, зменшилися напруження другого роду на 5%

і щільність дислокацій на 3-9%. Сталь 4 (0,84%С, 0,0103% В) в порівнянні зі сталлю 1 (базова, 0,75% С) мають менше значення блоків мозаїки на 3,2%, щільність дислокацій (відображення 110 та 220) збільшилась на 6,2 та 1,8 % відповідно. При порівнянні дослідних сталей 5 (0,90%С, 0,00035% В) та сталлю 1 (базова, 0,75% С) було встановлено, що розмір блоків мозаїки зменшився на 10 %, щільність дислокацій відображень (110) збільшилась на 22%, (220) та зменшилась на 7%. При аналізі викривлення 2 -го роду сталей 4 (0,84% С, 0,0103% В) та 5 (0,90%С, 0,00035% В) в порівнянні зі сталлю 1 (базова, 0,75% С) було встановлено, що значення зменшилися на 0,8%, 12,8% відповідно, що вказує на відсутність структурно-вільної фази. Параметр решітки був близьким незалежно від хімічного складу.

Для визначення фазового складу проводили рентгенофазовий аналіз дослідних сталей результати, якого представлені на рис. 5.13.

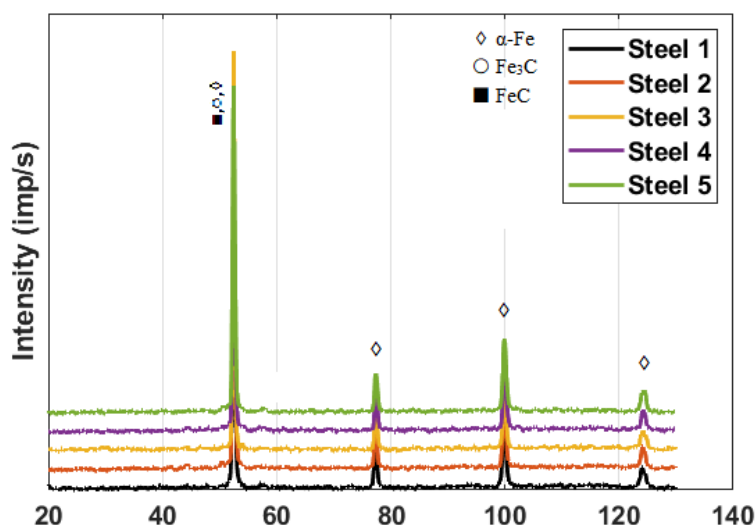


Рисунок 5.13 - Рентгенівська дифрактограма дослідних сталей після термічної обробки за дослідними режимами (загартування).

На підставі результатів рентгенофазового аналізу після термічної обробки з дослідних сталей встановлено наявність виділень Fe_3C , які мають максимуми на тих самих кутах піку 1, що і $\alpha\text{-Fe}$.

Наступним етапом дослідження дослідних сталей полягало у визначенні впливу параметрів відпуску на зміну характеристик міцності (твердість) при

температурах витримки 500°C та 200°C після охолодження з різними охолоджуючими середовищами. Результати зміни твердості наведені в таблиці 5.4.

Таблиця 5.4 – Значення твердості сталей дослідного складу після термічної обробки.

Спосіб охолодження (швидкість охол. після загартування)	Сталь 1			Сталь 2			Сталь 3			Сталь 4			Сталь 5		
	Температура, °C			Температура, °C			Температура, °C			Температура, °C			Температура, °C		
	900	500	200	900	500	200	900	500	200	900	500	200	900	500	200
Повітря (0,52 °C/с)	302	269	255	302	266	275	317	285	298	350	298	310	363	302	313
Вентилятор (2,3 °C/с)	309	282	306	329	272	309	350	317	341	401	325	357	398	317	363
Компресор (5,1 °C/с)	398	292	333	373	302	354	415	292	355	415	333	369	415	337	368
Гаряча вода 80°C (75 °C/с)	650	325	48*	590	321	55*	665	313	58*	660	350	52*	650	350	56*

*Примітка. Твердість по методу Роквелла за шкалою С.

Згідно НТД необхідний рівень твердості має бути в межах 374-401 НВ згідно ДСТУ 4344:2004 та 370-410 НВ ДСТУ EN 13674-1:2018. Виходячи з результатів досліджень дослідних сталей було рекомендовано наступні параметри відпуску: температура 200°C протягом 2 годин та охолодження на повітрі для зняття внутрішніх напружень. Графік фінішної термічної обробки представлений на рис. 5.14. Дослідження мікроструктури після фінішної термічної обробки при 500°C та 200°C наведено в додатку Г та Д відповідно, результати електронної мікроскопії на рис 5.15.

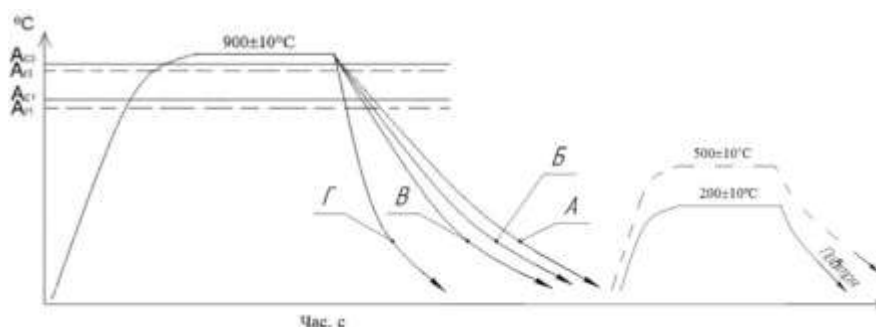


Рисунок 5.14 – Графік фінішної термічної обробки дослідної сталі з різними швидкостями охолодження (А - повітря (0,52°C/с); Б - вентилятор (2,3 °C/с); В - компресор (5,1 °C/с); Г - вода при температурі 80°C (75°C/с), з послідуємим відпуском при температурі 500°C, 200°C.

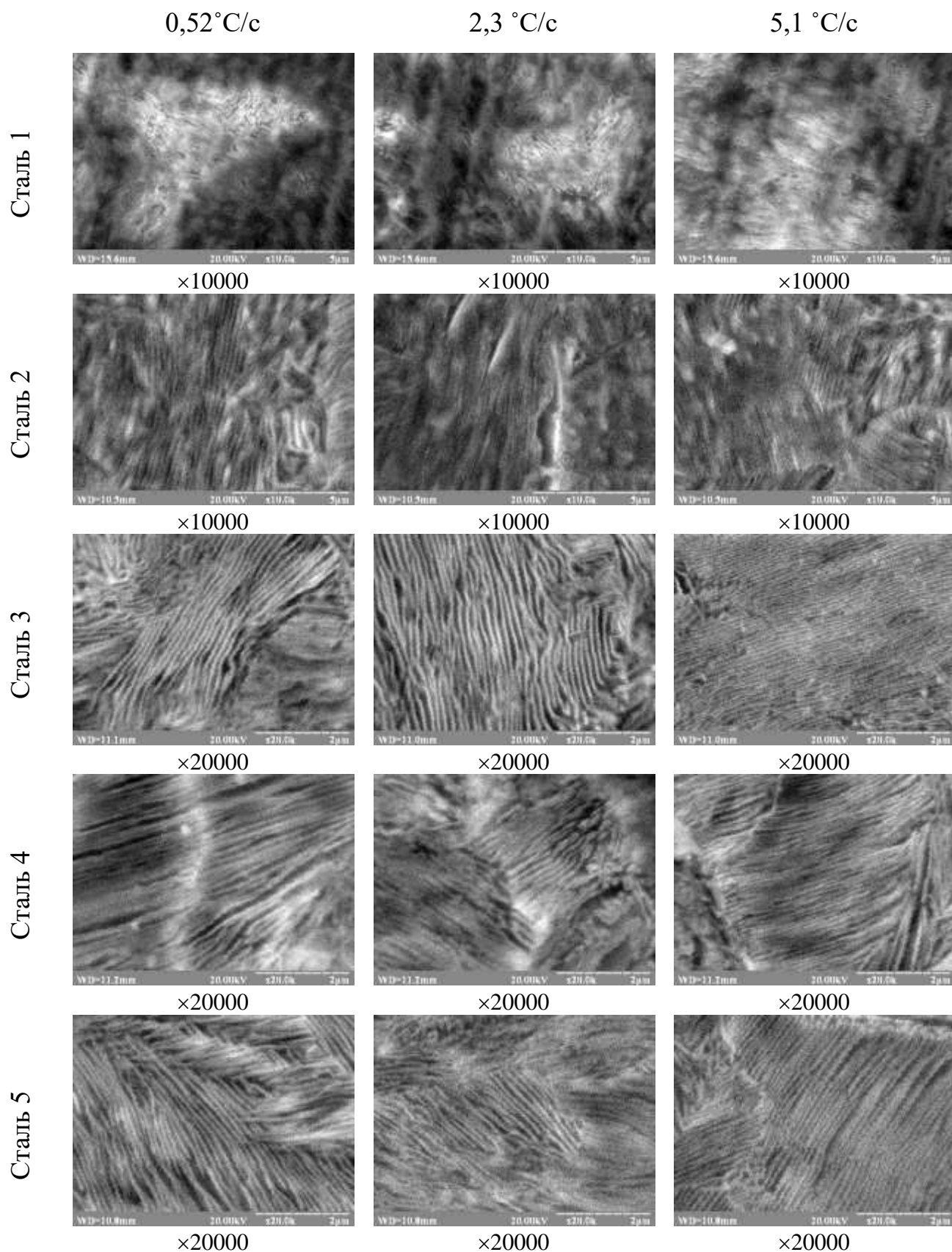


Рисунок 5.15 - Мікроструктура дослідних сталей після охолодження від 900 °C з послідовним відпуском 200 °C.

На підставі аналізу мікроструктури та рентгеноструктурного аналізу після відпуску при 200°C з витримкою ≈ 120 хв встановлено, що проходить зняття внутрішніх напружень в дослідному металі. В цілому мікроструктура являє собою високодисперсний перліт з невеликою кількістю грубопластинчастого перліту в деяких областях. Результати твердості після відпуску при 200°C показані в табл. 5.4.

При аналізі мікроструктури (дисперсність перліту) було визначено, що змінюється морфологія і підвищується дисперсність перліту до сорбітоподібного за ГОСТ 8233.

Виходячи зі статистичного аналізу (див. розділ 2) міжпластинчастої відстані (рис. 5.10- 5.11) встановлено, що всі сталі мають структуру сорбітоподібного перліту з міжпластинчастою відстанню - 0,09...0,20 мкм. Даний результат відповідає вимогам НТД до структури термічно зміцнених рейок (ДСТУ 4344:2004 та ДСТУ EN 13674-1:2018).

З дослідних сталей виготовлені зразки для визначення тимчасового опору, границі плинності, відносного звуження, відносного подовження та ударної в'язкості при кімнатній температурі після застосування рекомендованих режимів термічної обробки

Результати механічних випробувань наведені в таблиці 5.5. Діаграма розтягування напруження -деформація дослідних сталей після ГПД та ТО показані на рис. 5.16.

Таблиця 5.5 – Результати випробувань дослідних зразків виготовлених з дослідних сталей після ГПД та ТО (охолодження зі швидкістю 5,1 °C/с від 900°C + відпуск 200°C).

№ п\п	Умовне маркування	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5 , %	Ψ , %	KCU, Дж/см ²
1	Сталь 1	1100,4	655,0	10,6	21,2	17,08
2	Сталь 2	1092,2	672,4	11,0	24,8	16,36
3	Сталь 3	1244	784,0	12,5	24,1	21,98
4	Сталь 4	1301,73	816,1	11,7	14,2	16,59
5	Сталь 5	1295,5	816,4	9,8	11,4	17,25

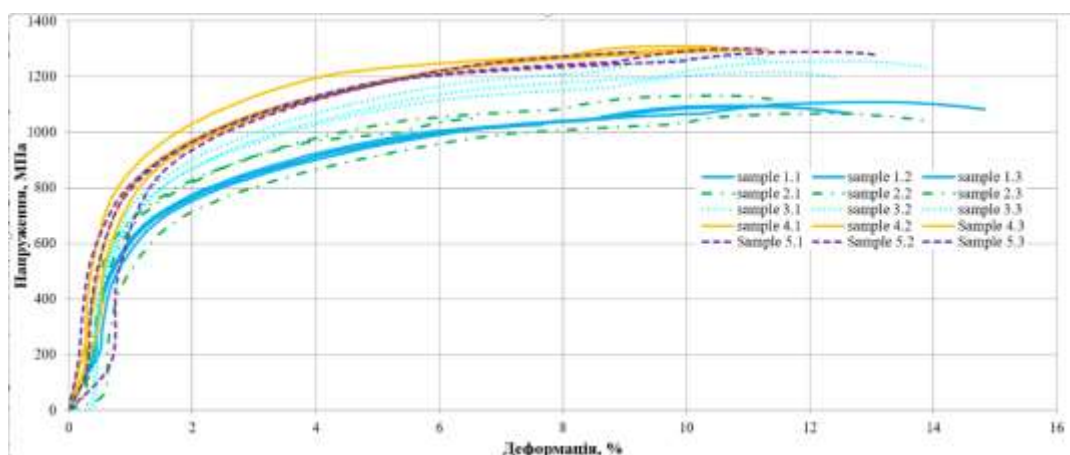


Рисунок 5.16 - Діаграма розтягування дослідних зразків після ГПД та фінішної ТО.

Результати дослідження кристалічної структури дослідних сталей в стані після термічної обробки (охолодження з швидкістю $5,1^{\circ}\text{C}/\text{с}$ та відпуском 200°C) за допомогою рентгеноструктурного аналізу наведені в таблиці 5.6 та рис. 5.17.

Таблиця 5.6 - Параметри кристалічної будови досліджуваних зразків

Умовне маркування	Параметр решітки, а, А	Розмір блоків мозаїки, L, А	Викривлення другого роду, М, %	Щільність дислокацій 110, D, cm^{-1}	Щільність дислокацій 220, D, cm^{-1}
Сталь 1	2,8631	1881	$1,21 \cdot 10^{-3}$	$4,88 \cdot 10^{10}$	$34,9 \cdot 10^{10}$
Сталь 2	2,8639	1914	$1,23 \cdot 10^{-3}$	$4,71 \cdot 10^{10}$	$35,2 \cdot 10^{10}$
Сталь 3	2,8638	1617	$1,43 \cdot 10^{-3}$	$6,87 \cdot 10^{10}$	$48,9 \cdot 10^{10}$
Сталь 4	2,8639	1780	$1,21 \cdot 10^{-3}$	$5,43 \cdot 10^{10}$	$36,4 \cdot 10^{10}$
Сталь 5	2,8642	1832	$1,38 \cdot 10^{-3}$	$5,15 \cdot 10^{10}$	$42,3 \cdot 10^{10}$

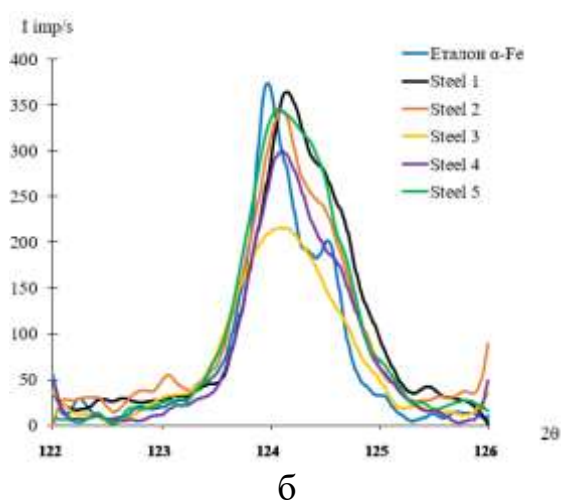
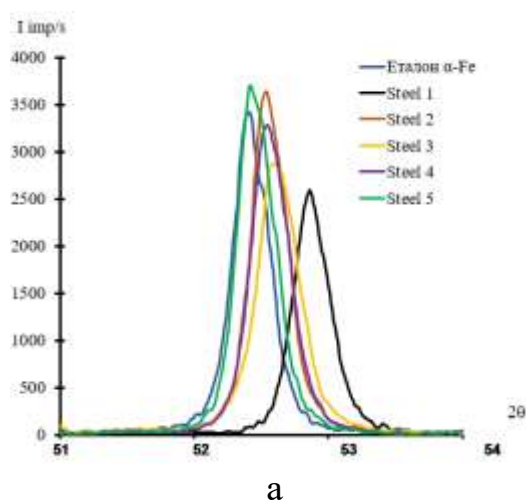


Рисунок 5.17 - Дифракційний кут $52,5^{\circ}$ та 124° рентгенівської

дифрактограми дослідних сталей після фінішної ТО (загартування та відпуск 200°C): а – 110, б -220

Після термічної обробки, що включає охолодження $5,1^{\circ}\text{C}/\text{с}$ та відпуску з витримкою при 200°C , сталь 2 в порівнянні зі сталлю 1 (базова), має більші розміри блоків мозаїки на 1,72%, меншу щільність дислокацій (відображення 110) на 3,5%, більшу щільність дислокацій відображення 220 на 0,8% і викривлення другого роду - на 1,62%. У стані після фінішної ТО, у сталі 1 (базова, 0,75% C) в порівнянні зі сталлю 3 (0,80 %C, 0,0001% V), що мають відмінності в хімічному складі, збільшився середній розмір блоків мозаїки на 14%, збільшились напруження другого роду на 15% і щільність дислокації на 29%. Сталь 4 (0,84%C, 0,0103% V) в порівнянні з сталлю 1 мають менше значення блоків мозаїки на 5,3%, щільність дислокацій відображення 110 та 220 збільшилась на 10 та 4 % відповідно. При порівнянні дослідних сталей 5 (0,90%C, 0,00035% V) та 1 було встановлено, що розмір блоків мозаїки зменшився на 2,5 %, щільність дислокації відображень 110 та 220 збільшилась на 5% та 17% відповідно. При аналізі викривлення 2 -го роду сталей 4 та 5 в порівнянні зі сталлю 1 було встановлено, що значення сталі 4 не змінюються, сталі 5 збільшилось на 12,3%, що вказує на невелику кількість структуро-вільної фази цементит по границях зерен (дана мікроструктура не припустима відповідно до вимог ДСТУ EN 13674-1:2018). Параметр решітки був близьким незалежно від хімічного складу та способу термічної обробки.

Для визначення фазового складу проводили рентгенофазовий аналіз дослідних сталей результати якого представлені на рис. 5.18.

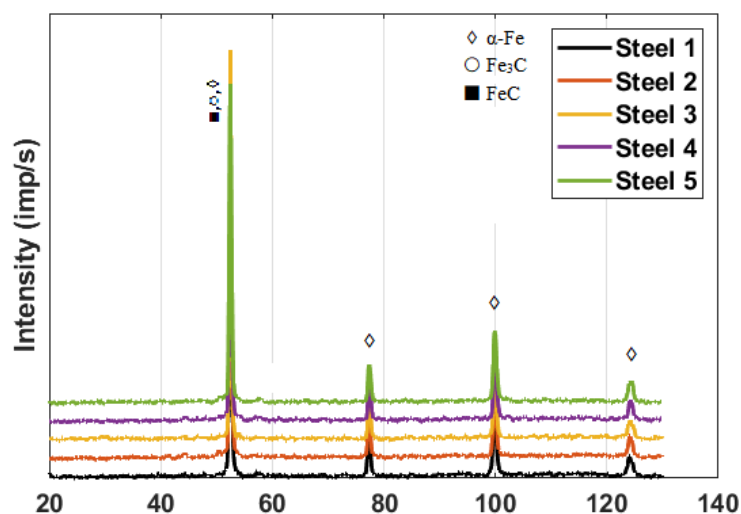


Рисунок 5.18 - Рентгенівська дифрактограма дослідних сталей після термічної обробки за дослідними режимами (загартування та відпуск 200°C).

На підставі результатів рентгенофазового аналізу в дослідних сталях після термічної обробки встановлено наявність виділень Fe_3C , які мають максимуми на тих самих кутах піку 1, що і $\alpha\text{-Fe}$. При порівнянні та аналізі отриманих даних встановлено, що при прискореному охолодженні з $5,1^\circ\text{C}/\text{с}$ дослідних сталей виділення є у всіх дослідних сталях.

За результатами випробувань встановлено, що механічні властивості сталі 3, відповідають вимогам ДСТУ 4344:2004 (вища категорія), ДСТУ EN 13674-1:2018 (R400HT).

При випробуванні на розтягування дослідних сталей 4 та 5 встановлено, що дані сталі повністю відповідають вимогам ДСТУ 4344:2004 та закордонним стандартам.

5.4 Висновки по розділу 5

Розроблено хімічний склад дослідних сталей для залізничних рейок і проведена виплавка в лабораторних умовах злитків масою до 10 кг. Встановлено позитивний вплив гарячої пластичної деформації і подальшої термічної обробки на твердість. Після гарячої пластичної деформації в порівнянні з литим станом приріст твердості склав $\sim 14,1\%$; після гарячої пластичної деформації з подальшою термічною обробкою (без відпуску) приріст твердості склав $\sim 39,4\%$.

З рентгеноструктурного аналізу встановлено, що сталь 2 (0,70% C, 0,44% Si, 0,76% Mn, 0,0004% B) після охолодження зі швидкістю $5,1^\circ\text{C}/\text{с}$ має більші розміри блоків мозаїки на 1,72%, меншу щільність дислокацій (відображення 110) на 3,5%, більшу щільність дислокацій (відображення 220) на 0,8%. Сталь 3 (0,80% C, 0,47% Si, 0,97% Mn, 0,0001% B) - збільшився середній розмір блоків мозаїки на 14%, збільшились напруження другого роду на 15% і щільність дислокацій на 29%. Сталь 4 (0,84% C, 0,44% Si, 0,95% Mn, 0,0103% B) в порівнянні зі сталлю 1 (0,75% C, 0,33% Si, 0,89% Mn) мають менше значення блоків мозаїки на 5,3%, щільність дислокацій (відображення 110 та 220) збільшилась на 10 та 4 % відповідно. При порівнянні дослідних сталей 5 (0,90% C, 0,39% Si, 0,89% Mn, 0,0006% B) та 1 (0,75% C, 0,33% Si, 0,89% Mn) було встановлено, що розмір блоків мозаїки

зменшився на 2,5 %, щільність дислокацій відображень 110 та 220 збільшився на 5% та 17% відповідно.

В роботі було встановлено, що при прискореному охолодженні від температури 900°C з наступним відпуском 200°C протягом 120 хв. в лабораторних дослідних сталях проходить зняття внутрішніх напружень II-го роду (див. табл. 5.2 та 5.5). При цьому мікроструктура являє собою високодисперсний перліт, що відповідає вимогам закордонних стандартів. Дослідна рейкова сталь 5 з підвищеним вмістом вуглецю має механічні властивості: $\sigma_B=1295$ МПа, $\sigma_T = 816$ МПа, $\delta_5 = 9,8\%$, $\psi=11,4\%$, що відповідає вимогам ДСТУ 4344:2004 (вища категорія), ДСТУ EN 13674-1:2018 (R400HT).

За результатами лабораторних досліджень, для дослідно-промислового опробування виробництва залізничних рейок рекомендовано наступний хімічний склад, % мас: C=0,84-0,92; Si=0,35-0,45; Mn= 0,80-0,95; V \leq 0,0015; B=0,003-0,005, [N]=0,012-0,015%.

5.5 Список використаних джерел по розділу 5

У розділі 5 застосовано посилання на літературні джерела, що відповідають загальному списку літературі [11, 121-133].

РОЗДІЛ 6

ДОСЛІДЖЕННЯ ЗАКОНОМІРНОСТЕЙ ФАЗОВОГО ПЕРЕТВОРЕННЯ

СТАЛІ З $C=0,84\%$, $Mn=0,95\%$, $Si=0,44\%$, $V=0,01\%$, $Ca=0,0006\%$

У роботі були виконані дослідження фазового перетворення при безперервному охолодженні та визначення критичних точок сталі з $C=0,84\%$, $Mn=0,95\%$, $Si=0,44\%$, $V=0,01\%$, $Ca=0,0006\%$, для обґрунтованої розробки режимів зміцнюючої термічної обробки, що забезпечують підвищення механічних властивостей.

Дослідження фазових перетворень проводилось шляхом реєстрації процесів, що проходять в матеріалі та виконують вплив на величину термо-електрорушійною силою. Охолодження зразків виконувалось з різними швидкостями охолодження, контроль температури виконували з застосуванням хромель-алюмінієвих термопар, що встановлені по зразку. Зразок розташовувався горизонтально в випробувальній машині, контроль геометричних параметрів виконувався з застосуванням датчика зі змінним диференціальним трансформатором та проводилась фіксація зміни лінійного збільшення. У процесі фіксації охолодження зразків сигнал записується у формі теплових коливань у вигляді перебудови кристалічної решітки – хвилі фазових перетворень.

6.1 Закономірності зміни механізму фазового перетворення на структурний стан сталі з $C=0,84\%$, $Mn=0,95\%$, $Si=0,44\%$, $V=0,01\%$, $Ca=0,0006\%$ для залізничних рейок

Термокінетична діаграма є важливою характеристикою сталі, що застосовується при розробці раціональних режимів термічної обробки для досягнення заданого рівня твердості та певного фазового складу.

Виходячи з попередніх результатів досліджень встановлено, що технологія виробництва залізничних рейок включає етапи прискореного нагріву та прискореного охолодження, що здійснює вплив на закономірності фазових перетворень в процесі виготовлення саме цієї продукції.

При нагріві дослідних зразків в аустенітному стані дослідної сталі з $C=0,84\%$, $Mn=0,95\%$, $Si=0,44\%$, $B=0,01\%$, $Ca=0,0006\%$ було визначено області поліморфного $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення: початок при температурі $\sim 740^\circ\text{C}$ (A_{c1}), закінчення – при температурі $\sim 835^\circ\text{C}$ (A_{cm}).

На визначених термокінетичних кривих (рис. 6.1), згідно методики, що зазначено в розділі 2 показано, значення певного відсотку фазового складу (у відсотках) отриманого при охолодженні з контрольованою швидкістю та встановлення твердості контрольних зразків. З результатів аналізу кривих сталі з $C=0,84\%$, $Mn=0,95\%$, $Si=0,44\%$, $B=0,01\%$, $Ca=0,0006\%$ показано, що температура початку і кінця зміни механізму фазового перетворення помітно знижується при більш високих швидкостях охолодження, що призводить до зміни морфології дифузійної складової та зростання кількості дифузійно-зсувної складової.

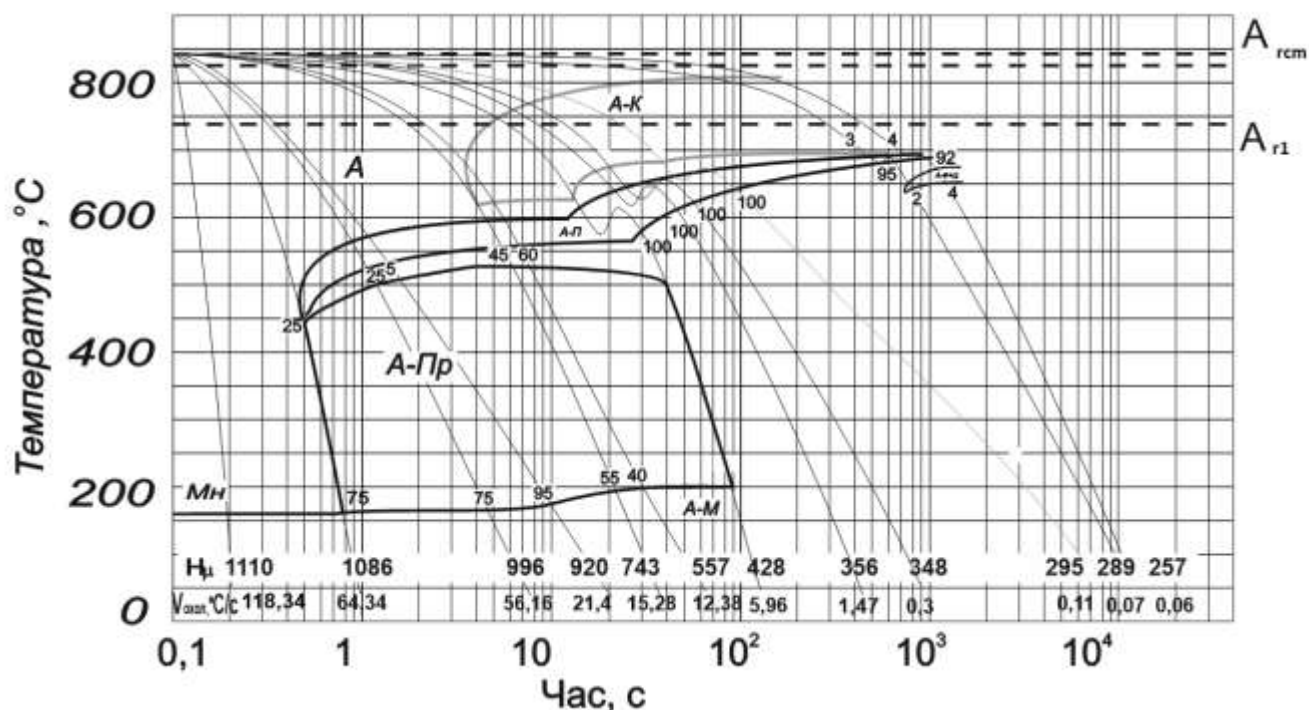


Рисунок 6.1 – Термокінетична діаграма дослідної сталі $C=0,84\%$, $Mn=0,95\%$, $Si=0,44\%$, $B=0,01\%$, $Ca=0,0006\%$

Результати мікроструктурних досліджень зразків, що охолоджувалися з певними швидкостями представлені на рис 6.2.

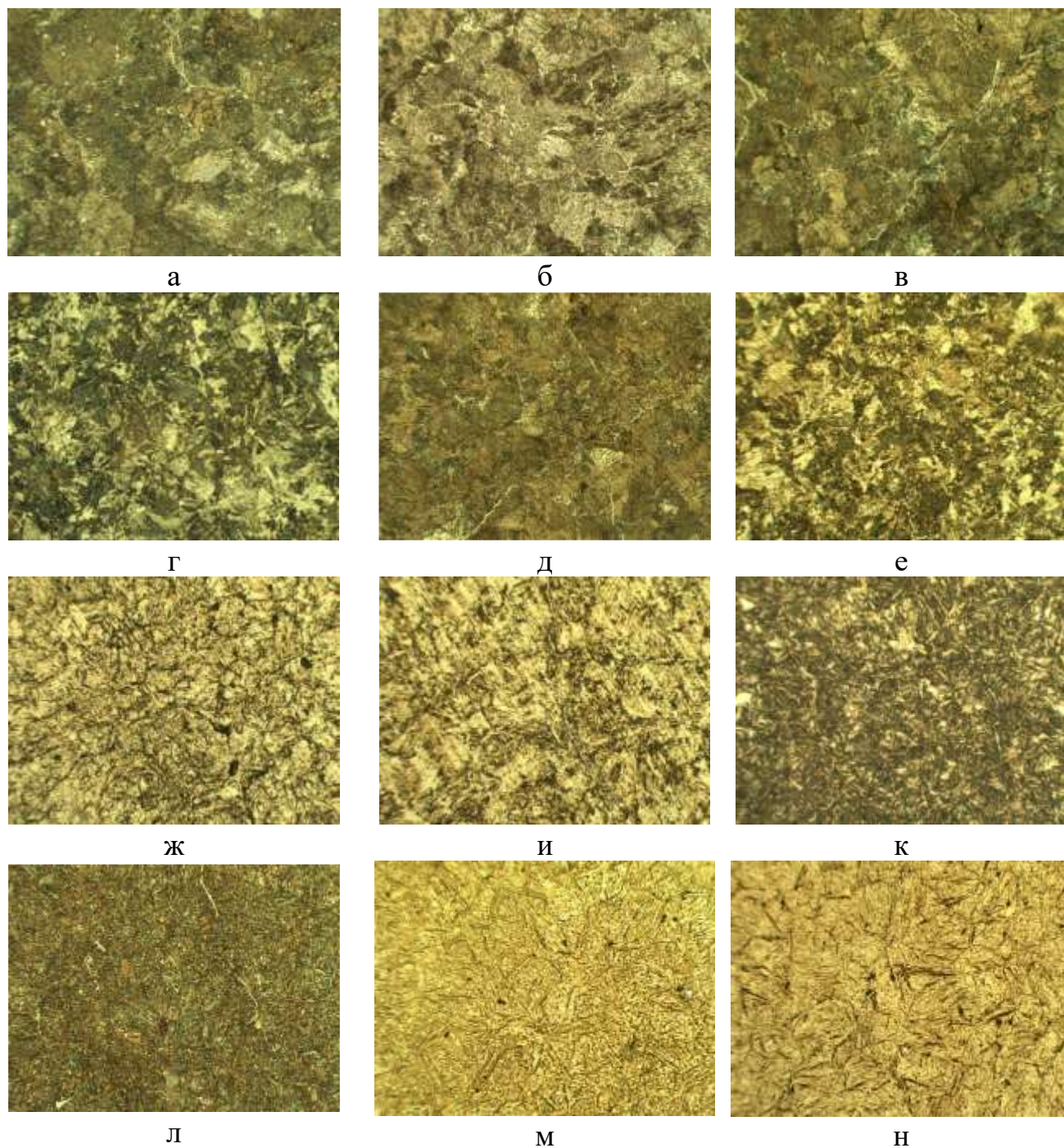


Рисунок 6.2 - Мікроструктура зразків сталі з $C=0,84\%$, $Mn=0,95\%$, $Si=0,44\%$, $V=0,01\%$, $Ca=0,0006\%$, охолоджених з різними швидкостями, $\times 400$: а – $0,06\text{ }^{\circ}\text{C/s}$; б – $0,07\text{ }^{\circ}\text{C/s}$, в – $0,11\text{ }^{\circ}\text{C/s}$, г – $0,3\text{ }^{\circ}\text{C/s}$, д – $1,47\text{ }^{\circ}\text{C/s}$, е – $5,96\text{ }^{\circ}\text{C/s}$, ж – $12,38\text{ }^{\circ}\text{C/s}$, и – $15,28\text{ }^{\circ}\text{C/s}$, к – $21,4\text{ }^{\circ}\text{C/s}$, л – $56,16\text{ }^{\circ}\text{C/s}$, м – $64,34\text{ }^{\circ}\text{C/s}$, н – $118,34\text{ }^{\circ}\text{C/s}$.

6.2 Дослідження впливу швидкості охолодження на міжпластинчасту відстань перліту та твердість дослідної сталі для залізничних рейок

Зміна швидкості охолодження впливає на кінцеву міжпластинчасту відстань та фазовий склад перліту. З результатів аналізу закономірностей фазового перетворення встановлено, що при охолодженні з більш високими швидкостями охолодження від 0,06 до 5,96°C/с зберігається структура перліту, але підвищується твердість, що вказує на змінення морфології перліту. Структурна діаграма фазового перетворення сталі з C=0,84%, Mn=0,95%, Si=0,44%, V=0,01%, Ca=0,0006% представлена на рисунку 6.3.

Дослідження морфології перліту, що утворився в діапазоні швидкостей охолодження від 0,06 до 5,96°C/с показано на рис. 6.4.-6.9, результати вимірювань графічно представлені на рис. 6.10.

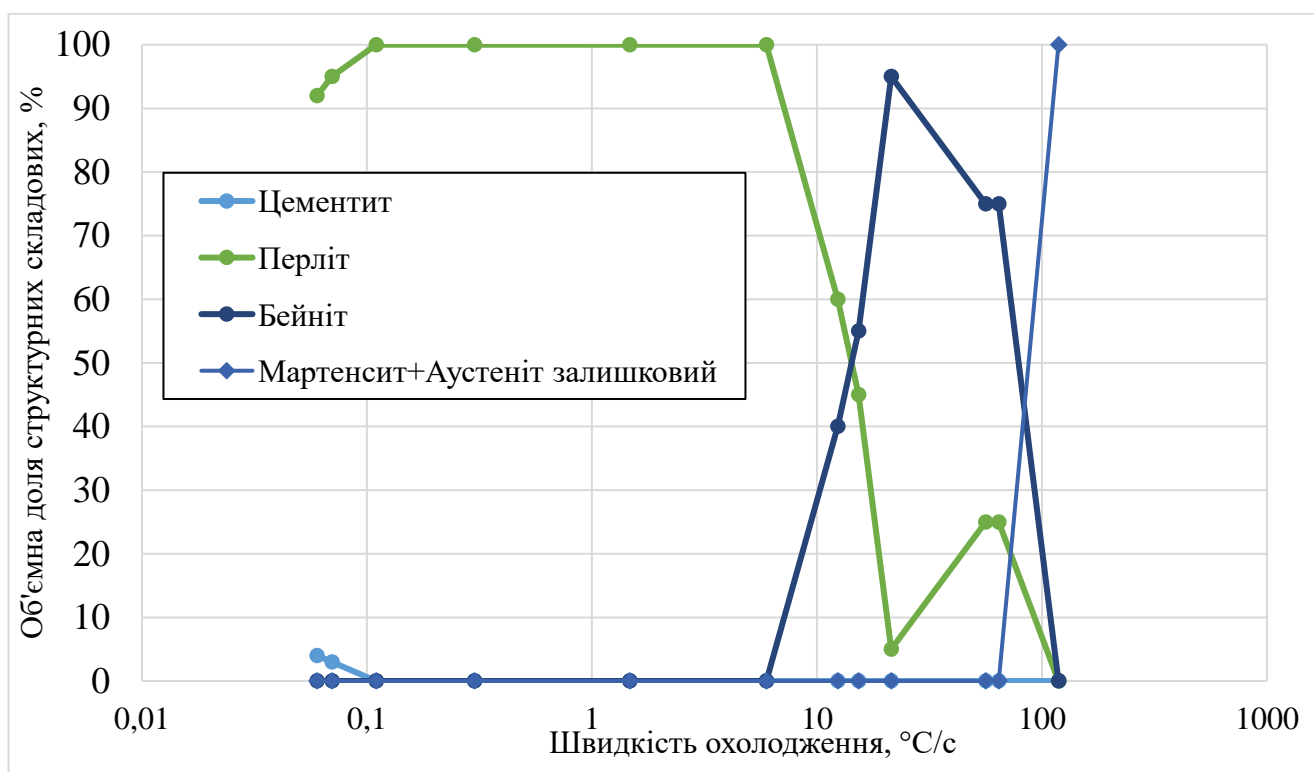
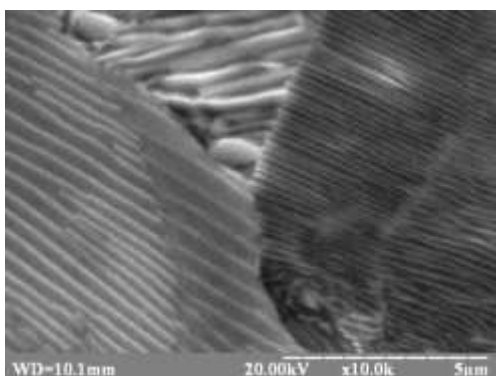
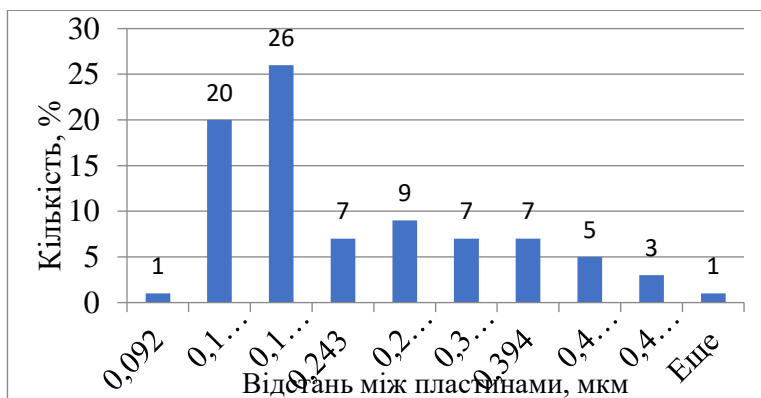


Рисунок 6.3 – Структурна діаграма дослідної сталі з C=0,84%, Mn=0,95%, Si=0,44%, V=0,01%, Ca=0,0006%

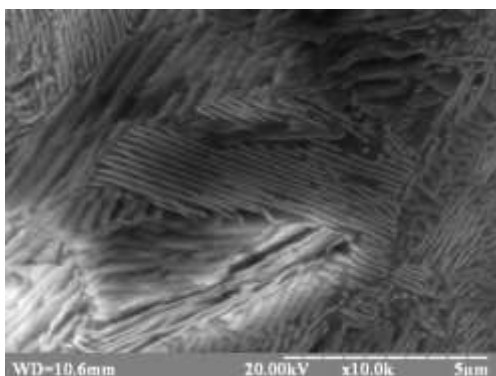


а

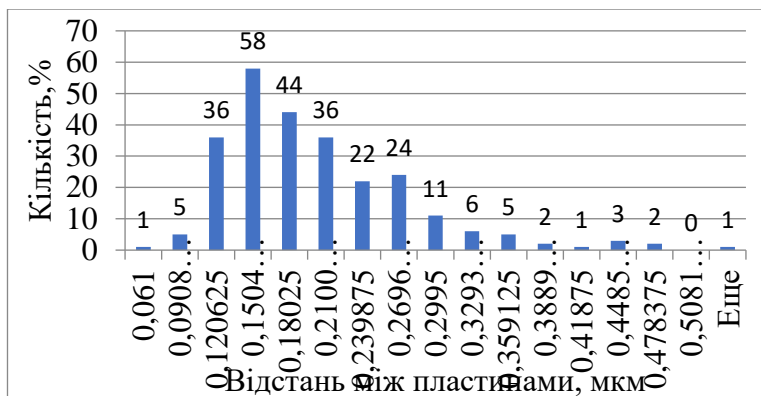


б

Рисунок 6.4 - Мікроструктура сталі (а) та графік розподілу значень міжпластинчастої відстані перліту (б) з $C=0,84\%$, $Mn=0,95\%$, $Si=0,44\%$, $B=0,01\%$, $Ca=0,0006\%$, охолодженої зі швидкістю $0,06\text{ }^{\circ}\text{C/с.} \times 10\ 000$

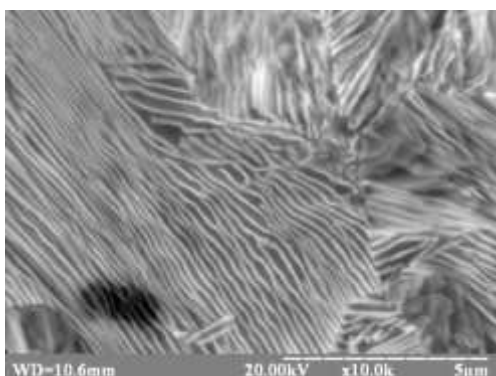


а



б

Рисунок 6.5 - Мікроструктура сталі (а) та графік розподілу значень міжпластинчастої відстані перліту (б) з $C=0,84\%$, $Mn=0,95\%$, $Si=0,44\%$, $B=0,01\%$, $Ca=0,0006\%$, охолодженої зі швидкістю $0,07\text{ }^{\circ}\text{C/с.} \times 10\ 000$

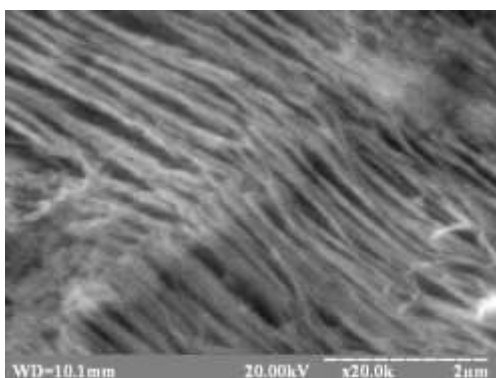


а

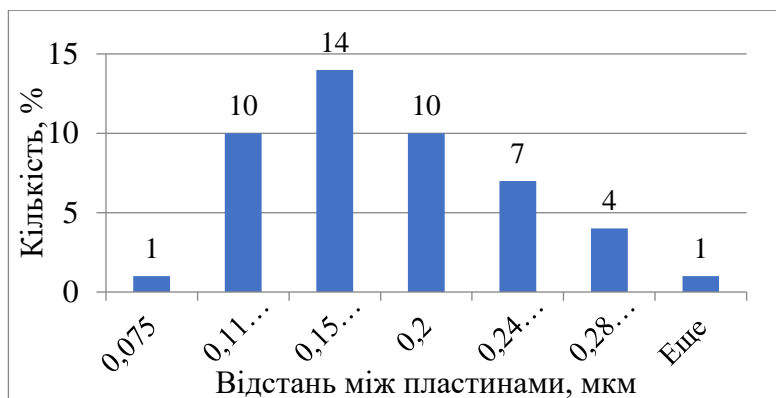


б

Рисунок 6.6 - Мікроструктура сталі (а) та графік розподілу значень міжпластинчастої відстані перліту (б) з $C=0,84\%$, $Mn=0,95\%$, $Si=0,44\%$, $B=0,01\%$, $Ca=0,0006\%$, охолодженої зі швидкістю $0,11\text{ }^{\circ}\text{C/с.} \times 20\ 000$

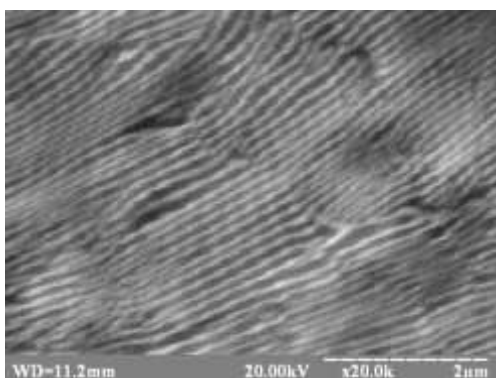


а

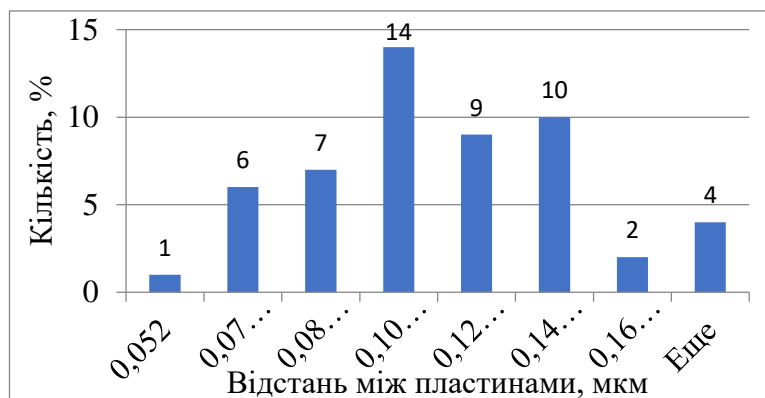


б

Рисунок 6.7 - Мікроструктура сталі (а) та графік розподілу значень міжпластинчастої відстані перліту (б) з $C=0,84\%$, $Mn=0,95\%$, $Si=0,44\%$, $V=0,01\%$, $Ca=0,0006\%$, охолодженої зі швидкістю $0,3\text{ }^{\circ}\text{C/с.} \times 20\ 000$

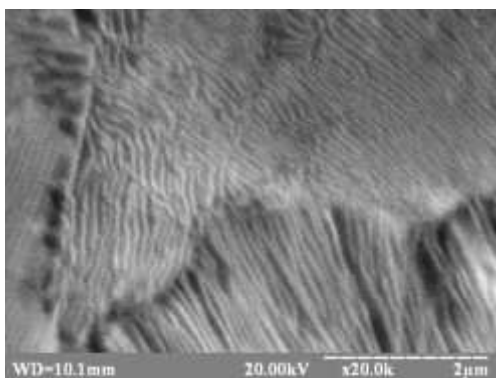


а

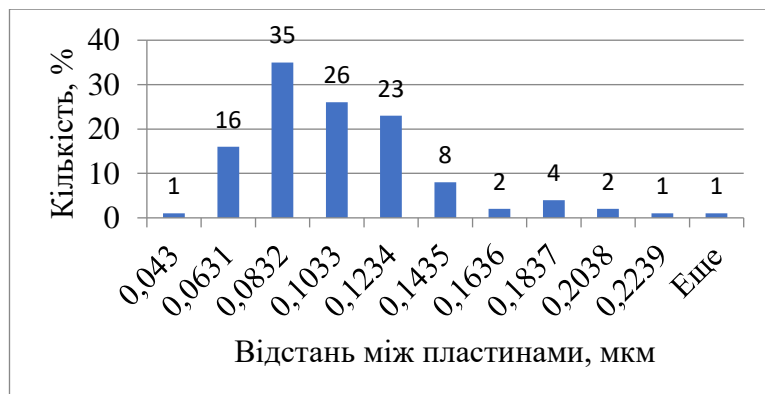


б

Рисунок 6.8 - Мікроструктура сталі (а) та графік розподілу значень міжпластинчастої відстані перліту (б) з $C=0,84\%$, $Mn=0,95\%$, $Si=0,44\%$, $V=0,01\%$, $Ca=0,0006\%$, охолодженої зі швидкістю $1,47\text{ }^{\circ}\text{C/с.} \times 20\ 000$



а



б

Рисунок 6.9 - Мікроструктура сталі (а) та графік розподілу значень міжпластинчастої відстані перліту (б) з $C=0,84\%$, $Mn=0,95\%$, $Si=0,44\%$, $V=0,01\%$, $Ca=0,0006\%$, охолодженої зі швидкістю $5,96\text{ }^{\circ}\text{C/с.} \times 20\ 000$

З результатів досліджень міжпластинчастої відстані було встановлено залежність від швидкості охолодження, що вказує на тісний зв'язок даних параметрів (рис. 6.10).

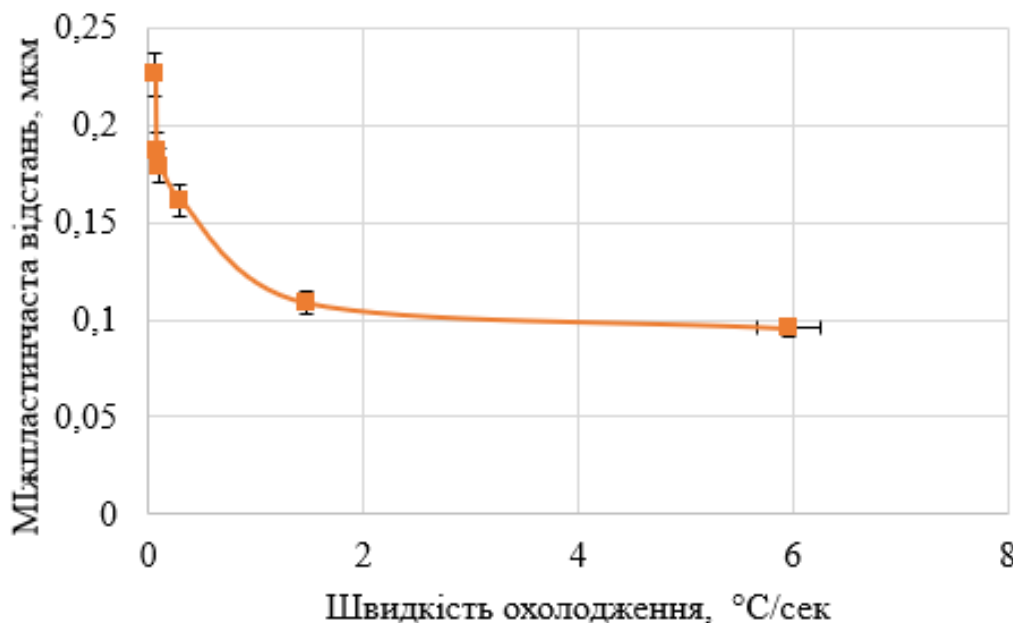


Рисунок 6.10 - Залежність міжпластинчастої відстані перліту від швидкості охолодження сталі з C=0,84%, Mn=0,95%, Si=0,44%, V=0,01%, Ca=0,0006%

При застосуванні рівняння Холла-Петча в евтектоїдних сталях з перлітною структурою замість розміру зерна використовується значення міжпластинчастої відстані. Слід зазначити, що сам міжпластинчастий простір (ферит) є шириною вільного пробігу дислокацій [121-122]. Це призводить до підвищення твердості, виходячи з цього було встановлено залежність твердості від міжпластинчастої відстані (рис. 6.11).

Виходячи з кривих охолодження (рис 6.1) встановлено, що при швидкості охолодження 5,96°C/с дослідна сталь має перлітну структуру 99% (рис. 6.3) та значення твердості 432 НВ. При зменшенні швидкості охолодження до 1,47°C/с твердість дослідної сталі зменшується до 345 НВ. Виходячи з результатів аналізу сталі з C=0,84%, Mn=0,95%, Si=0,44%, V=0,01%, Ca=0,0006% встановлено, що при виготовленні залізничних рейок з досягненням вимог стандарту ДСТУ EN 13674-1:2018, категорії R400HT по поверхні (400-440НВ), та в центральних об'ємах

головки рейки на глибині 20 мм (не менше 370 НВ), можливе досягнення твердості 400НВ та більше без утворення дифузійно-зсувних структурних складових.

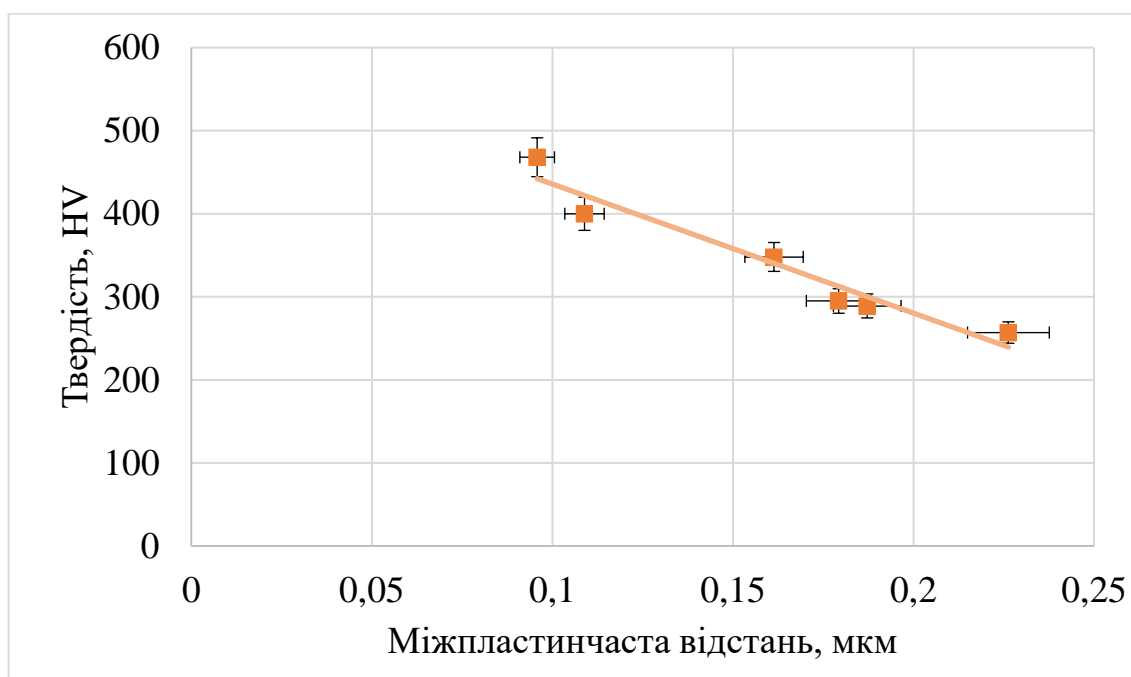


Рисунок 6.11 - Залежність твердості сталі від міжпластинчастої відстані перліту при швидкості охолодження 0,06...5,96°C/с

Разом з тим відомо, що при проміжному перетворенні з формуванням структури бейніту механічні властивості змінюються нелінійно, тому метод інтерполяції не дає коректних результатів [123-126].

На підставі лабораторного відпрацювання та отриманих результатів для дослідно-промислового опробування рекомендована термічна обробка з наступними параметрами: температура нагріву під термічну обробку 900 °C; швидкість охолодження 5,1 °C/с, температура відпуску 200 °C, тривалість відпуску 2год+15хв.

За результатами лабораторних досліджень, що були виконані в ІЧМ НАНУ, для дослідно-промислового опробування виробництва залізничних рейок рекомендовано наступний хімічний склад, % мас: C=0,84-0,92; Si=0,35-0,45; Mn=0,80-0,95; V≤ 0,0015; B=0,003-0,005%, [N]=0,012-0,015%, який дозволяє досягти комплексу механічних властивостей, який вище вимоги стандарту ДСТУ 4344:2004

та для виготовлення залізничних рейок високої міцності категорії R400HT за ДСТУ EN 13674-1:2018.

6.3 Висновок по розділу 6

Побудовано термодинамічні криві фазового перетворення сталі з $C=0,84\%$, $Mn=0,95\%$, $Si=0,44\%$, $V=0,01\%$, $Ca=0,0006\%$ та встановлено, що при швидкостях охолодження $0,06-5,96^{\circ}\text{C}/\text{с}$ структура складається переважно з перліту різної дисперсності, зі збільшенням швидкості охолодження до $12,38^{\circ}\text{C}/\text{с}$ проходить бейнітне перетворення з подальшою зміною морфології з пір'ястого до голчастого.

В результаті досліджень було побудовано структурну діаграму сталі з $C=0,84\%$, $Mn=0,95\%$, $Si=0,44\%$, $V=0,01\%$, $Ca=0,0006\%$. З якої показано, що при швидкості охолодження до $5,96^{\circ}\text{C}/\text{с}$ розпад аустеніту відбувається з утворенням перліту; при $5,96^{\circ}\text{C}/\text{с} \dots 64,36^{\circ}\text{C}/\text{с}$ структура сталі складається з перліту і бейніту; з подальшим збільшенням швидкості до $118,34^{\circ}\text{C}/\text{с}$ структура складається переважно з мартенситу.

Отримано залежність дисперсності перліту від швидкості охолодження сталі з $C=0,84\%$, $Mn=0,95\%$, $Si=0,44\%$, $V=0,01\%$, $Ca=0,0006\%$ та залежність твердості сталі від міжпластинчастої відстані перліту при швидкості охолодження $0,06 \dots 5,96^{\circ}\text{C}/\text{с}$.

У результаті отриманих залежностей та аналізу термодинамічних кривих досліджуваної сталі показано, що у досліджуваній сталі з $C=0,84\%$, $Mn=0,95\%$, $Si=0,44\%$, $V=0,01\%$, $Ca=0,0006\%$ можливе досягнення значення твердості в діапазоні 400...440 НВ без утворення дифузійно-зсувних структурних складових..

6.4 Список використаних джерел в розділі 6

У розділі 6 використані джерела [121-126]. Їх найменування представлені у загальному списку використаних джерел.

ВИСНОВКИ

В ході виконання дисертаційної роботи вирішена актуальна науково-технічна задача підвищення комплексу механічних властивостей високоміцних рейок перлітного класу до рівня кращих закордонних зразків (досягненням необхідного структурного стану та значень твердості відповідно вимог ДСТУ EN 13674-1:2018).

Основні висновки даних досліджень:

1. Показано, що рейки українського виробництва поступаються зарубіжним аналогам по механічним властивостям і, як наслідок, по експлуатаційній довговічності. Аналіз стану питання показав, що підвищення міцності сталі за рахунок розробки нового хімічного складу та термічної обробки призводить до підвищення експлуатаційних характеристик залізничних рейок.

2. Проведені дослідження закономірностей формування структурного стану та механічних властивостей по перетину головки залізничних рейок із високовуглецевих сталей, які виготовляються в Україні. Встановлено наявність неоднорідності структури на поверхні кочення рейки і низьку дисперсність структури на глибині 11 мм від поверхні кочення виробу. Встановлено, що існуюча на українських підприємствах технологія термічної обробки для сталі K76Ф не забезпечує високий рівень твердості по перерізу головки рейки (до глибини 20 мм), що не відповідає вимогам стандарту ДСТУ EN 13674-1:2018 для високоміцних рейок.

3. Визначили раціональні способи обчислення розподілу теплових полів, які дозволяють прогнозувати зміну температури, швидкості охолодження по перерізу головки рейки в процесі диференційованого спреєрного охолодження. Вони можуть бути застосовані для керування параметрами прискореного охолодження рейки з метою отримання заданого структурного стану і комплексу механічних властивостей.

4. Розроблено методику визначення допустимого інтервалу швидкостей охолодження сталей для досягнення необхідних параметрів структурної складової

та значень твердості. Дана методика може бути застосована при прогнозуванні зміни швидкості охолодження в процесах охолодження металопродукції.

5. З використанням розробленої методики для сталі K76Ф встановлені закономірності зміни твердості та мікроструктури в залежності від швидкості охолодження. Встановлено, що при середній швидкості охолодження $\sim 8^{\circ}\text{C}/\text{c}$ твердість складає 405 HB, а при середній швидкості охолодження $\sim 1,5^{\circ}\text{C}/\text{c}$ - 352 HB, що відповідає вимогам до залізничних рейок за ДСТУ EN 13674-1:2018 на поверхні та на глибині 20 мм відповідно. Зміна значень твердості в контрольних точках пов'язана зі зміною морфології перліту.

6. Отримано термодинамічні криві фазового перетворення сталі з $\text{C}=0,84\%$, $\text{Mn}=0,95\%$, $\text{Si}=0,44\%$, $\text{V}=0,01\%$, $\text{Ca}=0,0006\%$. З результатів мікроструктурних досліджень встановлено, що при швидкості охолодження до $5,9^{\circ}\text{C}/\text{c}$ формується перлітна структура, при швидкості охолодження $21,4\text{--}64,3^{\circ}\text{C}/\text{c}$ структура складається переважно з перліту та бейніту пір'ястої морфології. При швидкості охолодження $64,3^{\circ}\text{C}/\text{c}$ та більше структура складається в основному з мартенситу.

7. Отримана залежність дисперсності перліту дослідної сталі $\text{C}=0,84\%$, $\text{Mn}=0,95\%$, $\text{Si}=0,44\%$, $\text{V}=0,01\%$, $\text{Ca}=0,0006\%$ від швидкості охолодження в діапазоні, який призводить до розпаду аустеніту за дифузійним механізмом (до $5,96^{\circ}\text{C}/\text{c}$). Встановлено закономірність зміни твердості зазначеної сталі від міжпластинчастої відстані перліту.

8. Встановлено, що при прискореному охолодженні ($5,1^{\circ}\text{C}/\text{c}$) від температури 900°C з наступним відпуском при температурі 200°C протягом 120 хв. мікроструктура являє собою високодисперсний перліт, що відповідає вимогам стандарту ДСТУ EN 13674-1:2018. Після термічної обробки за вказаним режимом механічні властивості дослідної сталі ($\text{C}=0,90\%$, $\text{Si}=0,39\%$, $\text{Mn}=0,89\%$, $\text{V}=0,015\%$, $\text{V}=0,003\%$, $[\text{N}]=0,01\%\text{мас}$) наступні: $\sigma_{\text{в}}=1295\text{ МПа}$, $\sigma_{\text{т}}=816\text{ МПа}$, $\delta_5=9,8\%$, $\psi=11,4\%$, що відповідає вимогам ДСТУ 4344:2004 (вища категорія), ДСТУ EN 13674-1:2018 (R400HT).

9. Розроблено рекомендації щодо хімічного складу дослідної сталі для залізничних рейок. Для дослідно-промислового опробування технології

виготовлення залізничних рейок рекомендовано наступний хімічний склад: C= 0,84...0,90%, Si=0,39...0,44%, Mn= 0,89...0,95%, V=0,012...0,015%, B=0,003...0,007%, [N]=0,01%, який дозволяє досягти комплексу механічних властивостей, що перевищує можливий для сталі, яка передбачена ДСТУ 4344:2004 та відповідає вимогам ДСТУ EN 13674-1:2018.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Рейки звичайні для залізниць широкої колії. Загальні технічні умови: ДСТУ 4344:2004. - [Чинний від 2005-10-01]. - К. : Держспоживстандарт України, 2005. - 31 с. - (Національний стандарт України).
2. Railway applications – Track – Rail – Part 1 : Vignole railway rails 46 kg/m and above ДСТУ EN 13674-1:2018 (EN 13674-1:2011 + A1:2017, IDT):. - [Дата початку дії 2019-01-01]. - ГП «Украинский научно-исследовательский и учебный центр проблем стандартизации, сертификации и качества», 2019. - 108 с. - (Державний стандарт України).
3. Railway applications – Track – Rail – Part 1 : Vignole railway rails 46 kg/m and above : EN 13674-1:2011 (E). - [With effect from 2011-08-01]. - Brussels. : European Committee For Standartization, 2011. - 108 p. - (CEN national Members).
4. Сталинский Д.В., Рудюк А.С., Сапожков В.Е. (2009). Технические требования к железнодорожным рельсам и меры по повышению их качества. *Металлургическая и горнорудная промышленность*, 2, 58-62.
5. Сталинский Д.В., Нестеров Д.К., Рудюк А.С., Сапожков В.Е. (2009). *Термическая обработка рельсов с нагрева токами высокой частоты*. Харьков: УкрГНТЦ «Энергосталь», 395 с
6. Скобло Т.С., Сапожков В.Е. (2013). Разработка и исследование охлаждающих устройств и способов закалки головки рельсов с нагрева ТВЧ. *Промышленность в фокусе*, 1, 56-65.
7. Сталинский Д.В., Рудюк А.С., Сапожков В.Е. (2008). Энергосберегающие технологии термоупрочнения рельсов с использованием тепла прокатного нагрева. *Металлургическая и горнорудная промышленность*, 4, 70-74.
8. Сталинский Д.В., Нестеров Д.К., Сапожков В.Е. (2006). Мировой опыт термоупрочнения рельсов с прокатного нагрева или с использованием части тепла. *Металлургическая и горнорудная промышленность*, 5, 59-63.

9. Большаков В. И., Долженков И. Е., Долженков В. И. (2001). *Технология термической и комбинированной обработки металлопродукции*. Днепропетровск: Gaudeamus, 261 с.
10. Скобло Т.С., Сапожков В.Е. (2011). Особенности технологии закалки железнодорожных рельсов с индукционного нагрева токами высокой частоты. *Материалы VII Международной научно-практической конференции «Ключевые вопросы в современной науке 2011»*, (17-25 апреля 2011, София – Белград), 39, 28-42.
11. Подольський Р. В., Сафронова О. А., Меркулов О. Є., Кононенко Г. А., Бабаченко О. І., Сафронов О. Л. (2022). Аналіз відповідності дослідних сталей для залізничних рейок сучасним стандартам України та ЄС. Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії. 36, 362-369. DOI: 10.52150/2522-9117-2022-36-362-369.
12. Бабаченко О. І., Кононенко Г. А., Філоненко Н. Ю., Хулін А. Н. (2018). Розробка математичної моделі розрахунку теплового поля за перетином залізничної рейки при термічній обробці. *Строительство, материаловедение, машиностроение*, 100, 31–35.
13. Azuma M., Fujita N., Takahashi M., Senuma T., Quidort D., Lung T. (2005). Modelling Upper and Lower Bainite Transformation in Steels. *ISIJ Int.*, 45, 221–228.
14. Bakhtiari R., Ekrami A. (2009). The effect of bainite morphology on the mechanical properties of a high bainite dual phase (HBDP) steel. *Mater. Sci. Eng. A*, 525, 159–165.
15. Kumar A., Dutta A., Makineni S., Herbig M., Petrov R., Sietsma J., Makeneni S. (2019). In-situ observation of strain partitioning and damage development in continuously cooled carbide-free bainitic steels using micro digital image correlation. *Mater. Sci. Eng. A*, 757, 107–116.
16. Сталинский Д.В., Нестеров Д.К., Сапожков В.Е. (2006). Улучшение качества рельсов при закалке с нагрева ТВЧ. *Металлургическая и горнорудная промышленность*, 1, 66-71.

17. Гуляев А. П. (1977). *Металловедение*. Москва: Металлургия, 646 с.
18. Ueda M., Matsuda K. (2020). Effects of carbon content and hardness on rolling contact fatigue resistance in heavily loaded pearlitic rail steels. *Wear*, 444–445, 203120.
19. Kumar A.; Dutta A.; Makineni S.; Herbig M.; Petrov R.; Sietsma J. In-situ observation of strain partitioning and damage development in continuously cooled carbide-free bainitic steels using micro digital image correlation. *Mater. Sci. Eng. A* 2019. 757. 107–116. [CrossRef]
20. Sourmail T., Caballero F., Garcia-Mateo C., Smanio V., Ziegler C., Kuntz M., Elvira R., Leiro A., Vuorinen E., Teeri T. (2013). Evaluation of potential of high Si high C steel nanostructured bainite for wear and fatigue applications. *Mater. Sci. Technol.*, 29, 1166–1173.
21. Jiapeng L., Yingqi L., Yinhua Z., Smanio. V., Yue H., Lubing S., Haohao D., Wenjian W., Fengshou L., Shaobo Z., Tong S. (2020). Dry rolling/sliding wear of bainitic rail steels under different contact stresses and slip ratios. *Material*, 13, 4678.
22. English A. T.. Bakofen U. A. (1976). *Influence of metal processing technologies on their fracture resistance. Destruction. Destruction of metals. T. 6*. Moscow: Metallurgy, 90 – 143.
23. Бабаченко А.И., Кононенко А.А., Дементьева Ж.А., Подольский Р.В., Шпак Е.А., Клиновья О.Ф. (2019). Надежность железнодорожных колес, изготовленных разными способами производства. *Металл и литье Украины*, 3-4 (310-311), 48-57.
24. Бабаченко А. И., Кононенко А. А., Подольский Р. В., Шпак Е. А. (2019). Оценка склонности к образованию дефектов термического происхождения опытных сталей для железнодорожных колес. *Вісник Придніпровської державної академії будівництва та архітектури*, 2 (251-252), 17-21.
25. Babachenko O. I., Kononenko G. A., Podolskyi R.V., Asgarov K., Çuğ H. (2019). Studying the effect of the structural condition of carbon steels and carbon content in them on the destruction mechanics during cyclic loading. Turkey. *The International*

Conference on Materials Science. Mechanical and Automotive Engineerings and Technology (IMSMATEC 19), (Cappadocia), 1-6.

26. Бабаченко О. І., Кононенко Г. А., Подольський Р. В. (2020). Встановлення раціональних швидкостей охолодження ободу залізничного колеса класу С по ААР М107/М208. *Матеріали 80 Міжнародної науково-практичної конференції «Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту»*, 190–192.

27. Babu S.S, Vogel S., Garcia-Mateo C., Clausen B., Morales-Rivas L., Caballero F.G., (2013). Microstructure evolution during tensile deformation of a nanostructured bainitic steel. *Scr. Mater.*, 69(11-12), 77–80.

28. Gamham J. E. (1995). *The Wear of Bainitic and Pearlitic Steels*. Ph.D. Thesis. University of Sheffield. England.

29. Ghonem H., Kalousek J. (1986). Surface Crack Initiation due to Biaxial Compression/Shear Loading. *Proceedings. 2nd International Conference on Contact Mechanics and Wear of Rail/Wheel Systems*, (Rhode Island), 338- 360

30. Wang T.S., Li X.Y., Zhang F.C., Zheng Y.Z. (2006). Microstructures and mechanical properties of 60Si2CrVA steel by isothermal transformation at low temperature. *Mater Sci Eng, A*, 438-440, 1124–7.

31. Узлов И.Г., Гасик М.И., Есаулов А.Т. и др. (1985). *Колесная сталь*. Киев: Техніка, 168 с.

32. Скобло Т.С., Сапожков В.Е. (2012). Технические требования и эксплуатационная стойкость железнодорожных рельсов, закаленных с нагрева ТВЧ. *Промышленность Фокус +*, 6, 40-51.

33. Скобло Т.С., Коломиец В.В., Власовец В.М., Ридный В.Ф., Ридный Р.В. (2011). Оценка износостойкости покрытий среднеуглеродистых сталей, улучшенных микролегированием и деформационным упрочнением. *Вісник СевНТУ*, 120, 83-86.

34. Sawley K., Jimenez R. (2000). *The Comparative Wear Performance of Premium and Bainitic Rail Steels Under Heavy Axle Loads*. K.: Association of American Railroads Transportation Technology Center. Inc., 57p.

35. H. de Boer et al. (1995). Naturally Hard Bainitic Rails with High Tensile Strength. *Stahl und Eisen*, 115(2), 93-98.
36. Jin N. (1995). *Mechanical Properties and Wear Performance of Bainitic Steels*. (Ph.D. Thesis), Oregon Graduate Institute. Portland.
37. Jin N., Clayton P. (1997). Effect of Microstructure on Rolling/Sliding Wear of Low Carbon Bainitic Steels. *Wear*, 202, 202-207
38. Heller W., Schweitzer R. (1982). Hardness. Microstructure and Wear Behavior of Steel Rails. *2nd. International Heavy Haul Railway Conference*. (Colorado Springs. Colorado), 282-286.
39. Sharma S., Sangal S., Mondal K. (2016). Wear behaviour of bainitic rail and wheel steels. *Mater. Sci. Technol.*, 32 (4), 266–274.
40. Pointner P. (2008). High strength rail steels-The importance of material properties in contact mechanics problems. *Wear*, 265, 1373–1379.
41. Скобло Т.С. (2006). Структура и свойства заэвтектоидной стали после термообработки. *Вісник ХНТУСГ ім. П. Василенка: Технічний сервіс АПК, техніка та технології у с-г машинобудуванні*, 42, 8-11.
42. Сталинский Д. В., Рудюк А. С., Сапожков В. Е. (2007). Хрупкая прочность, поверхностно закаленных рельсов с нагрева токами высокой частоты. *Металлургическая и горнорудная промышленность*, 3, 65 – 73.
43. Скобло Т.С., Сапожков В.Е. (2011). Термическая обработка с нагрева ТВЧ рельсов из низколегированной стали с использованием сфероидизирующего отжига. *Naukova mysl informacyjnej powieki*, (7-15 марта, 2011), 5, 49-60.
44. Нестеров Д.Н., Сапожков В.Е., Левченко Н.Ф. и др. (1994). Патент Украины № 3888 Способ термической обработки рельсов. Б. И. № 6 – 4, 1994. - 4с.
45. Bhadeshia. H. K. D. H. (1996). Hyperbolic Tangents and Alloys of Iron. *Materials World*, 7, 643-645.
46. Bristowe. P. D. Hansip. P. J., Barber Z. H. (Eds.) (2005). Introduction to Materials Modelling. *Introduction to Materials Modelling*. 1-14.
47. Bhadeshia. H. K. D. H., Sourmail. T. (2003). Success and Failure of Models. *Japan Society for the Promotion of Science*, 44, 299-314.

48. Takahashi. M., Bhadeshia. H. K. D. H. (1990). A Model for the Transition from Upper to Lower Bainite. *Materials Science and Technology*, 6, 592-603.
49. Bhadeshia. H. K. D. H. (2001). *Bainite in Steels. 2nd edition*. The University Press. Cambridge, 454p.
50. Li Y., Zhang F., Chen C., Lv Bo., Yang Z., Zheng C. (2016). Effects of deformation on the microstructures and mechanical properties of carbide-free bainitic steel for railway crossing and its hydrogen embrittlement characteristics. *Mater Sci Eng, A*, 651, 945–50.
51. Li Z., Zhao X., Esvelde C., Dollevoet R., Molodova M. (2008). An investigation into the causes of squats—Correlation analysis and numerical modeling. *Wear*, 265, 1349–1355.
52. Long X.Y., Branco R., Zhang F.C., Berto F., Martins R.F. (2020). Influence of Mn addition on cyclic deformation behaviour of bainitic rail steels. *Int J Fatigue*, 132, 105362.
53. Счастливец В. М. (2005). Новые представления о природе бейнитного превращения в сталях. *Металознавство та термічна обробка металів*, 7, 24-29.
54. Пикеринг Ф. Б. (1982). *Физическое металловедение и разработка сталей*. Москва: Металлургия, 184 с.
55. Гудремон. Э. (1966). *Специальные стали*. Москва: Металлургия, 734с.
56. Yang J.R., Bhadeshia H.K.D.H. (1986). Advances in Welding Science and Technology. *ASM. Metals Park*. (Ohio. USA), 187-191.
57. Caballero F.G., Bhadeshia H.K.D.H. (2004). Very strong bainite. *Curr Opin Solid State Mater Sci*, 8(3-4), 251–7.
58. Bhadeshia. H. K. D. H. (2005). High Performance Bainitic Steels. *Materials Science Forum*, 500-501, 63-74.
59. Bhadeshia. H. K. D. H., Edmonds. D. V. (1983). Bainite in Silicon Steels: A New Composition-Property approach. Part I. *Metal Science*, 17. 411-419.
60. Bhadeshia. H. K. D. H., Edmonds. D. V. (1983). Bainite in Silicon Steels: A New Composition-Property approach. Part II. *Metal Science*. 17. 326-331

61. Bhadeshia. H. K. D. H. (2001). *Bainite in Steels. 2nd edition*. The University Press. Cambridge, 454p.
62. He S.H., He B.B., Zhu K.Y., Huang M.X. (2018). Evolution of dislocation density in bainitic steel: Modeling and experiments. *Acta Mater*, 149, 46–56.
63. Узлов К. І. (2013). *Теорія і практика управління структуроутворенням механічними та експлуатаційними властивостями залізовуглецевих сплавів залізничного призначення при зсуво-дифузійній перекристалізації*. (дис. докт. техн. наук). Дніпропетровськ. 2013. – 494 с.
64. Hlavatý I., Sigmund M., Krejčí L., Mohyla P. (2009). The bainitic steels for rails applications. *Mater. Eng*, 16 (4), 44–50.
65. Clayton P., Sawley K.J., Bolton P.J., Pell G.M. (1987). Wear behavior of bainitic steels. *Wear*, 120, 199–220.
66. Лахтин Ю. М. (1976). *Металловедение и термическая обработка металлов : учебн. пособие (2-е изд., перер. и доп.)*. Москва: Металлургия, 407 с.
67. Коковихин Ю. И. (1995). *Технология сталепроволочного производства : учебн. для студентов вузов*. Киев : Ин-т систем. исслед. образования, 608 с
68. Бабаченко О. І.. Кононенко Г. А.. Рослик О.В.. Майстренко К.М.. Подольський Р.В. (2020). *Розробка сталей для металопродукції залізничного призначення*. Дніпро. «Домінанта-принт», 298 с.
69. Шипицын С.Я., Бабаскин Ю.З., Кирчу И.Ф. (2004). Применение сталей с карбонитридным упрочнением – это коренное повышение надежности и долговечности железнодорожных путей и подвижного состава. *Металл и литье Украины*, 1-2, 39-43.
70. Wenhao R., Wang, Limin. (2022). Precipitation behavior of $M_{23}C_6$ in high nitrogen austenitic heat-resistant steel. *Journal of Alloys and Compounds*. 905. 164013.
71. Spadotto J., Dille J., Watanabe M. Solórzano, I. (2018). Grain boundary precipitation phenomena in an alloy 33 (Cr-Fe-Ni-N) subjected to direct-aging treatments (700 °C and 900 °C). *Materials Characterization*. 140.

72. Рашев Ц.В. (1995). *Высокоазотистые стали. Металлургия под давлением*. София: Издательство Болгарской академии наук "Проф. Марин Дринов", 218с.
73. Poschitz I.N., Kolesov V.A. (1998). Use of High-Nitrogen non magnetic steel for production of steel-aluminum conductor. *5-th Int. Conf. High Nitrogen Steels. Espoo*, (27-28 may 1998, Finland). 19.
74. Нестеров Д.К., Сапожков В.Е., Дегтярев С.И. и др. (2003). Патент № 61059, Украины. Способ термической обработки рельсов. Б.И., 11, 5 с.
75. Нестеров Д.К., Сапожков В.Е., Левченко Н.Ф. и др. (1993). Патент № 6820 Украины. Устройство для охлаждения проката. Б.И., 9, 7 с.
76. Mujica Roncery L., Weber S., Theisen W. (2011). Nucleation and precipitation kinetics of $M_{23}C_6$ and M_2N in an Fe-Mn-Cr-C-N austenitic matrix and their relationship with the sensitization phenomenon. *Acta Materialia*. 59. 6275–6286.
77. Boettinger W. J., Warren J. A., Beckermann C., Karma A. (2002). Phase-field simulation of solidification. *Annual Review of Materials Research*, 32, 163–194.
78. El Wahabi M., Gavard L., Montheillet F., Cabrera J.M., Prado J.M. (2005). Effect of initial grain size on dynamic recrystallization in high purity austenitic stainless steels. *Acta. Mater.*, 53 (17), 4605–4612.
79. Caballero F. G., Garcia-Mateo C., de Andr es C. G. (2005). Dilatometric study of reaustenitisation of high silicon bainitic steels: Decomposition of retained austenite. *Materials Transactions*, 46, 581–586.
80. Костина М.В., Банных О.А., Блинов В.М. (2000). Особенности сталей легированных азотом. *Металознавство та термична обробка металів*, 12, 3-6.
81. Nakamura N., Tsuchiyama T., Takaki S. (1998). Effect of structural factors of the mechanical properties of the high nitrogen austenitic steels. *HNS-98. Book of Abstracts*, 209-214.
82. Блинов В.М., Елистратов А.В., Колесников А.Г. и др. (2000). Влияние термической обработки на структурные превращения и свойства высокоазотистых сталей. *Металознавство та термична обробка металів*, 6, 19-24.

83. Григорян В.А., Белянчиков Л.Н., Стомахин А.Я. (1987). *Теоретические основы электросталеплавильных процессов*. Москва: Металлургия, 136с.
84. Caballero F. G., Miller M. K., Mateo C. G., Capdevila C., Babu S. S. (2008). Redistribution of alloying elements during tempering of a nanocrystalline steel. *Acta Materialia*, 56, 188–199.
85. Cabus C., Regle H., Bacroix B. (2007). Orientation relationship between austenite and bainite in a multiphased steel. *Materials Characterization*, 58, 332–338.
86. Cai M. H., Ding H., Lee Y. K., Tang Z. Y., Zhang J. S. (2011). Effects of Si on microstructural evolution and mechanical properties of hot-rolled ferrite and bainite dual-phase steels. *ISIJ International*, 51, 476–481.
87. Cahn J. W. (1956). The kinetics of grain boundary nucleated reactions. *Acta Metallurgia*, 4, 449–459.
88. Cahn J. W. (1962). The impurity drag effect in grain boundary motion. *Acta Metallurgia*, 10, 789–798.
89. Pelke R.D., Elliot I.F. (1963). The Solubility of Nitrogen in Liquid Iron Alloys. *Transaction of the Metallurgical Society of AIME*, 227(5), 849-855.
90. Морозов А.И. (1968). *Водород и азот в стали*. Москва: Металлургиздат, 280с.
91. Hansen M., Anderko K. (1959). Constitution of binary alloys. 539-541.
92. Curtze S., Kundu M., Kuokkala V.-T., Datta S., Chattopadhyay P. P. (2008). Dynamic properties of new generation high-strength steels for armoring applications. *Society for Experimental Mechanics – 11th International Congress and Exhibition on Experimental and Applied Mechanics*, 4, 2051–2057.
93. Shenck H., Froberg M., Heineman H. (1962). Untersuchungen zur stickstoff aufnahme in flussigen Druckbericht lis zu vier Atmosfiran. *Eisenlegierungen in Archiv fur Eisenhuttenw*, 33 (9), 503-602.
94. Лякишев Н. П., Плинер Ю. Л., Лаппо С. И. (1986). *Борсодержащие стали и сплавы : монография*. Москва: Металлургия, 192 с.
95. Гасик М.И., Лякишев Н.П., Емлин Б.И. (1988). *Теория и технология производства ферросплавов*, Москва: Металлургия, 479-484.

96. Камкина Л. В., Манидин В. С., Пройдак С. В. (2015). Физико-химические и технологические особенности производства экономнолегированных борсодержащих сталей. *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 6. 19–23.
97. Berry W., Thomas M. (1979). Duport predicts promising future for its boron steel. *Wire Industry*, 6, 1479–1499.
98. Винарова С. М. (1961). *Бор, кальций и цирконий в чугунах и сталях*. Москва: Металлургиздат, 324 с.
99. Majer L., Shtrasburger H., Shnajder H. (1988). *Microalloying with niobium, vanadium, titanium, zirconium and boron and its influence on the properties of modern steels for the automotive industry. Avtostal : Compilation*. Moscow: Mechanical engineering, 63–84
100. Ryuichi Y., Yuichi K., Yasuto F. (2014). Experimental examination for understanding of transition behaviour of oxide inclusions on gas pressure weld interface: Joining phenomena of gas pressure welding. *Welding International*, 28 (7), 510–520.
101. Fujii M., Nakanowatari H., Nariai K. (2015). Rail flash-butt welding technology. *JFE Technical Report*, 20, 159–163.
102. Saita K., Karimine K., Ueda M., Iwano K., Yamamoto T., Hiroguchi K. (2013). Trends in rail welding technologies and our future approach. *Nippon Steel and Sumitomo Metal Technical Report*, 105, 84–92.
103. Dahl B., Mogard B., Grefott B., Ulander B. (1995). Repair of rails on-site by welding. *Svetsaren*, 50 (2), 10–14.
104. Takimoto T. (1984). Latest welding technology for long rail and its reliability. *Tetsu-to-Hagane*, 70 (10), 40–45.
105. Tachikawa H., Uneta T., Nishimoto H., Sasaki Y., Yanai J. (2000). Steel welding technologies for civil construction applications. *Nippon Steel Technical Report*, 82 (7), 35–41.
106. Okumura M., Karimine K., Uchino K., Yurioka N. (1995). Development of field fusion welding technology for rail-road rails. *Nippon Steel Technical Report*, 65 (4), 41–49

107. Скобло Т.С., Сапожков В.Е., Сидашенко А.И. (2018). *Производство поверхностно-закаленных рельсов с нагрева токами высокой частоты. Технологии производства и упрочнения. Оборудование. Теоретические основы процессов нагрева ТВЧ и охлаждения. Конструкционная прочность. Эксплуатационные испытания. Повреждаемость рельсов в пути. Неразрушающий контроль качества.* Харьков: ООО «ПромАрт», 562 с.

108. Нестеров Д.К., Сапожков В.Е., Левченко Н.Ф. и др. (1990). Термическая обработка рельсовой стали с использованием индукционного нагрева. *Металловедение и термическая обработка металлов*, 8, 30-34

109. Ткаченко Ф.К., Кузьмин С.О., Ефременко В.Г., Казанков В.Г. (2009). Кинетика превращения аустенита в рельсовых сталях марок М74 и 75ХГСМ при непрерывном охлаждении. *Вісник Дніпропетр. нац. університету залізн. трансп. ім. акад. В. Лазаряна: Зб. наукових праць*, 29, 198-201.

110. Polevoj E.V., Simonov Ju.N., Kozyrev N.A., Shevchenko R.A., Bashhenko L.P. (2021). Study of phase and structural transformations during the formation of a welded joint from rail steel. Message 1. Thermokinetic diagram of decomposition of supercooled austenite of rail steel R350LHT. *Izvestiya vuzov. Ferrous metallurgy*, 64 (2), 95–103.

111. Kozyrev N.A., Polevoj E.V., Shevchenko R.A., Simonov Ju.N., Mihno A.R. (2021). Investigation of the effect of alloying rail steel with chromium and vanadium on the decomposition of supercooled austenite. *Ferrous metallurgy. Bulletin of scientific, technical and economic information*, 77 (1), 28-33.

112. Бабаченко О. І., Кононенко Г. А., Хулін А.М. (2018). Дослідження кінетики розпаду аустеніту при безперервному охолодженні сталі К76Ф для рейок звичайних для залізниць широкої колії. *Збірник наукових праць Інституту чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України «Фундаментальні і прикладні проблеми чорної металургії»*, 317-327.

113. Попова Л.Е., Попов А.А. (1991). *Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-растворах в сплавах титана: Справочник термиста.* Москва: Металлургия, 503 с.

114. Попов А.А., Попова Л.Е. (1961). *Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита: Справочник термиста*. Москва: Государственно научно-техническое издательство машиностроительной литературы, 430 с.

115. Kohne T., Fahlkrans J., Stormvinter A., Maawad E., Winkelmann A., Hedström P., Borgenstam A. (2023). Evolution of Martensite Tetragonality in High-Carbon Steels Revealed by In Situ High-Energy X-Ray Diffraction. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 1-18.

116. Сталинский Д.В., Рудюк А.С., Сапожков В.Е. и др. (2009). Разработка оптимальных режимов поверхностной закалки головки рельсов с нагрева токами высокой частоты. *Металлургическая и горнорудная промышленность*, 5, 65-70.

117. Gaheladze G.S., Gordienko M.S., Dolgoplov A.F. (2001). The quality of rails made of low-alloy steel M70KhGSF. *Steel in translate*, 4, 65-66.

118. Горелик, С. С., Расторгуев, Л. Н., Скаков, Ю. А. (1970). *Рентгенографический и электроннооптический анализ*. Москва:Металлургия, 366с.

119. Adzhamskyu S. V., Kononenko H. A., Podolskyi R. V. (2021). Analysis of Structure after Heat Treatment of Inconel 718 Heat-Resistant Alloys Made by SLM-Technology. *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 43 (7), 909–924.

120. QuantorForm. (2022). Ресурсы: QForm. URL <http://www.qform3d.ru/products/qform>

121. Золотаревский В.С. (1998). *Механические свойства металлов: Учебник для вузов. 3 изд., перераб. и доп.* Москва: МИСИС, 400 с.

122. В.Н. Гриднев, Ю.Я. Мешков, С.П. Ошкадеров и др. (1973). *Физические основы электротермического упрочнения стали*. Киев: Наукова думка, 335 с.

123. Луценко, В. А., Бобков, П. А., Голубенко, Т. Н., Дробышевский, Л. А., & Грицаенко, В. И. (2013). Особенности структурообразования конструкционной легированной стали при термической обработке сортового проката. *Литьё и металлургия*, (1 (69)), 38-42.

124. Луценко, В. А., Бобков, П. А., Голубенко, Т. Н., Дробышевский, Л. А., Козачек, А. С., Луценко, О. В., & Грицаенко, В. И. (2013). Особенности формирования структуры в сортовом прокате из конструкционной легированной электростали. *Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации*, (1), 63-67.
125. Парусов, Э. В., Парусов, В. В., Сагура, Л. В. (2015). Влияние температуры аустенитизации на дисперсность перлита углеродистой стали. *Металознавство та термічна обробка металів*, (2), 14-18.
126. Парусов, В. В., Парусов, Э. В., Парусов, О. В., Сагура, Л. В., Чуйко, И. Н., & Сивак, А. И. (2013). Развитие теоретических представлений о перлитном превращении в стали. *Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии*, (27), 200-204.
127. Лякишев Н. П., Литвиненко Д. А., Матросов Ю. И, Никитин В. И. (1982). *Микролегирование сталей*. Москва: Металлургия, 110-116.
128. Узлов И.Г., Бабаченко А.И., Дементьева Ж.А. (2002). Исследование влияния действительного зерна на износостойкость и сопротивление хрупкому разрушению углеродистой стали. *Металлургическая и горная промышленность*, 5, 52 – 54.
129. Babachenko A. I., Borisenko A. Y., Yacenko A. I., Litvinenko P. L., Fedorova I. P. (2012). Исследование влияния горячей пластической деформации и термической обработки на структуру и свойства литой колесной стали. *Construction, materials science, mechanical engineering*, (64), 107-117.
130. ДСТУ ISO 148-1:2022. (2022). *Металеві матеріали. Випробування на ударний вигин за Шарпі на маятниковому копрі. Частина 1. Метод випробування*. Київ: ДП «УкрНДНЦ», 26с.
131. ДСТУ ISO 6892-1:2019. (2019). *Металеві матеріали. Випробування на розтяг. Частина 1. Метод випробування за кімнатної температури*. Київ: ДП «УкрНДНЦ», 68с.
132. Скобло Т.С., Сапожков В.Е., Александрова Н.М., Сидашенко А.И. (2014). *Качество термически упрочнённых рельсов и подкладок. Исследования*.

Теория. Оборудование. Технология. Эксплуатация.: Монография. Харьков: Щедра садиба плюс, 577с.

133. Петраш Л. В. (1959). *Закалочные среды*. Москва:МАШГИЗ, 114 с.

Список публікацій здобувача за темою дисертації

1. Бабаченко О. І., Кононенко Г. А., Рослик О. В., Майстренко К. М., **Подольський Р. В.** (2020). *Розробка сталей для металопродукції залізничного призначення: монографія*. Дніпро: Домінанта-принт. 298 с.
2. **Подольський Р. В.**, Бабаченко О. І., Кононенко Г. А. Романова Н. С., Сафронова А. О., Клемешов Е.С. (2022). *Застосування спеціалізованого програмного забезпечення в матеріалознавстві та термічній обробці металів та сплавів: методичний посібник*. Дніпро: Україн. держ. ун-т науки і технол. 66 с.
3. Babachenko O. I., Kononenko G. A., **Podolskyi R. V.** (2021). Development of a calculated model of temperature change of rail steel K76F to determine the parameters of heat treatment, which will provide a given structural state and performance properties. *Science and innovation*. №4, 25-32. DOI: [10.15407/scine17.04.025](https://doi.org/10.15407/scine17.04.025) (Scopus)
4. Babachenko, O.I., Kononenko, H.A., **Podolskyi, R.V.**, Safronova O.A. (2021). Steel for Railroad Rails with Improved Operating Properties. *Mater Sci*. T.56, №6, 814–819. DOI: [10.1007/s11003-021-00499-1](https://doi.org/10.1007/s11003-021-00499-1) (Scopus)
5. Babachenko O. I., Kononenko G. A., **Podolskyi R. V.**, Safronova O.A., Taranenko A.O. (2022). Analysis of the structure of samples of rail steels of the new generation with improved operational properties. Part 1, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, T.44, № 12, 1661—1677. DOI: [10.15407/mfint.44.12.1661](https://doi.org/10.15407/mfint.44.12.1661) (Scopus)
6. Babachenko O. I., Kononenko G. A., **Podolskyi R. V.**, Safronova O.A., Baskevich O.S. (2023). Analysis of the structure of samples of rail steels of the new generation with improved operational properties. Part 2, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, T.45, № 1, 137—156. DOI: [10.15407/mfint.45.01.0137](https://doi.org/10.15407/mfint.45.01.0137) (Scopus)
7. Бабаченко О. І., Кононенко Г. А., **Подольський Р. В.** (2022). Дослідження кінетики розпаду аустеніту при безперервному охолодженні сталі з 0,84% С, 0,44% Si, 0,95% Mn, 0,01% В, 0,0006% Са для залізничних рейок нового покоління. *Український журнал будівництва та архітектури*. №5, 7-12. DOI: 10.30838/J.BPSACEA.2312.251022.7.885

8. Бабаченко О. І., Кононенко Г. А., **Подольський Р. В.**, Сафронова О. А. (2021). Дослідження мікроструктури і твердості дослідних рейкових сталей в литому стані, після гарячої пластичної деформації і термічної обробки. *Метал та лиття України*. 1, 81-86. DOI:[10.15407/steelcast2021.01.081](https://doi.org/10.15407/steelcast2021.01.081)
9. Бабаченко О. І., Дьоміна К. Г., Кононенко Г. А., **Подольський Р. В.** (2020). Аналіз впливу деформаційного пророблення безперервнолитих заготовок на макро- і мікроструктуру конструкційних сталей (огляд). *Металознавство та термічна обробка металів*. 91 (4), 17-29. DOI: 10.30838/J.PMNTM.2413.241120.17.687
10. Бабаченко О. І., Кононенко Г. А., **Подольський Р. В.**, Сафронова О. А. (2020). Сталь для залізничних рейок з поліпшеними експлуатаційними властивостями. *Фізико-хімічна механіка матеріалів*. 56 (6), 82-87. (http://nbuv.gov.ua/UJRN/PHKhMM_2020_56_6_13)
11. **Подольський Р. В.**, Сафронова О. А., Меркулов О. Є., Кононенко Г. А., Бабаченко О. І., Сафронов О. Л. (2022). Аналіз відповідності дослідних сталей для залізничних рейок сучасним стандартам України та ЄС. *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії*. 36, 362-369. DOI: 10.52150/2522-9117-2022-36-362-369.
12. Бабаченко О.І., Кононенко Г.А., Дьоміна К.Г., **Подольський Р.В.** (2019). Дослідження впливу швидкості охолодження на структурний стан сталі К76Ф для звичайних рейок широкої колії. *Збірник наукових праць XV міжнародної конференції «Стратегія якості в промисловості і освіті»*. (3 – 6 червня 2019 р., м. Варна), 19-24
13. **Подольський Р. В.**, Дейнеко Л. М. (2020). Визначення подальших напрямів підвищення експлуатаційної надійності залізничних рейок нового покоління. *Всеукраїнська науково-технічна конференція "Молодая академия 2020"*. (21-22 травня 2020 р., м. Дніпро), 59.
14. **Подольський Р. В.**, Сафронова О. А., Бабаченко О. І., Кононенко Г. А. (2020). Дослідження впливу термічної обробки на формування мікроструктури та

твердості дослідних рейкових сталей. *Всеукраїнська конференція молодих вчених "Молоді вчені - 2020"*. (12 березня 2021 р., Дніпро), 53–56.

15. Бабаченко О. І., Кононенко Г. А., **Подольський Р. В.** (2020). Імітаційне моделювання зміни теплового поля залізничної рейки під час диференційної термічної обробки. *VI Міжнародна науково технічна конференція «Комп'ютерне моделювання та оптимізація складних систем»*. (4-6 листопада 2020р., Дніпро), 17–18.

16. Бабаченко О. І., Кононенко Г. А., **Подольський Р. В.**, Сафронова О. А. (2020). Дослідження впливу режимів термічної обробки дослідних сталей для залізничних рейок нового покоління на механічні властивості. *Збірник наукових праць Інституту чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України «Фундаментальні і прикладні проблеми чорної металургії»*. 247-255.

17. Бабаченко О.І., **Подольський Р.В.**, Кононенко Г.А., Сафронова О.А. (2019). Порівняльний аналіз способів термічної обробки залізничних рейок та визначенням подальших напрямків підвищення їх експлуатаційної надійності. *Збірник наукових праць Інституту чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України «Фундаментальні і прикладні проблеми чорної металургії»*. 219-231.

18. Бабаченко О. А., Кононенко Г. А., **Подольський Р. В.** (2020). Дослідження мікроструктури та розподілу твердості рейок по перерізу при термічній обробці головки рейки, які створюються при виробництві за поточною технологією. *Матеріали міжнародної наукової конференції «Міждисциплінарні наукові дослідження: особливості та тенденції»*. (4 грудня 2020р, Чернігів), 50–56.

19. Бабаченко О.І., Дьоміна К.Г., Кононенко Г.А, Сафронова О.А., **Подольський Р.В.** (2021). Аналіз існуючих способів підвищення якості металопродукції залізничного призначення. *Матеріали XVII Міжнародної науково-практичної конференції «Литво. Металургія. 2021»*. (18-20 травня 2021 р, Запоріжжя), 256–259.

20. Бабаченко О. І., Кононенко Г. А., Меркулов О.Є. **Подольський Р. В.**, Клемешов Є. С., Сафронова О. А. (2021). Моделювання фазовоструктурних

перетворень у сталі для залізничних рейок нового покоління. *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії*. 212-222.

21. **Подольський Р.В.**, Сафронова О.А., Меркулов О.Є., Кононенко Г.А. (2022). Виготовлення рейкової сталі нового покоління. *Матеріали міжнародної науково-практичної конференції «Інформаційні технології в металургії та машинобудуванні»*. (15-17 березня 2022, Дніпро), 244–247. DOI: 10.34185/1991-7848.itmm.2022.01.044

22. **Подольський Р.В.**, Сафронова О.А., Меркулов О.Є., Кононенко Г.А. (2022). Аналіз вимог існуючої вітчизняної і світової нормативно-технічної документації до залізничних рейок. *Матеріали XIV Міжнародної науково-технічної конференції "Нові матеріали і технології в машинобудуванні"*. (28-29 квітня 2022, Київ), 155–157. (<http://metalcasting.kpi.ua/2022/paper/view/26318>)

23. **Подольський Р.В.**, Сафронова О.А., Меркулов О.Є., Кононенко Г.А. (2022). Визначення та систематизування шляхів підвищення зносостійкості залізничних рейок. *Матеріали XVII Міжнародної науково-практичної конференції «Литво. Металургія. 2022»*. (04-06 жовтня 2022 р, Харків-Київ), 217–219. (<https://files.nas.gov.ua/PublicMessages/Documents/0/2022/10/221010082843999-9454.pdf>)



ЗАТВЕРДЖУЮ
Заст. директор Інститута чорної
металургії ім. З. І. Некрасова
НАН України

О.Є. Меркулов
О.Є. Меркулов

МЕТОДИКА проведення визначення раціонального інтервалу швидкостей охолодження сталей

Призначення: Встановлює порядок проведення та зміст робіт по проведенню випробувань для визначення раціонального інтервалу швидкостей безперервного охолодження

РОЗРОБЛЕНА

м.н.с. відділу проблем деформаційно-термічної обробки конструкційних сталей ІЧМ НАНУ,

Р.В. Подольський
Р.В. Подольський

З М І С Т

	Стор.
1. Галузь застосування	3
2. Нормативні посилання	3
3. Застосування	3
4. Обладнання	4
5. Розміри зразків та їх підготовка	4
6. Визначення інтервалу швидкостей	5
7. Звіт	6
8. Метрологічне забезпечення	6

1 Галузь застосування

Дана методика встановлює порядок проведення та зміст роботи з виготовлення зразків та проведення випробувань на визначення раціонального інтервалу швидкостей охолодження сталей.

Головною метою даного методу випробувань є визначення швидкостей охолодження, які забезпечують умови для отримання необхідної структури та твердості у зразках із сталей з різним хімічним складом, структурним станом та рівнем механічних властивостей.

Даний метод випробування передбачає полягає у нагріву зразка до температури загартування з встановленими термopарам на попередньо визначеній висоті у дослідному зразку з наступним охолодженням його торцю для створення умов диференційованого охолодження з фіксацією зміни температури у часі.

Рекомендовано застосовувати калібровану термopару ТХА (хромель-алюмель) для визначення зміни температури під час охолодження та встановлення впливу розбіжностей випробувальної системи.

Випробування зразків матеріалу повинні відповідати наступним умовам:

- час нагріву, охолодження, подача охолоджуючої суміші, час встановлення зразка до експериментально випробувальної установки наближені до умов випробування на прогартуваність;
- випробувальні зразки та випробувальні машини повинні бути стандартними та повинні забезпечувати сумісність результатів, проведених різними дослідниками;
- умови та методи випробувань повинні забезпечувати отримання швидкостей охолодження з найменшим впливом конструктивних особливостей зразку.

2 Нормативні посилання

ГОСТ 5657 (СТ СЭВ 475-88) – Сталь. Метод испытания на прокаливаемость.

DIN EN ISO 642 – Steel – Hardenability test by end quenching (Jominy test).

ASTM A 255-10 – Standard Test Methods for Determining Hardenability of Steel.

ISO 6508-1 – Metallic materials – Rockwell hardness test – Part 1: Test method (scales A, B, C, D, E, F, G, H, K, N, T).

3 Застосування

3.1 Визначені за даною методикою значення швидкості охолодження в контрольованих точках можуть бути використанні при визначенні раціонального інтервалу швидкостей охолодження поверхневих і центральних ділянок в умовах диференційованого охолодження.

3.2 Дана методика дозволяє виконувати випробування з отриманням фактичних даних зміни температури під час охолодження на певній відстані від охолоджуваного торцю (за рахунок проведення випробувань в лабораторних умовах) та визначати обчислювати раціональні інтервали швидкостей охолодження в контрольних точках, які відповідають наперед заданим критеріям структури та твердості. Ця методика визначення дозволить проводити прискорений аналіз випробуваної сталі для вибору швидкості охолодження для досягнення заданої твердості та мікроструктури на відстані від торцю при диференційованому охолодженні. Це дозволить уникати складних комплексних досліджень з побудовою термодинамічної діаграми, які тривають довгий час та необхідності досліджень значної кількості зразків.

3.3 Першим етапом за даною методикою є визначення прогартуваності сталі. Прогартуваність - характеризується глибиною проникнення гартуваного (мартенситного або напівмартенситного) шару в об'єм виробу, що загартується. Прогартуваність визначається критичною швидкістю загартування, що залежить від складу сталі.

3.4 При визначенні прогартуваності методом торцевого загартування сталь однієї плавки характеризується кривою, побудованою в координатах: твердість (по осі ординат) – відстань від торцю (по осі абсцис), що проявляється у поступовій зміні мікроструктури, що протікає під час одностороннього охолодження.

3.5 Існує кілька методик оцінки прогартуваності, найбільше застосування з яких до теперішнього часу має метод торцевого загартування, при якому визначають твердість сталі як функцію відстані від торця охолоджуваної струменем загартувальної рідини циліндра з ізолюваною бічною поверхнею.

4. Обладнання

4.1 Для визначення раціонального інтервалу швидкостей охолодження в умовах диференційованого охолодження використовується експериментальний випробувальний стенд «Термостат». Експериментальний випробувальний стенд «Термостат» (рис. 4.1) призначений для випробування сталей на прогартуваність та визначення припустимого інтервалу швидкостей охолодження при диференційованому охолодженні.

4.2 Застосована методика полягає в контролі температури в процесі охолодження зразків, розміщені термопари на різній глибині (відстані від охолоджуваного торцю) з можливістю автоматичного запису термограм. При випробуванні дослідного зразка контакт з охолоджуючим середовищем торцевої частини виникає за допомогою сопла, яке подає воду таким чином, що висота фонтану складає 58-60 мм. Дослідний зразок (1) встановлюється в самоцентрувальний отвір планки (тримач) (2) над соплом з забезпеченням співвісності водяного сопла та зразка. Подача охолоджуючого середовища виконується з резервуару з водою (3) з застосуванням занурюваного насоса (4), контроль температури охолоджуючого середовища виконується термометром (5), контроль швидкості охолодження зразка на різній висоті виконується термопарами (6). Запис термограм виконується за допомогою АЦП та спеціалізованого програмного забезпечення.

Експериментально-випробувальний стенд дозволяє використовувати інше охолоджуюче середовище таке, як полімерні охолоджуючі середовища, що дозволяють виконувати визначення раціональних швидкостей охолодження за інших умов охолодження сталі.

Основні технічні характеристики експериментально-випробувального стенду:

- Діапазон робочої температури, °C: 8...22;
- Охолоджуюче середовище: вода;
- Резервуар з водою, л: 25;
- Висота фонтану води, мм: 58-60 ;
- Габарити установки, мм: 400x400x450.

5. Розмір зразків та їх підготовка

Перед вирізкою зразків заготовки необхідно піддати нормалізації відповідно до вимог ГОСТ 5657, ASTM A 255-10, DIN EN ISO 642. Відповідно до рекомендацій стандарту і з урахуванням хімічного складу сталі необхідно обрати параметри нормалізації заготовок та провести нагрів та витримку 30 хвилин. Після нормалізації із заготовок виготовити 2 зразка з розмірами відповідно до стандарту ГОСТ 5657 (рис. 5.1). Відповідно до вимог п. 4.1 стандарту ГОСТ 5657 зразок має бути розміщений в спеціальній захисній капсулі з графітовою пластиною на час перебування в печі. Це дозволяє уникнути процесу знеуглецювання поверхні зразка в процесі нагрівання і витримки.

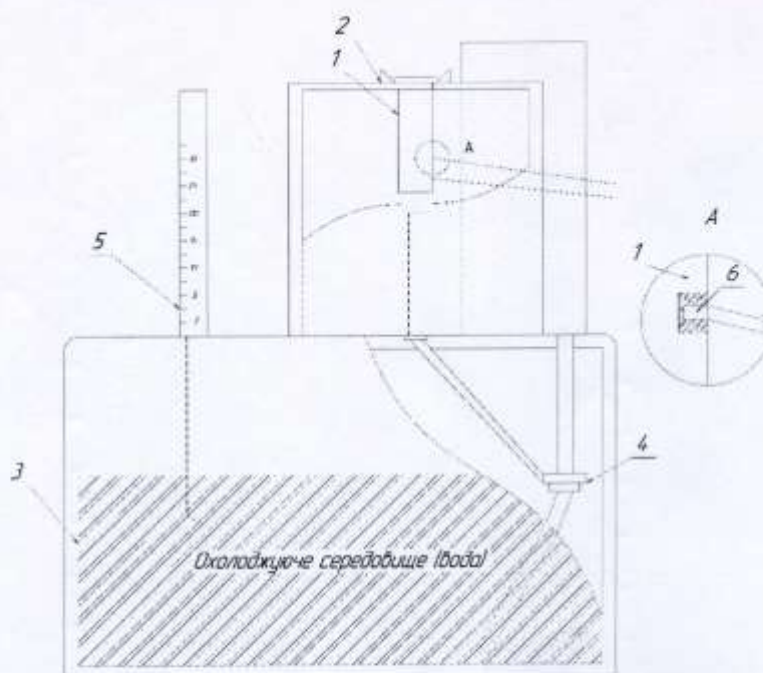


Рисунок 4.1 – Схема експериментально-випробувального стенду «Термостат»

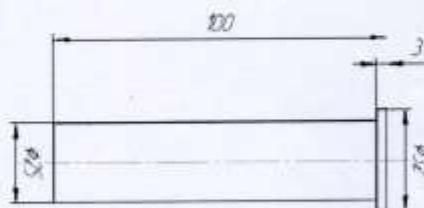


Рисунок 5.1 – Схема зразку для випробування сталі на прогартуваність згідно з ГОСТ 5657, ASTM A 255-10, DIN EN ISO 642

6. Визначення інтервалу швидкостей

Визначення раціонального інтервалу швидкостей проводять в 2 етапи. Перший етап – випробування на прогартуваність з визначенням відстані від торцю, на якій забезпечується необхідний рівень твердості та формування наперед заданої мікроструктури (тип, кількість, морфологія фаз). Зразок нагрівають (переміщення не більше 5 с) та встановлюють в експериментально-випробувальний стенд, вмикається подання води через сопло. Після проходження 20 хвилин вимикають установку та дістають зразок з тримача.

Після торцевого загартування з зразка знімаються лиски в повній відповідності з вимогами стандарту ГОСТ 5657. Після зняття лисок зразок протравлюють в 5% водному розчині HNO_3 для контролю відсутності термічного впливу, який може виникати при сошліфуванні лисок. Виконується замір твердості аналіз мікроструктури на бічній стороні зразка з визначенням відстані до торцю, на якій твердість та структура відповідають наперед заданим. Таким чином, визначаємо критичні точки охолодження (відстані до торцю), у яких забезпечується необхідний рівень твердості та структурний стан.

На другому етапі – основне визначення. В зразки встановлюють термopарі контрольних точок охолодження, що забезпечує необхідний рівень твердості та мікроструктури на підставі першого етапу. Під час загартування проводиться фіксування термограм та визначення швидкості охолодження в контрольних точках.

Після охолодження дослідних зразків до кімнатної температури подання води через сопло вимикається, кнопкою «стоп» виконується зупинка експериментально-випробувального стенду.

7. Звіт

Рекомендована таблиця для відображення результатів визначення припустимого інтервалу швидкостей охолодження поверхневих і центральних ділянок виробів в умовах диференційованого охолодження показано в Таблиці 1.

Таблиця 1 – Рекомендований звіт про визначення припустимого інтервалу швидкостей охолодження поверхневих і центральних ділянок в умовах диференційованого охолодження.

Дата випробування:

Матеріал:

№ п/п	Відстань від торцю, мм	Твердість, HRC	Мікроструктура	Швидкість охолодження, °C	Примітка
1	0,5	61	Мартенсит	75	
2	1	60	Мартенсит	74	
3	1,5	59,5	Мартенсит	72	
4	

8. Метрологічне забезпечення

Випробувальна лабораторія має бути акредитована на право проведення випробувань щодо визначення досліджуваних характеристик. Підтвердженням технічної компетентності у виконанні цих робіт лабораторії є її акредитація – офіційне визнання органом з акредитації компетентності фізичної чи юридичної особи виконувати роботи у певній галузі оцінки відповідності. Основними документами, що підтверджують акредитацію, є «Посібник з якості», «Положення про лабораторію», «Паспорт лабораторії».

Обладнання для випробувань має виконувати випробування в повній відповідності до стандарту.

Додаток В

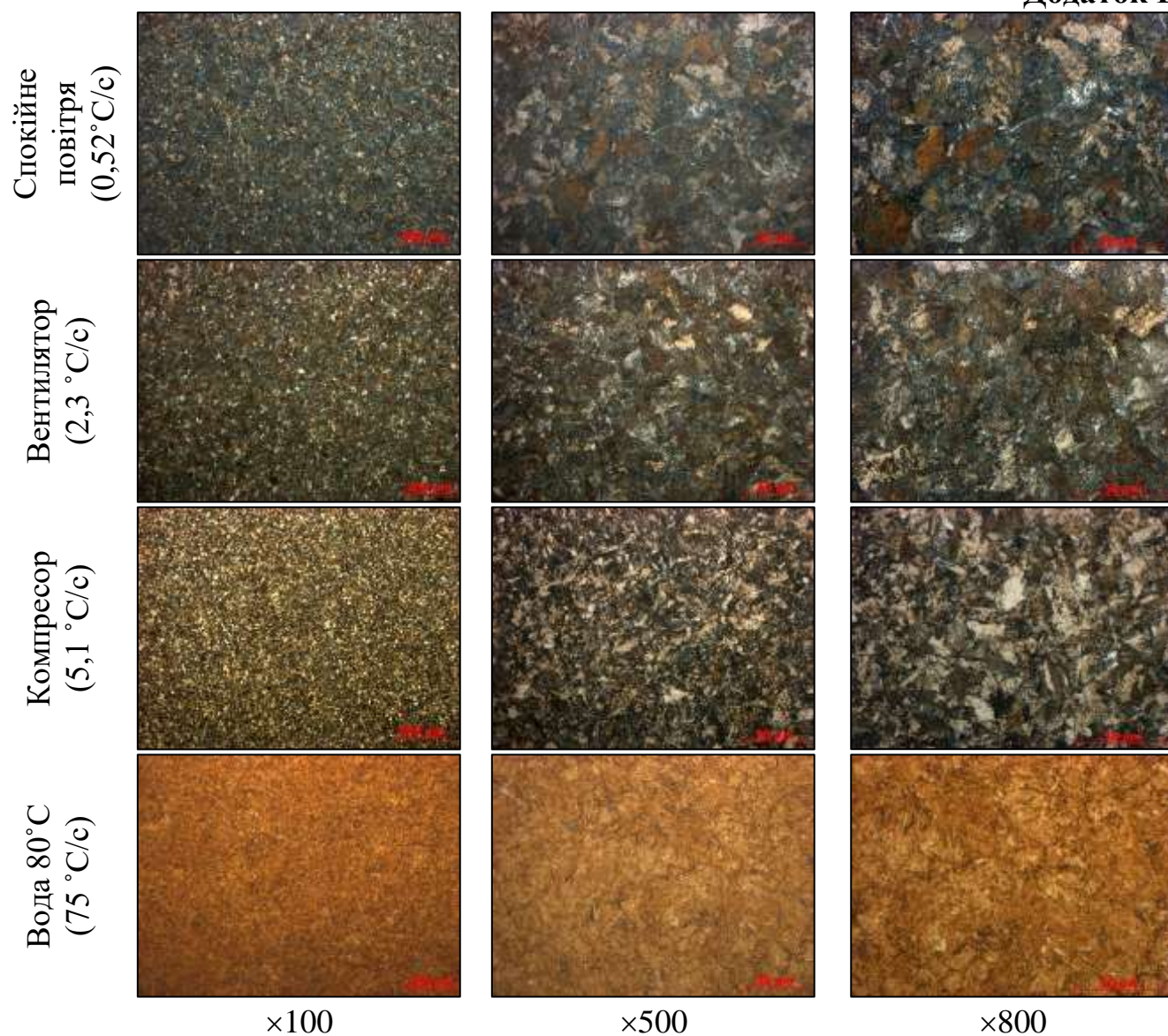


Рисунок В.1 - Мікроструктура дослідної сталі 1 після охолодження від 900 °C в різних середовищах.

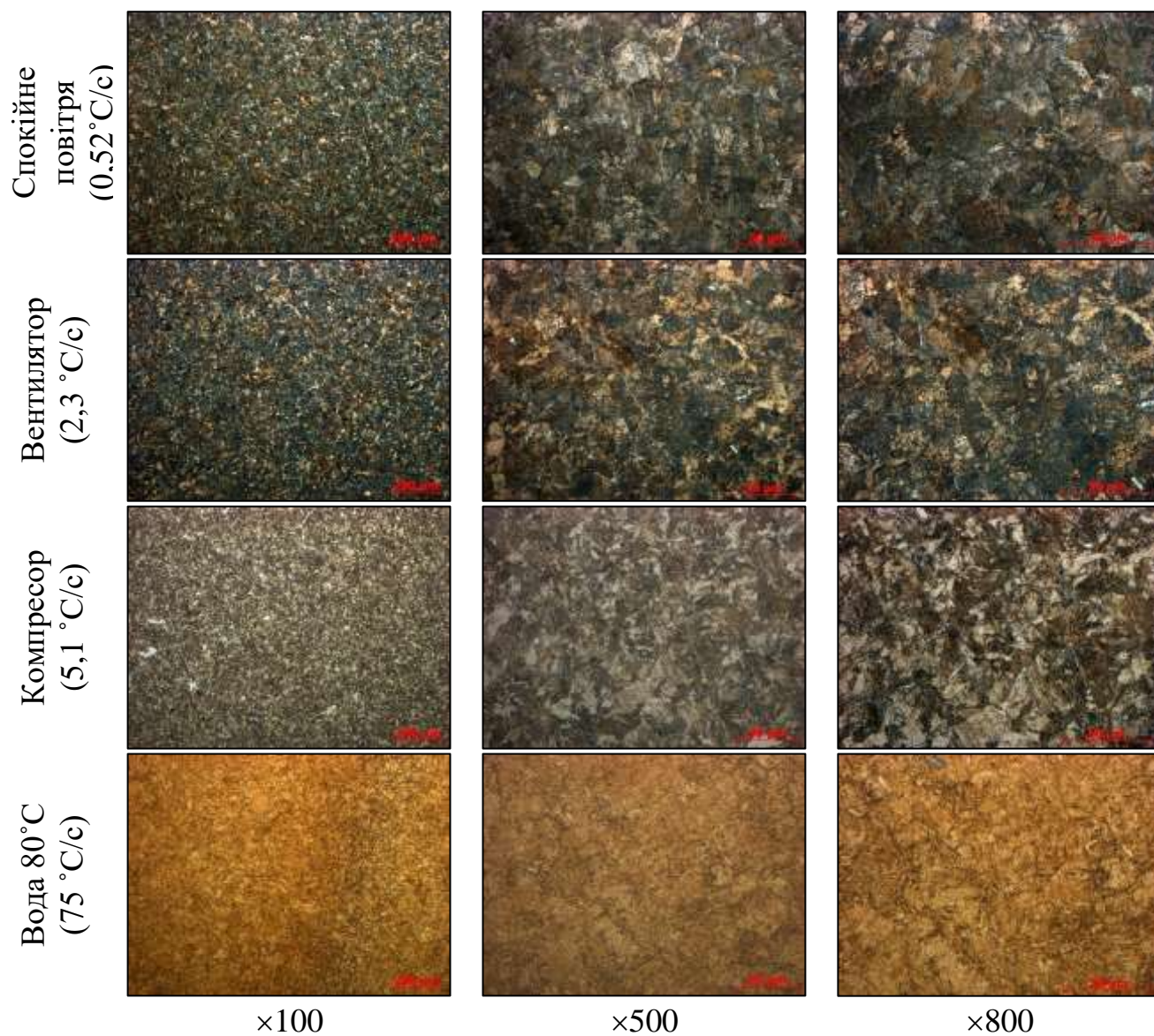


Рисунок В.2 - Мікроструктура дослідної сталі 2 після охолодження від 900 °C в різних середовищах.

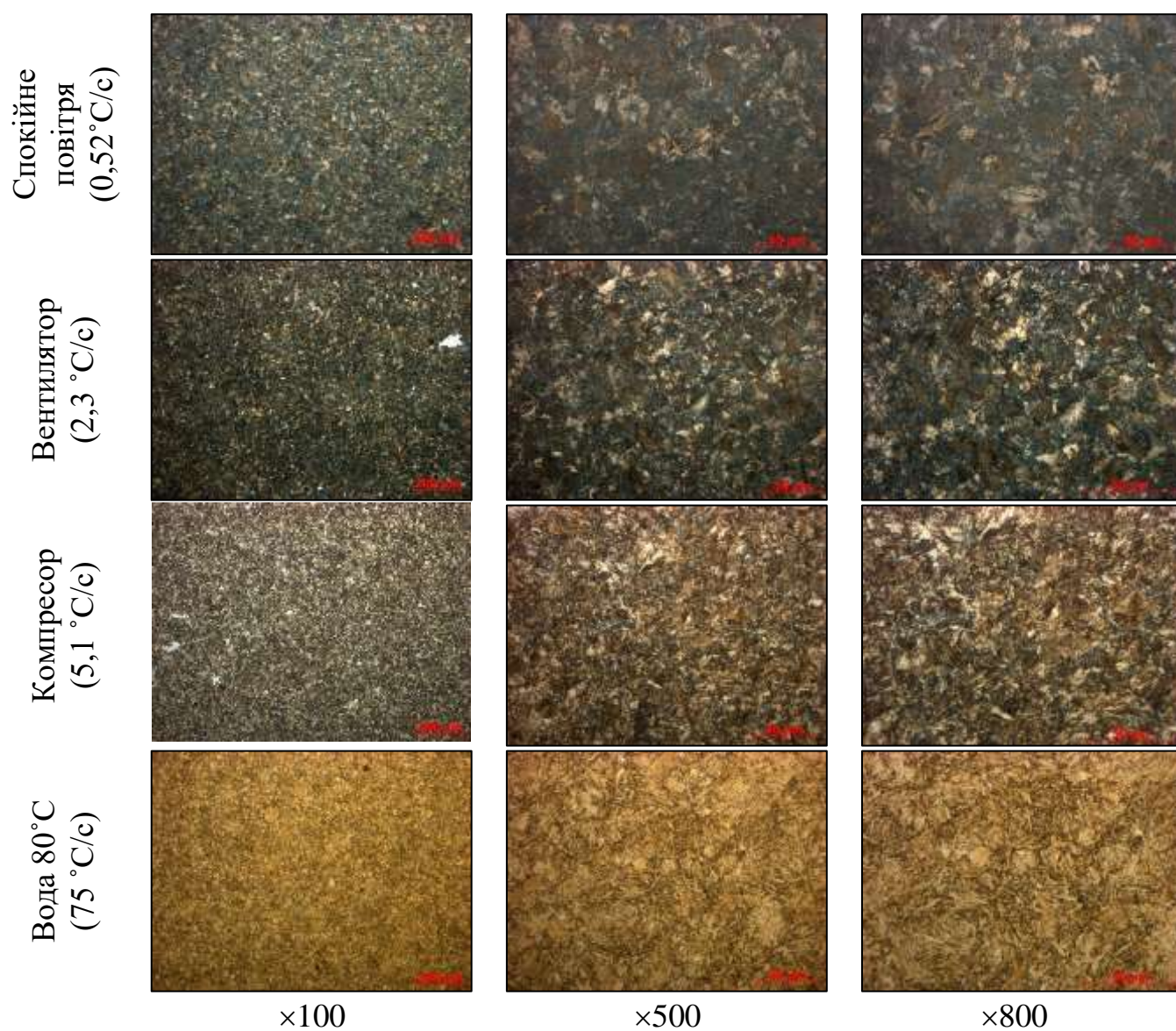


Рисунок В.3 - Мікроструктура дослідної сталі 3 після охолодження від 900 °C в різних середовищах.

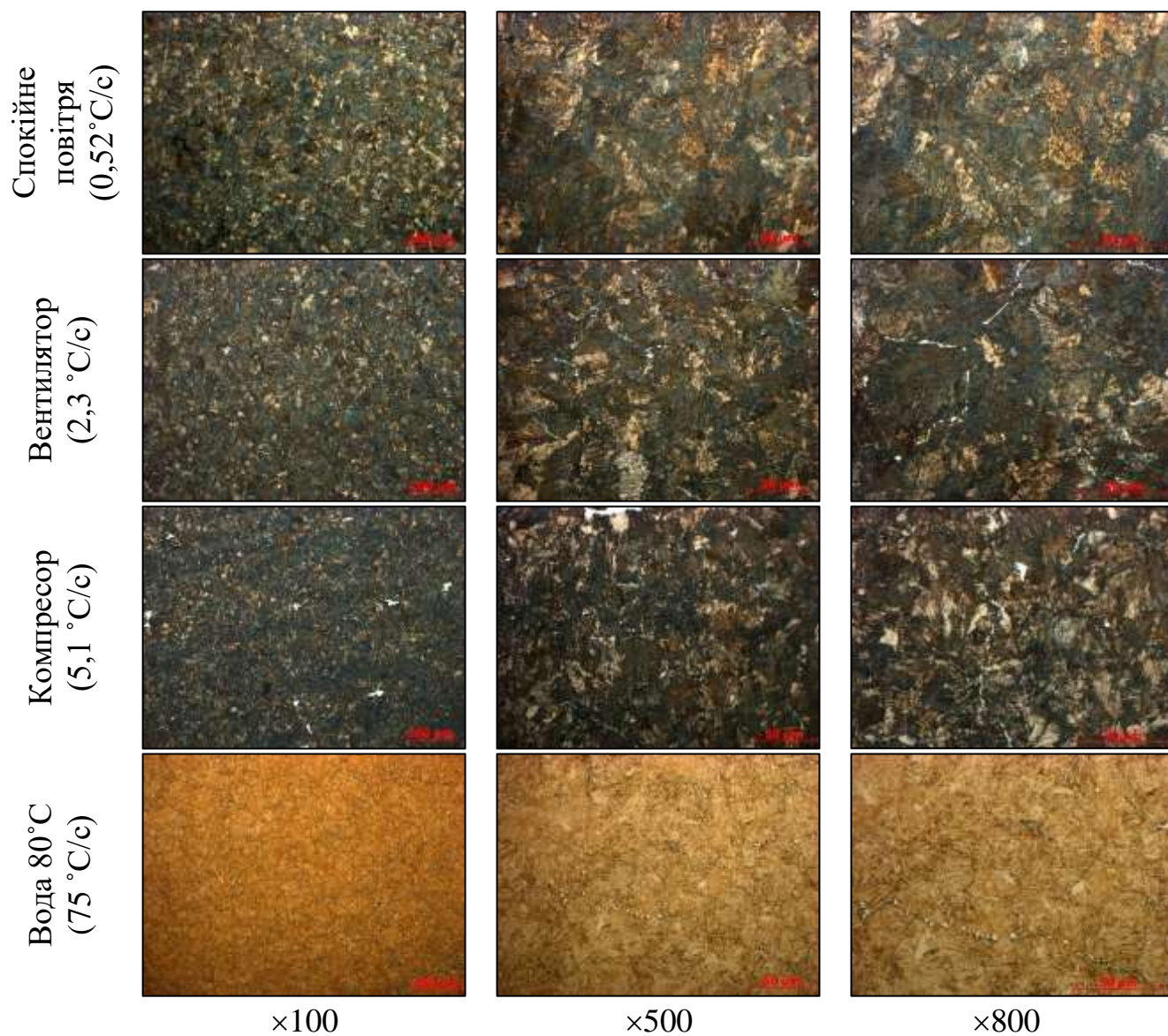


Рисунок В.4 - Мікроструктура дослідної сталі 4 після охолодження від 900 °C в різних середовищах.

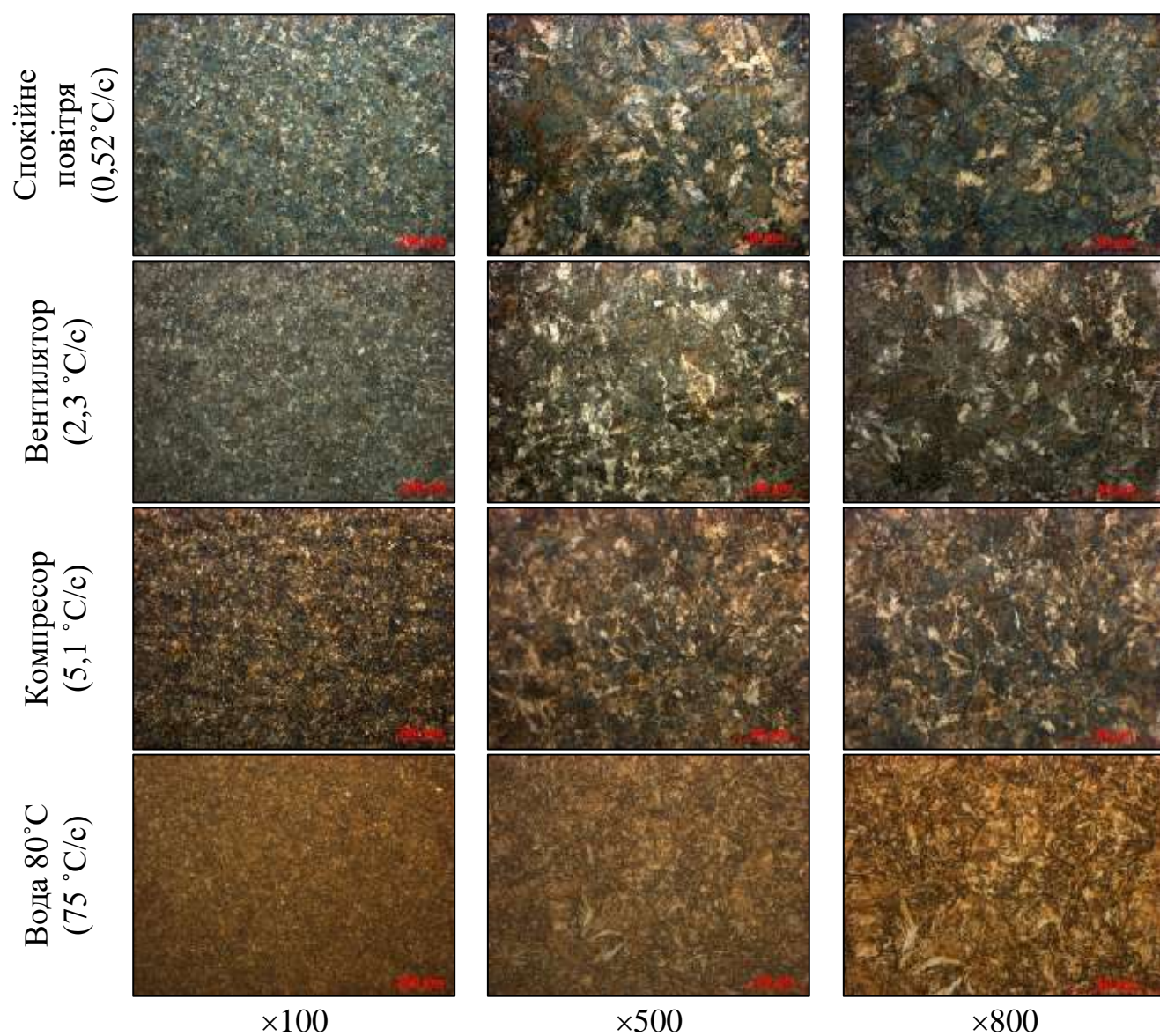


Рисунок В.5 - Мікроструктура дослідної сталі 5 після охолодження від 900 °C в різних середовищах.

Додаток Г

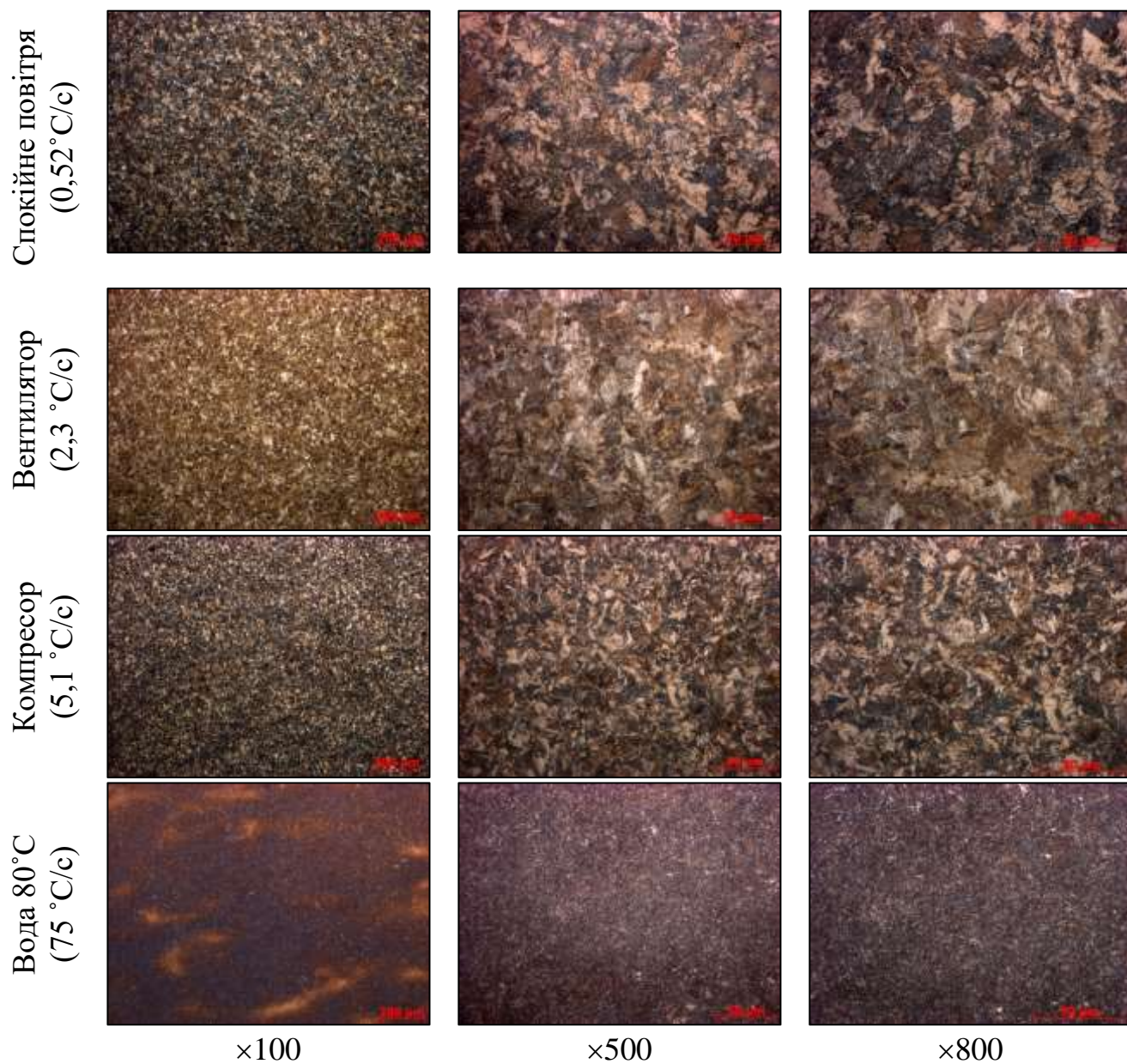


Рисунок Г.1 - Мікроструктура дослідної сталі 1 після охолодження від 900 °C з послідовним відпуском 500 °C.

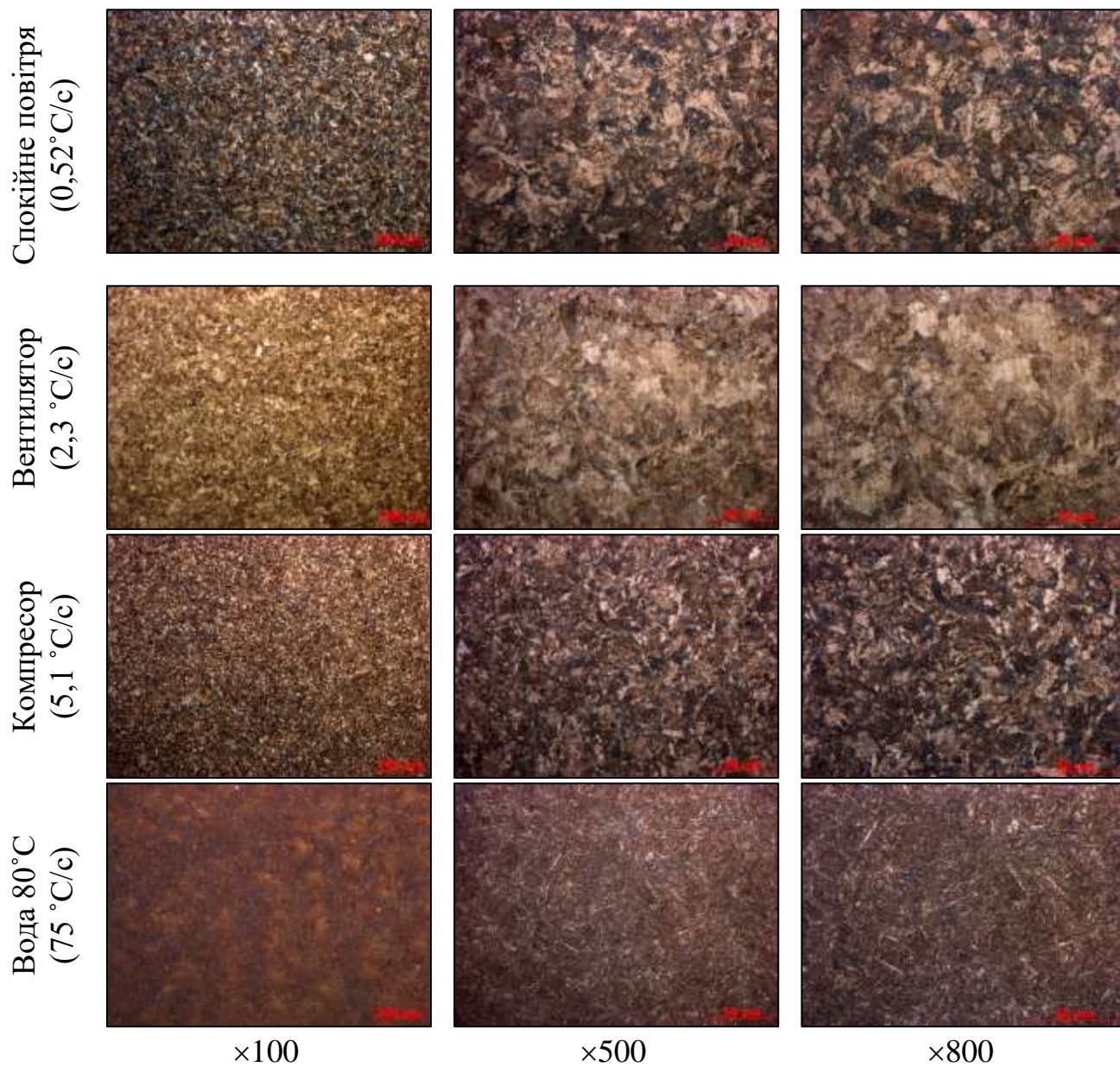


Рисунок Г.2 - Мікроструктура дослідної сталі 2 після охолодження від 900 °C з послідуєчим відпуском 500 °C.

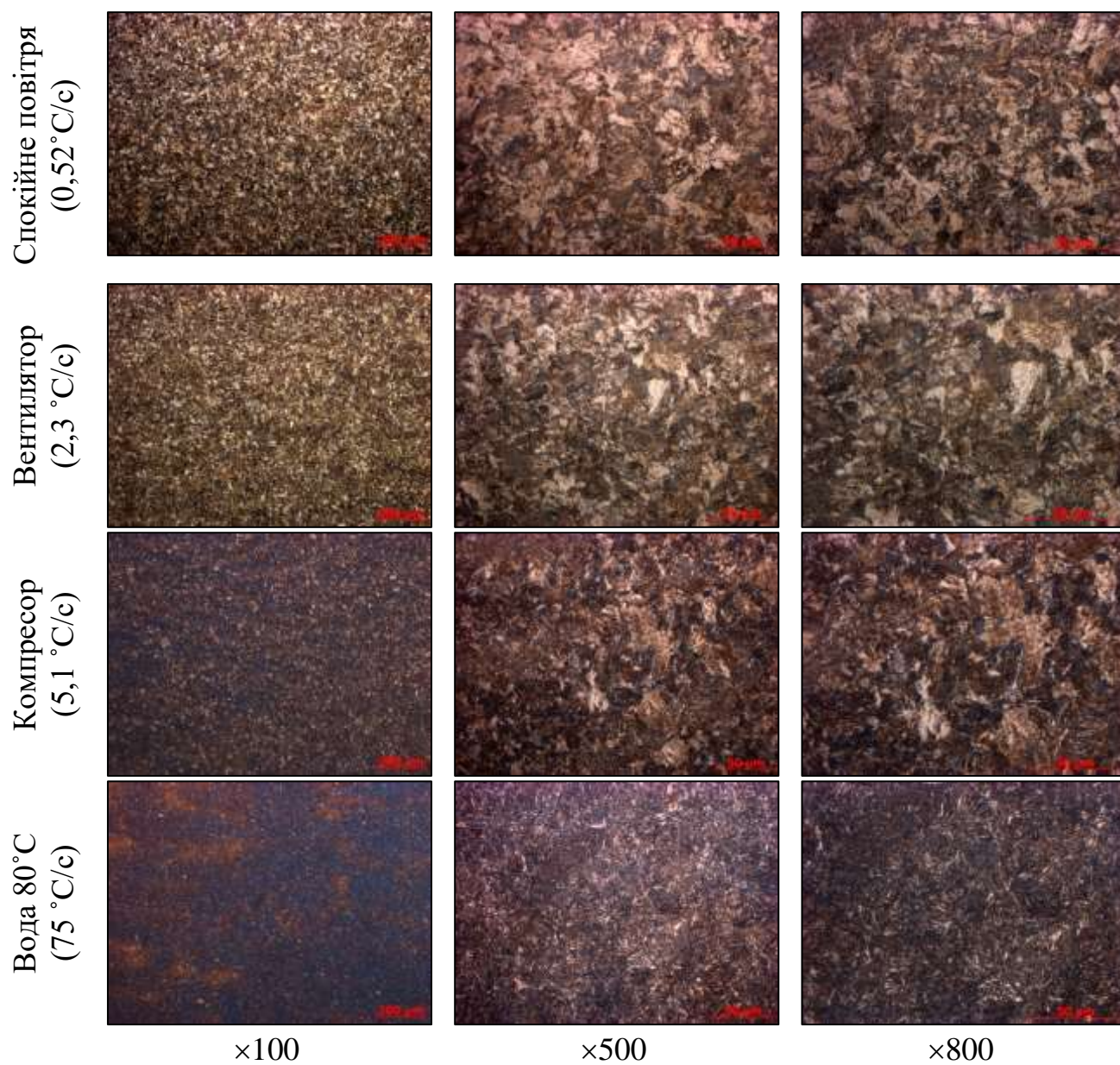


Рисунок Г.3 - Мікроструктура дослідної сталі 3 після охолодження від 900 °C з послідовним відпуском 500 °C.

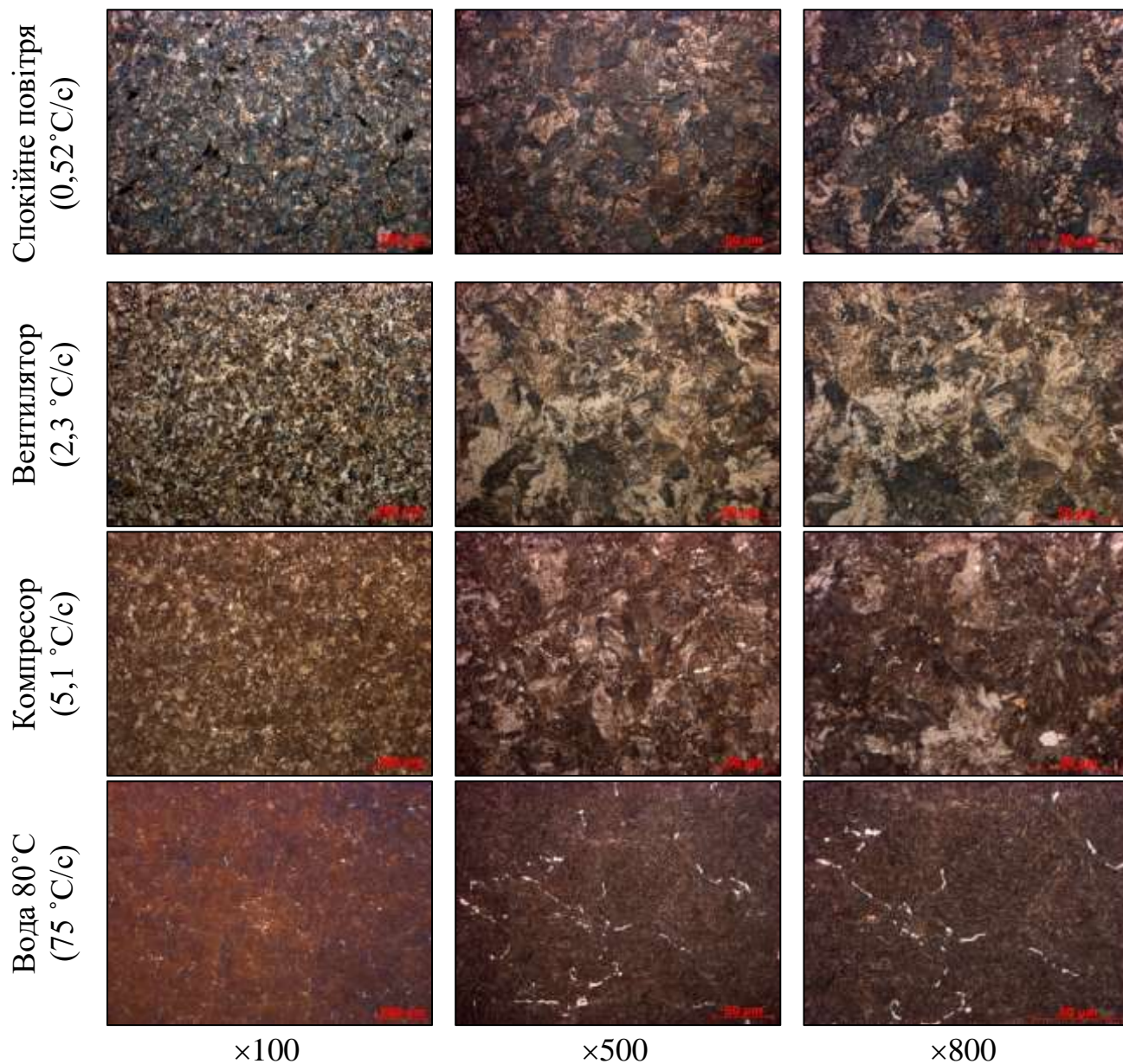


Рисунок Г.4 - Мікроструктура дослідної сталі 4 після охолодження від 900 °C з послідуючим відпуском 500 °C.

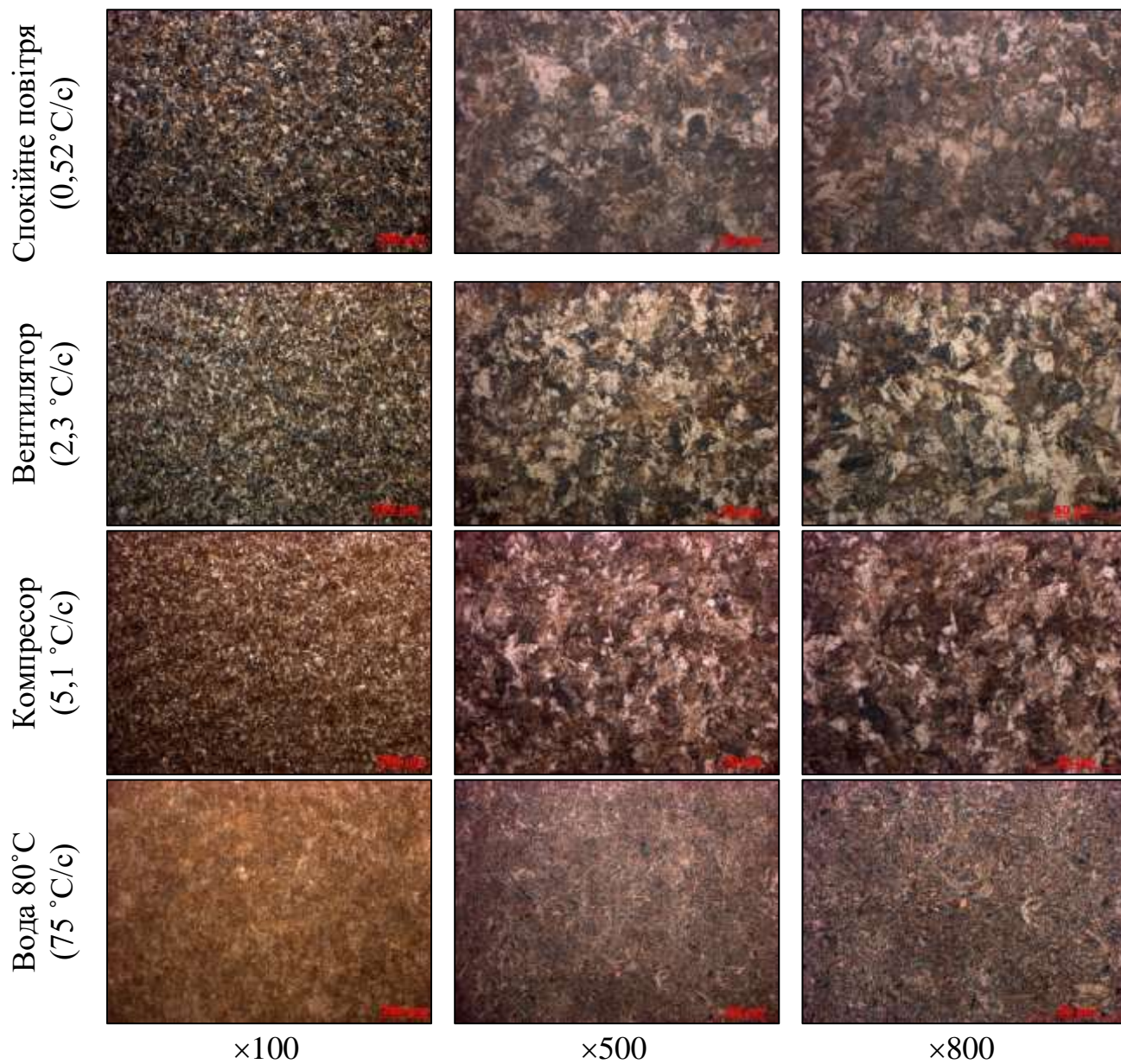


Рисунок Г.5 - Мікроструктура дослідної сталі 5 після охолодження від 900 °C з послідуєчим відпуском 500 °C.

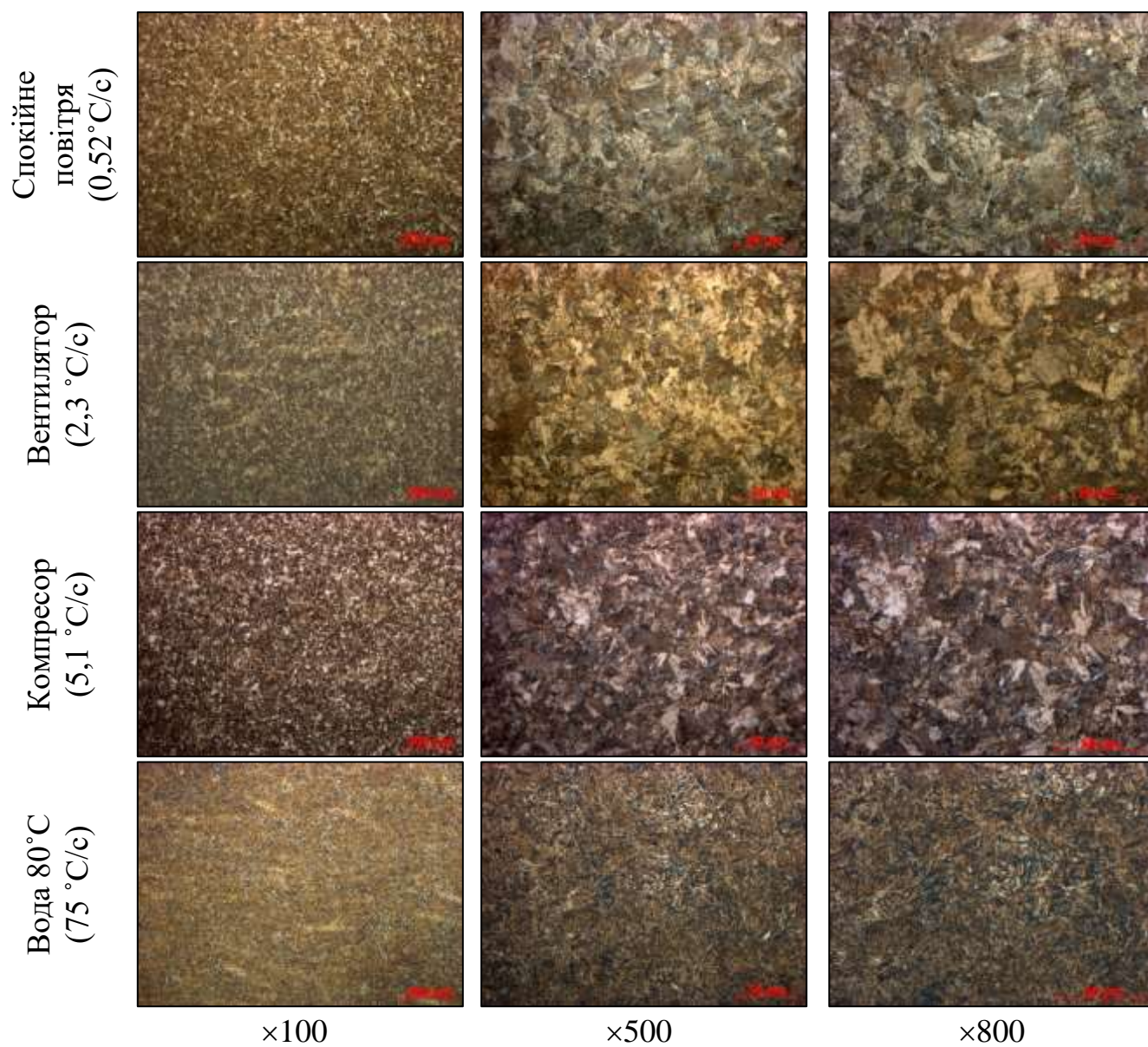


Рисунок Д.1 - Мікроструктура дослідної сталі 1 після охолодження від 900 °C з послідуєчим відпуском 200 °C.

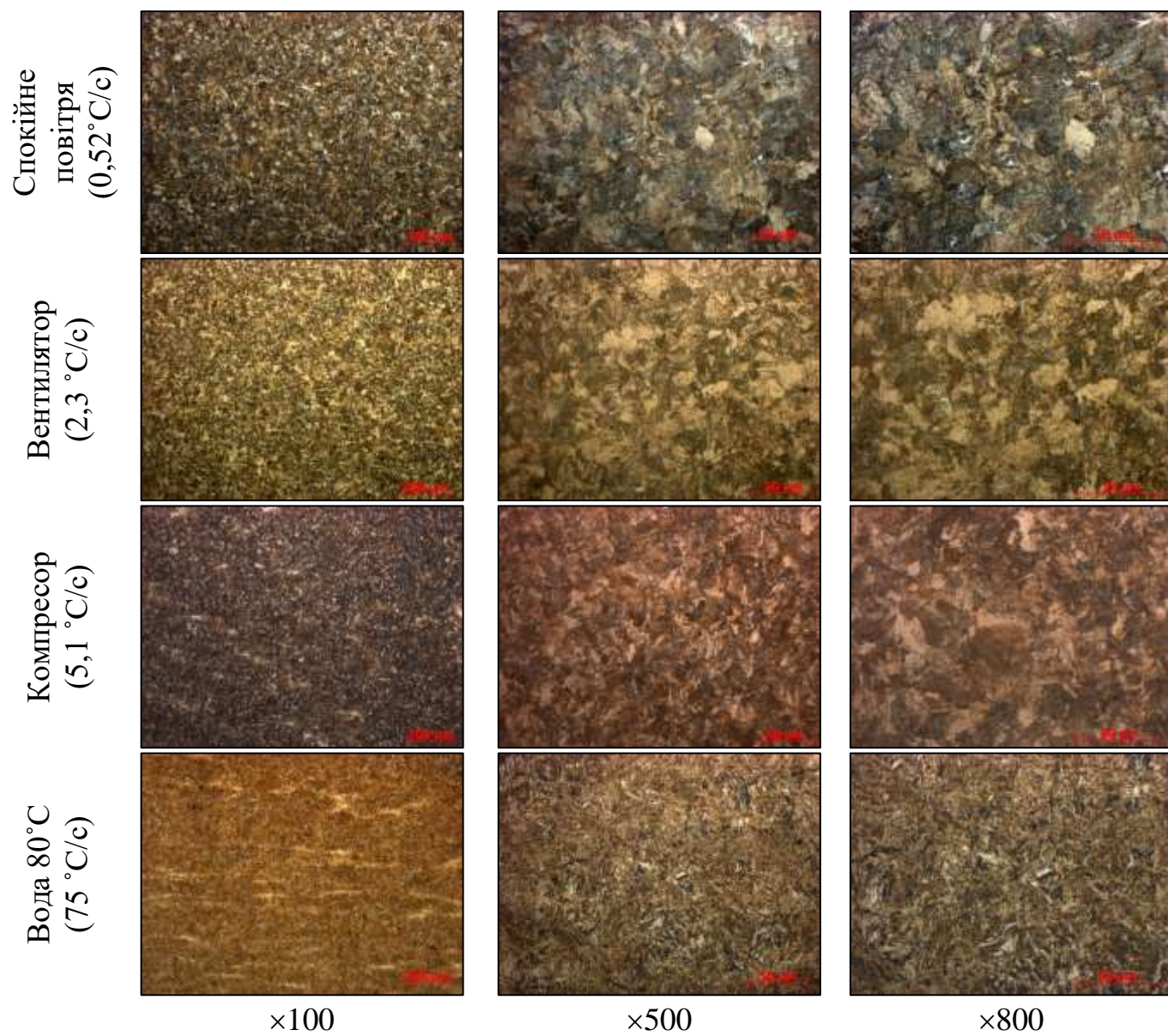


Рисунок Д.2 - Мікроструктура дослідної сталі 2 після охолодження від 900 °C з послідуочим відпуском 200 °C.

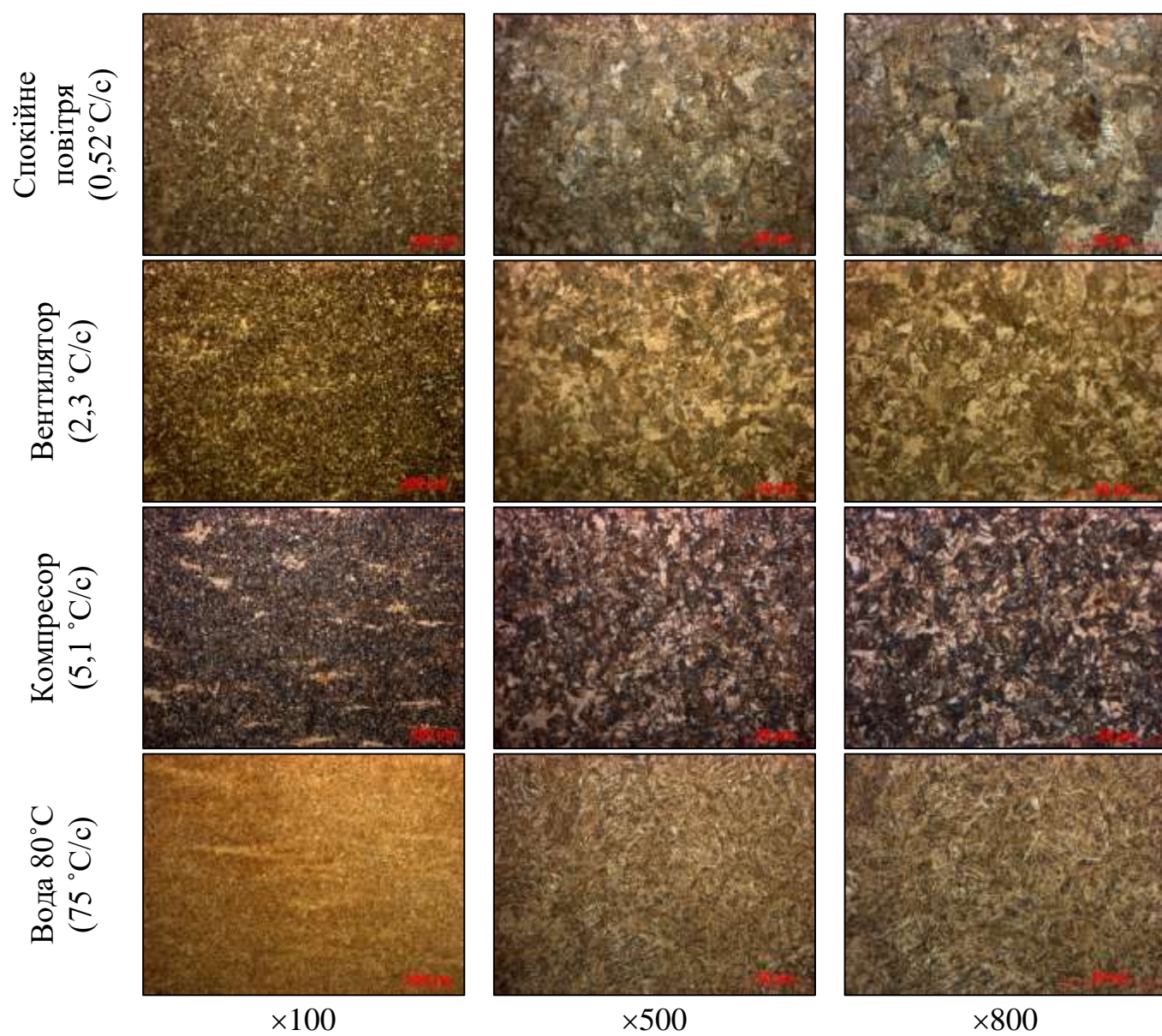


Рисунок Д.3 - Мікроструктура дослідної сталі 3 після охолодження від 900 °C з послідуочим відпуском 200 °C.

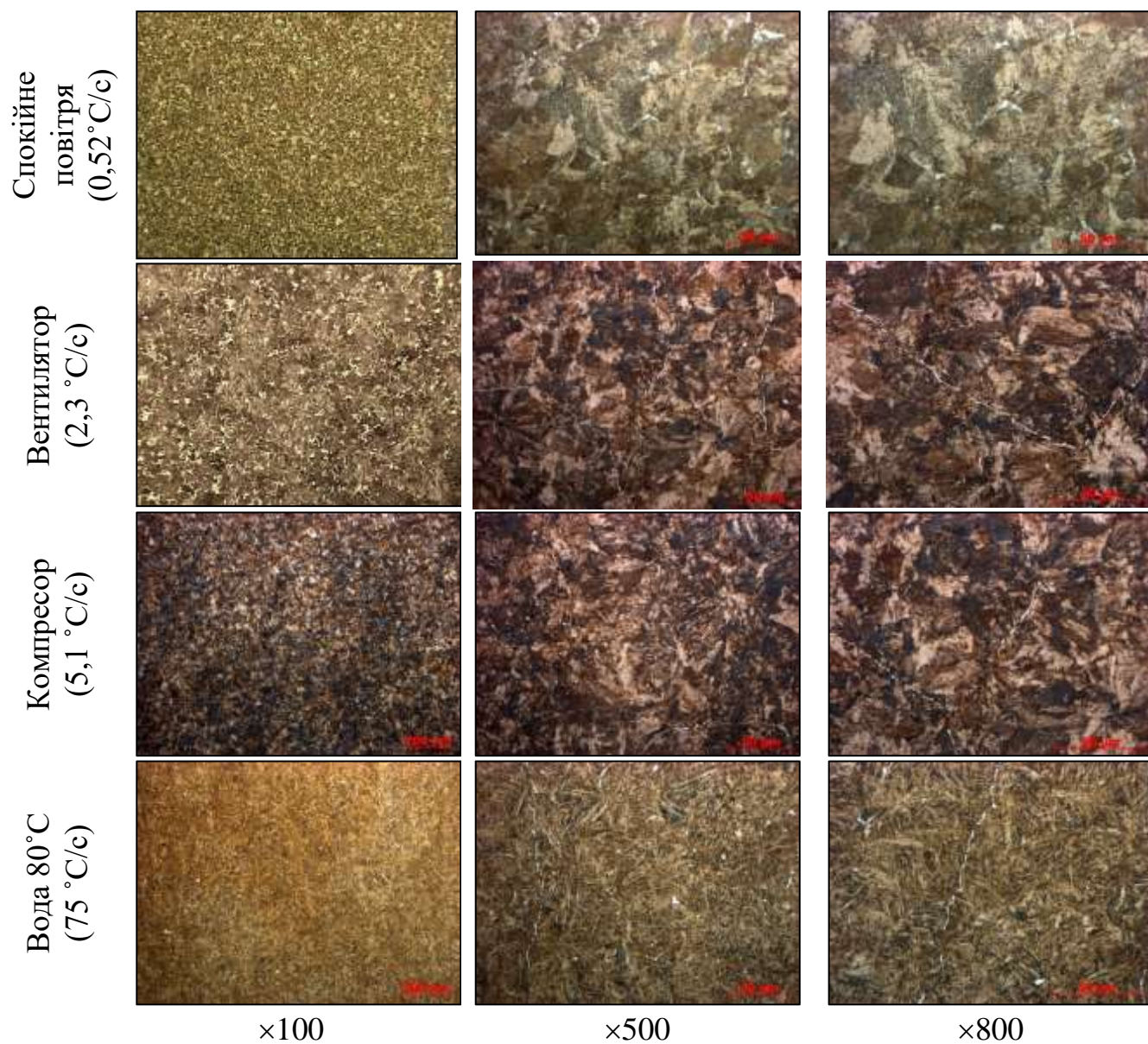


Рисунок Д.4 - Мікроструктура дослідної сталі 4 після охолодження від 900 °C з послідуєчим відпуском 200°C.

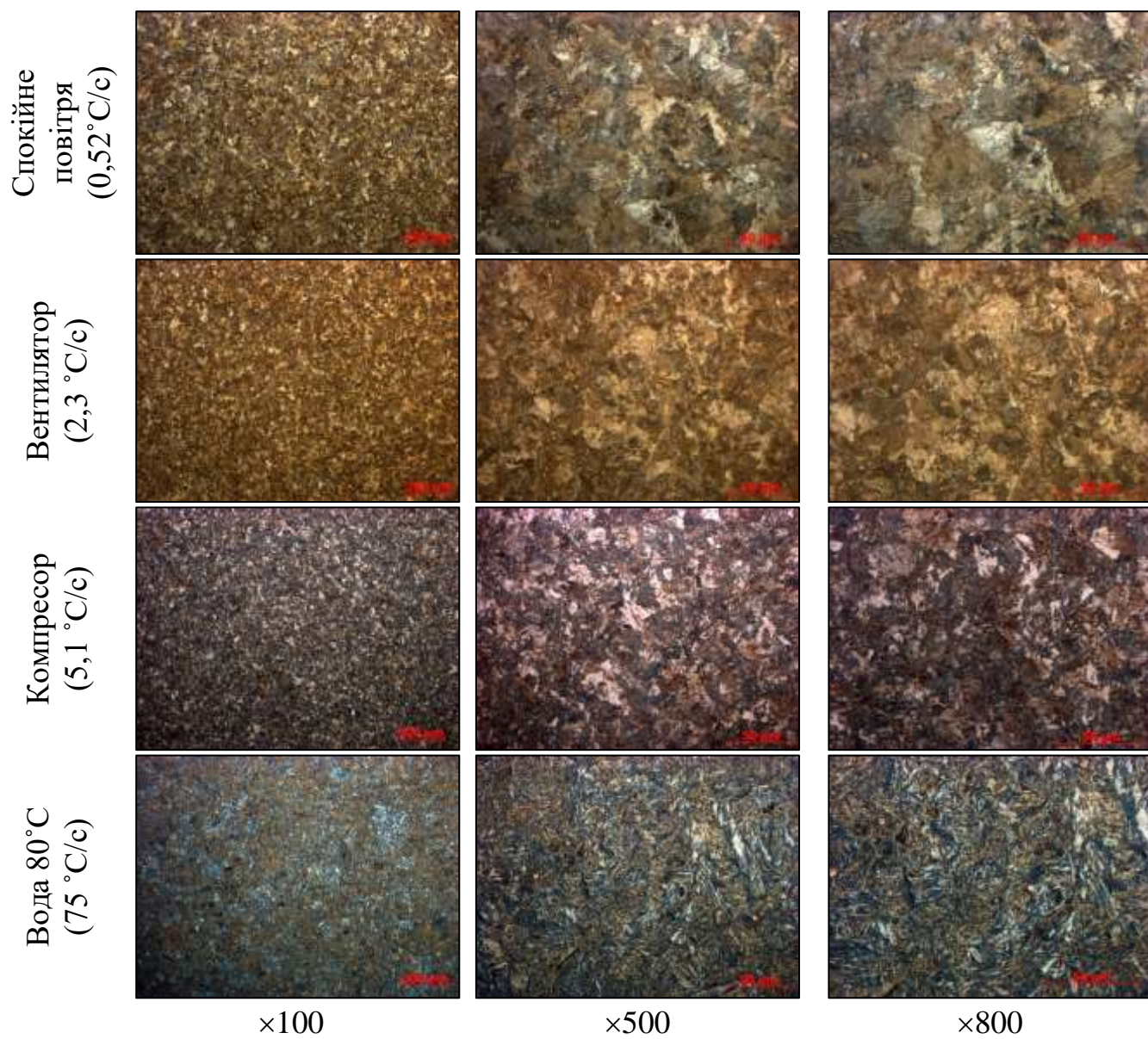


Рисунок Д.5 - Мікроструктура дослідної сталі 5 після охолодження від 900 °C з послідуєчим відпуском 200 °C.



АКТ

про використання у промислових умовах результатів
дисертаційної роботи Подольського Ростислава Вячеславовича
«Розробка хімічного складу та режимів термічної обробки високоміцних рейок
сталей перлітного класу»

В результаті виконання дисертаційної роботи Подольським Ростиславом Вячеславовичем за темою «Розробка хімічного складу та режимів термічної обробки високоміцних рейок перлітного класу» було розроблено методику визначення раціонального інтервалу швидкостей охолодження сталей, яка дозволяє прогнозувати зміну теплових полів в процесі безперервного однобічного охолодження. Розроблено рекомендації, щодо раціональних діапазонів швидкостей охолодження сталі марки K76Ф для виготовлення високоміцних рейок з твердістю на рівні світових вимог.

Розроблено рекомендації щодо хімічного складу та режимів термічної обробки сталей різного хімічного складу. Для дослідно-промислового опробування виробництва залізничних рейок рекомендовано наступний хімічний склад, % мас: C=0,84-0,92; Si=0,35-0,45; Mn= 0,80-0,95; V≤ 0,0015; B=0,003-0,005, [N]=0,012-0,015 для досягнення твердості 400HB для класу сталей R400HT відповідно до EN 13674-1:2011. На підставі результатів, отриманих в лабораторних умовах, для дослідно-промислового опробування рекомендована термічна обробка з наступними параметрами: температура нагріву під термічну обробку 900 ± 10 °C; швидкість охолодження 2,5...5,5 °C/c, температура відпуску 200 ± 10 °C, тривалість відпуску 2 год+15хв.

Робота була виконана згідно з науковим напрямом Інституту чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України (ІЧМ НАНУ) «Розвиток наукових основ формування залізвуглецевих сплавів і управління їх структурою і властивостями».

Результати дисертаційної роботи Подольського Ростислава Вячеславовича можуть бути використані в промислових умовах вітчизняного виробництва при розробці нових технологій виготовлення металопродукції залізничного призначення.

Директор з технології та якості
ПрАТ «Камет-сталь»



Підписано
цифровою
підписью:
Семион Ігорь
Юрьевич
Дата: 2022.10.19
16:52:37 +03'00'

Ігор СЕМІОН



ЗАТВЕРДЖУЮ
Заступник директора
ІЧМ ім. З. І. Некрасова
НАН України
Т. н., с. н. с.,
Олексій МЕРКУЛОВ
«26» жовтня 2022 р.

АКТ

про використання результатів дисертаційної роботи
м. н. с. ІЧМ НАН України Подольського Р.В. «Розробка хімічного складу та
режимів термічної обробки високоміцних рейок сталей перлітного класу»

Цей акт складений у тому, що Подольський Р. В. є виконавцем і
відповідальним виконавцем наступних НДР відомчої та госпдоговірної
тематики:

1. «Розробка науково обгрунтованого комплексу технологічних рішень
виробництва залізничних рейок нового покоління з підвищеними
експлуатаційними властивостями» №ДР 0117U004145;
2. «Розробка науково обгрунтованих технологічних рішень виробництва і
ефективного використання високоміцного фасонного прокату в інноваційних
будівельних і транспортних конструкціях» №ДР 0117U004153;
3. «Дослідження особливостей формування хімічної неоднорідності в
вуглецевих сталях (0,4 – 0,6 % ваг. С) і її спадкового впливу на мікроструктуру
та механічні властивості металопродукції залізничного призначення» №ДР
0120U101186;
4. «Наукове обгрунтування та розробка технологічних параметрів
термічної обробки залізничних коліс, які забезпечують рівномірну структуру
по перерізу обода» №ДР 0120U101181;
5. «Розробка хімічного складу та технологічних параметрів термічної
обробки високоміцних рейок з твердістю більше 400 НВ» №ДР 0121U111812.

При виконанні дисертаційної роботи Подольського Ростислава Вячеславовича було вирішено такі завдання:

1. Розроблено рекомендації, щодо раціональних діапазонів швидкостей охолодження сталі 76Ф, виготовленої конвертерним способом для рейок з високою твердістю до 370 НВ на глибині 20 мм.

2. Розроблено хімічний склад мікролегованої сталі для залізничних рейок та параметри термічної обробки, що забезпечують механічні властивості: $\sigma_{\text{в}} = 1244$ МПа, $\sigma_{\text{т}} = 784$ МПа, $\delta_5 = 12\%$, $\psi = 24\%$, що відповідає вимогам ДСТУ 4344:2004 (вища категорія), EN 13674:1-2011 (R350LHT).

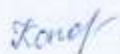
3. Розроблено математичну модель, що забезпечує прогноз зміни температурних полів та миттєвої швидкості охолодження в залізничній рейці під час проведення диференційованого охолодження.

4. Розроблено методику, яка дозволяє визначати необхідний інтервал швидкостей охолодження при прискореному безперервному охолодженні металопродукції. Дана методика може бути застосована для прогнозування зміни швидкості охолодження в процесах термічної обробки залізничних рейок.

Отримані результати склали основу дисертаційної роботи Подольського Р. В. та були використані при виконанні вищезазначених НДР.

Вчений секретар ІЧМ НАНУ,

д.т.н., с. докл.



Ганна КОНОНЕНКО

ЗАТВЕРДЖУЮ

в.о. директора

Інституту промислових та
бізнес технологійУкраїнського державного
університету науки і технологій

д. т. н., проф.,

Валерій ІВАЩЕНКО

«жовтня» 2022 р.



ДОВІДКА

про впровадження результатів дисертаційної роботи аспіранта
Подольського Р. В. у навчальний процес кафедри матеріалознавства та
термічної обробки металів

Наукові результати та технічні рішення, які отримані Подольським Ростиславом Вячеславовичем у рамках виконання дисертаційної роботи на здобуття наукового ступеня доктора філософії зі спеціальності 136 – Металургія, впровадженні у навчальний процес на кафедрі матеріалознавства та термічної обробки металів при викладені дисципліни «Основи моделювання та оптимізація процесів термічної обробки металовиробів» та викладені при написанні методичного посібника:

1. Подольський Р. В., Бабаченко О. І., Кононенко Г. А., Романова Н. С., Сафронова А. О., Клемешов Е. С. «Застосування спеціалізованого програмного забезпечення в матеріалознавстві та термічній обробці металів та сплавів» (м. Дніпро, УДУНТ, 2022, 66 с.).

Завідуючий кафедри матеріалознавства

та термічної обробки металів

д.т.н., професор

Леонід ДЕЙНЕКО