

PACS numbers: 61.72.Ff, 62.20.Qr, 68.08.De, 81.05.Bx, 81.05.Uw, 81.40.-z

Аналіза структури зразків рейкових криць нового покоління з покращеними експлуатаційними властивостями. Ч. 1

О. І. Бабаченко*, Г. А. Кононенко*, Р. В. Подольський***,
О. А. Сафронова*, А. О. Тараненко***

**Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України,
пл. Академіка Стародубова, 1,
49107 Дніпро, Україна*

***Український державний університет науки і технологій,
пр. Гагаріна, 4,
49100 Дніпро, Україна*

****ДП Науково-дослідний і конструкторсько-технологічний
інститут трубної промисловості ім. Я. Ю. Осади,
вул. Писаржевського, 1а,
49000 Дніпро, Україна*

Підвищення якості залізничних рейок пов'язують із застосуванням криць нового покоління, що відрізняються від відомих криць ДСТУ 4344:2004 й EN 13674:2011 більш високим рівнем легування. Експлуатаційні властивості залізничних рейок, виготовлених з конструкційних криць, в першу чергу, залежать від механічних властивостей. В крицях перлітного класу зносостійкість забезпечується за рахунок малої відстані між пластинами перліту, що сприяє підвищенню твердості. Розроблення залізничних рейок нового покоління та визначення впливу режимів тер-

Corresponding author: Rostislav Podolskiy
E-mail: rostislavpodolskij@gmail.com

**Z. I. Nekrasov Iron and Steel Institute, N.A.S. of Ukraine,
1 Academician Starodubov Sqr., UA-49107 Dnipro, Ukraine*

***Ukrainian State University of Science and Technologies,
4 Gagarin Ave., UA-49100 Dnipro, Ukraine*

****SE Scientific-Research and Design-Technological
Institute of the Pipe Industry Named After Ya. Yu. Osadi,
1a Pysarzhevsky Str., UA-49000 Dnipro, Ukraine*

Citation: O. I. Babachenko, G. A. Kononenko, R. V. Podolskiy, O. A. Safronova, and A. O. Taranenko, Analysis of the Structure of Samples of Rail Steels of the New Generation with Improved Operational Properties. Pt. 1, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 44, No. 12: 1661–1677 (2022) (in Ukrainian). DOI: [10.15407/mfint.44.12.1661](https://doi.org/10.15407/mfint.44.12.1661)

мічного оброблення на структурну складову криці для одержання високого комплексу механічних властивостей є актуальним напрямом досліджень. Метою роботи є дослідження мікроструктури та тонкої будови дрібнодисперсного перліту в крицях для високоміцних рейок з твердістю на рівні світових вимог. Досліджували зразки з дослідної криці, яких було попередньо деформовано та термічно оброблено за дослідними режимами, які відрізнялися швидкостями охолодження від 0,52 до 5,1°C/с. Виходячи з аналізу міжпластинчатої відстані, встановлено, що всі криці мають структуру сорбітоподібного перліту з міжпластинчатою відстанню у 0,09–0,20 мкм. Даний результат відповідає вимогам НТД до структури термічно зміцнених рейок (ДСТУ 4344:2004 й EN 13674:1-2011). На основі результатів аналізу після термічного оброблення дослідних криць встановлено, що мікроструктура являє собою високодисперсний перліт, який відповідає вимогам закордонних стандартів. Дослідна рейкова криця з 0,90% C, 0,39% Si, 0,89% Mn, 0,0003% B, 0,0006 Ca із підвищеним вмістом Карбону має механічні властивості, що відповідають вимогам EN 13674:1-2011 (R400HT).

Ключові слова: рейкова криця, мікроструктура, мікролегування, термічне оброблення, механічні випробування, міжпластинчата відстань, електронна мікроскопія.

The improvement of the quality of railway rails is associated with the use of steels of a new generation, which differ from known steels, DSTU 4344:2004 and EN 13674:2011, with a higher level of alloying. The operational properties of railway rails made of structural steels primarily depend on the mechanical properties. In steels of the pearlite class, wear resistance is ensured due to the small distance between the pearlite plates that contributes to the increase in hardness. The development of railway rails of a new generation and the determination of the effect of heat-treatment regimes on the structural component of steel to obtain a high complex of mechanical properties is an actual direction of research. The goal of this work is the study of the microstructure and fine structure of finely-dispersed pearlite in steels for high-strength rails with hardness at the level of world requirements. Samples of experimental steel are studied, which were previously deformed and heat-treated according to experimental regimes, which differed in cooling rates from 0.52 to 5.1°C/s. Based on the analysis of the interlamellar distance, as established, all steels have a structure of sorbitol-like pearlite with an interlamellar distance of 0.09–0.20 μm. This result meets the NTD requirements for the structure of thermally strengthened rails (DSTU 4344:2004 and EN 13674:1-2011). Based on the results of the analysis after heat treatment of the test steels, as established, the microstructure is a highly-dispersed pearlite that meets the requirements of foreign standards. Test rail steel with 0.90% C, 0.39% Si, 0.89% Mn, 0.0003% B, 0.0006 Ca with increased carbon content has mechanical properties meeting the requirements of EN 13674:1-2011 (R400HT).

Key words: rail steel, microstructure, microalloying, heat treatment, mechanical tests, interlamellar distance, electron microscopy.

(Отримано 24 серпня 2022 р.)

1. ВСТУП

Підвищення класу міцності залізничних рейок пов'язують із застосуванням криць нового покоління, що відрізняються від відомих криць, внесених в ДСТУ 4344: 2004 і EN 13674:2011 більш високим рівнем легування [1–5].

У зв'язку з розвитком техніки до конструкційних криць пред'являють все більш високі технічні вимоги [4, 5]. Криці, що використовуються для виготовлення відповідальних деталей, поряд з високою міцністю повинні володіти достатньою стійкістю до динамічного навантаження. Іншими словами, матеріал повинен мати високу надійність та довговічність [6–8].

Експлуатаційні властивості залізничних рейок, виготовлених з конструкційних криць, в першу чергу залежать від механічних властивостей [9]. На підставі проведеної аналізи НТД та технологій виробництва [10, 11] залізничних рейок встановлено, що передові вимоги до залізничних рейок регламентують їх виробництво саме з перлітних рейкових криць.

Слід зазначити, що зносостійкість залізничних рейок в системі колесо–рейка є однією з найважливіших характеристик працездатності рейки. Зношуванням прийнято вважати зміну профілю поверхні головки рейки по колу катання колеса від сил взаємодії колеса з рейкою в процесі експлуатації [12]. Твердість традиційно використовувалася для прогнозування зносостійкості перлітних рейкових криць. У міру збільшення швидкості охолодження криці з аустенітного стану відстань між пластинами перліту зменшується, отже, збільшується твердість, яка забезпечується при термічному обробленні головки рейки.

Підвищення вмісту Карбону приводить до збільшення об'ємної частки карбідів Феруму, які є твердими і мають тенденцію приймати орієнтацію, паралельну зношеній поверхні. Це поєднання проілюстровано на рис. 1. Збагачений дислокаціями шар з ущільненою структурою твердого карбіду сам по собі, ймовірно, підвищує зносостійкість.

Величина міжпластинчастої відстані впливає на спосіб деформації карбідних пластин в контакт катання [14]. Товсті пластини карбідів (більше $101,6 \cdot 10^{-6}$ мм) мають тенденцію до руйнування при високих деформаціях; в той час як тонкі пластини карбіду (менше $10,16 \cdot 10^{-6}$ мм) деформуються пластично, без руйнування [15–17]. У якості практичної перевірки даного твердження, проаналізовано рейкову крицю (300 HB), що має типову середню відстань між пластинами перліту близько $152,4 \cdot 10^{-6}$ мм, в той час як рейки з термічно обробленою головкою мають типову відстань близько $76,2 \cdot 10^{-6}$ мм [18]. Однак відстань між пластинами перліту не є постійною і, ймовірно, буде варіюватися приблизно нормальним чином щодо

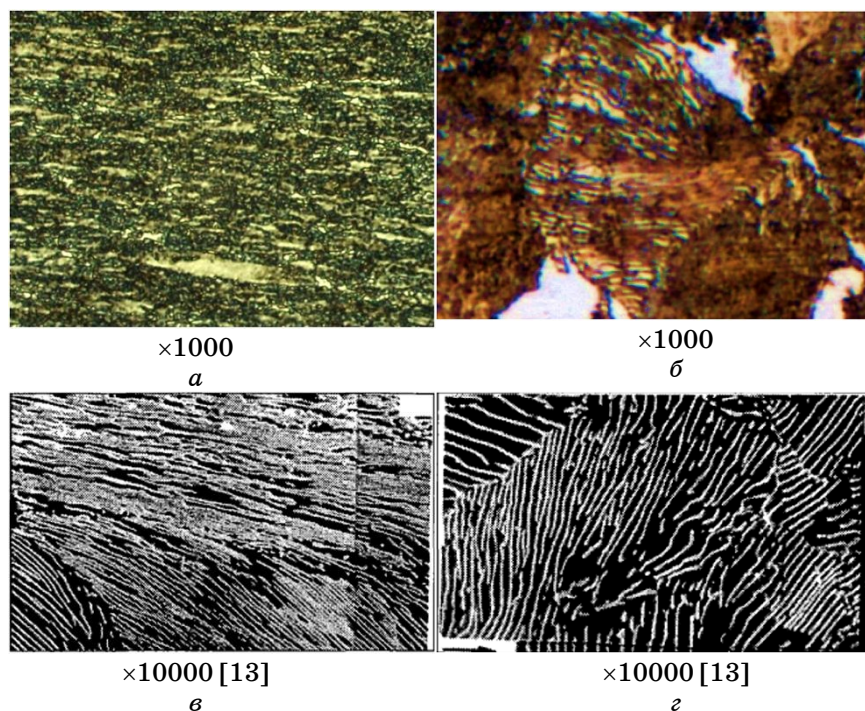


Рис. 1. Вплив деформації зносу на мікроструктуру перліту: мікроструктура зношеної поверхні (а, в) [13], об'ємна мікроструктура (б, г) [13].

Fig. 1. Effect of wear deformation on the pearlite microstructure: microstructure of the worn surface (a, в) [13], bulk microstructure (б, г) [13].

цих середніх відстаней. Отже, тонкі пластини карбиду в термічно обробленій голівці рейки з більшою ймовірністю деформуються без утворення тріщин, ніж більш товсті карбіди в рейковій криці. 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 крицях зносостійкість забезпечується за рахунок високого вмісту Карбону і малої відстані між пластинами перліту (що досягається за рахунок процесу термічного оброблення головки рейки), які обидва підвищують твердість [19].

2. АНАЛІЗА ЛІТЕРАТУРНИХ ДАНИХ

Виходячи з досліджень останніх років відомо, що міцність вуглеце-

вих рейкових криць перлітного класу досягла межі для залізничних рейок [20]. Крім того, збільшення вмісту Карбону вплине на ударну в'язкість та зварюваність матеріалів рейок [21]. Наприклад, у порівнянні з доевтектоїдною рейкою класу R200 відносно подовження заевтектоїдної рейки класу R400HT понижується на 6% в абсолютних значеннях. Отже, існує гостра потреба в інших альтернативах — це розробка високоміцних мікролегованих, низьколегованих перлітних криць з досягненням високої міжпластинчастої відстані.

Із криць дослідного складу [22] були виготовлені рейки, механічні випробування яких показали, що рейки з заевтектоїдної криці 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), хорошу пластичність (сер. $\delta = 10,8\%$, сер. $\psi = 38\%$) і задовільну ударну в'язкість за кімнатної температури (сер. $KCU = 34$ Дж/см²) і мінус 60°C (сер. $KCU^{-60^\circ C} = 21,5$ Дж/см²) [22].

На думку інших авторів [23, 24] вирішення завдання корінного підвищення основних експлуатаційних властивостей рейок передбачає не тільки поліпшення металургійної якості криці і вдосконалення режимів термооброблення, але і широке використання можливостей карбонітридного зміцнення металу. Запропоновані варіанти формування в криці карбонітридів титану, ванадію, ніобію, тощо, призначені для виробництва металопрокату, який функціонує в умовах високих динамічних навантажень.

В роботі [25] при виборі системи легування криці виходили з необхідності одержання стабільної бейнітної структури з урахуванням досягнення економічної ефективності виробництва криці. У зв'язку з цим Нікель як легувальний елемент не розглядали, вміст Хрому та Молібдену обмежили, відповідно, в межах 0,40–1,20% і 0,20–0,30%. Для забезпечення ефективності бейнітного перетворення вміст Мангану і Силіцію встановили відповідно в межах 0,90–1,80 і 0,70–1,60%.

На сьогоднішній день, як стверджують [22], можна домогтися значного підвищення стійкості рейки проти стирання і зминання підвищенням міцності рейкової криці. Це завдання вирішується на їхню думку шляхом виробництва рейок з заевтектоїдних криць і криць бейнітного класу. При застосуванні технології нітридного зміцнення рейкової криці встановлено, що оптимальне поєднання Ванадію і Нітрогену, 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 приводять до значного подрібнення аустенітного зерна. Це особливо важливо для рейок із криці з заевтектоїдним вмістом Карбону, що характеризуються порівняно низьким запасом в'язкості [23, 24].

Таким чином, питання розроблення залізничних рейок нового покоління з застосуванням мікролегування Бором та впливу режимів термічного оброблення на структурну складову криці для одержання високого комплексу механічних властивостей є актуальним напрямком досліджень.

3. МЕТА ТА ЗАВДАННЯ ДОСЛІДЖЕНЬ

Мета роботи: дослідження мікроструктури та тонкої будови дрібно-дисперсного перліту в крицях для високоміцних рейок з твердістю на рівні світових вимог.

Для вирішення поставленої мети необхідно було вирішити такі завдання: розробити в лабораторних умовах дослідний хемічний склад криці для залізничних рейок; виготовити зразки та провести деформаційне та термічне оброблення за дослідними режимами, дослідити вплив хемічного складу криць та режимів термічного оброблення на параметри структури та механічні властивості.

4. МАТЕРІЯЛ ТА МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕНЬ

Матеріалом для дослідження слугували зразки виготовлені з дослідних криць, що витоплені з застосуванням плавильного агрегату ІТПЕ-0,01 закритого типу і високочастотного джерела струму ВТГ-20-22. Фактичний хемічний склад дослідних лабораторних злитків приведено в табл. 1.

У лабораторних умовах була проведена гаряча пластична деформація (далі — ГПД) проб розміром 70×70×80 мм з дослідних злитків шляхом осаджування на величину 50%. Температура нагрівання проб під гарячу деформацію дорівнювала 1260°C.

ТАБЛИЦЯ 1. Фактичний хемічний склад дослідних плавок рейкових криць, % мас.

TABLE 1. The actual chemical composition of experimental melts of rail steels, % mass.

Маркування проби	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Al	V	B	Ca	N
Криця 1	0,750	0,330	0,890	0,010	0,005	0,17	0,01	0,016	≤0,005			
Криця 2	0,700	0,440	0,760	0,013	0,009	0,170	0,008	0,019	0,006	0,0004	0,0011	
Криця 3	0,800	0,470	0,970	0,013	0,009	0,16	0,01	0,022	0,010	0,0001	0,0015	–
Криця 4	0,840	0,440	0,950	0,014	0,008	0,09	0,01	0,013	0,012	0,0103	0,0006	–
Криця 5	0,900	0,390	0,890	0,015	0,009	0,09	0,01	0,018	0,015	0,0003	0,0006	0,0123

Зразки, що підлягали гарячій пластичній деформації, охолоджували на спокійному повітрі. З одержаних проб після ГПД та подальшого термічного оброблення (далі ТО), були виготовлені зразки для проведення механічних випробувань (випробування на розтягування, контроль твердості та визначення ударної в'язкості). Для проведення механічних випробувань застосовувалось спеціалізоване обладнання: розривна машина типу TTDL «Instron», твердомір ТБ 5004, маятниковий копер ПСВ-30.

Металографічна аналіза дослідних криць виконували на світловому мікроскопі виробництва компанії «Carl Zeiss» «Neophot-32» і «Axiovert 200 M MAT» [26]. Металографічні шліфи виготовляли механічним способом. Виявлення мікроструктури та визначення особливостей хемічної неоднорідності проводили з застосуванням 2–3% спиртового розчину азотної кислоти (HNO_3) та водного розчину солі, що утворюється при реакції тринітрофенолу (пікринової кислоти) і їдкого натру (NaOH). Електрохімічне полірування зразків виконувалось з застосуванням крижаної оцтової кислоти (CH_3COOH) та хромового ангідриду (CrO_3).

Дослідження міжпластинчастої відстані виконували на растровому електронному мікроскопі РЕМ-106. Статистична аналіза міжпластинчастої відстані проводилася з застосуванням програмного комплексу imageJ (рис. 2) методом проведення січних.

Статистична аналіза даних щодо хемічного складу, механічних властивостей та параметрів тонкої структури після першого етапу ТО та після двох етапів ТО визначали коефіцієнти парної кореляції між характеристиками. Цей критерій використовується для вимірювання ступеня лінійної залежності між двома змінними. Значення коефіцієнту кореляції може змінюватись від -1 до 1 . При

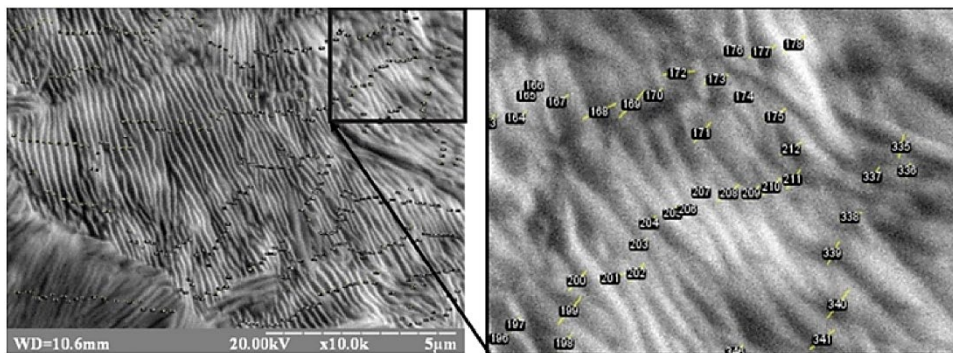


Рис. 2. Принцип застосування комплексу ImageJ за методикою проведення січних.

Fig. 2. The principle of using the ImageJ complex according to the cutting method.

від'ємних значеннях коефіцієнту вплив негативний, при додатних значеннях — позитивний. При значеннях в діапазоні 1,0–0,5 (–1,0–0,5) кореляція вважається високою, при значеннях коефіцієнту в інтервалі 0,5–0,3 (–0,5–0,3) — середня кореляція, при 0,3–0,1 (–0,3–0,1) — кореляція низька, при менших значеннях — кореляція відсутня.

В рамках досліджень термічне оброблення відрізнялося швидкостями пришвидшеного охолодження від 0,52 до 5,1°C/с (табл. 2). Результати механічних випробувань представлені в табл. 3.

ТАБЛИЦЯ 2. Режими термічного оброблення дослідних зразків.

TABLE 2. Modes of heat treatment of experimental samples.

Маркування проб	Режим оброблення
Криця 1–5	Режим 1: витримка 0,5 год за температури 900°C, охолодження зі швидкістю 0,52°C/с до температури навколишнього середовища
	Режим 2: витримка 0,5 год за температури 900°C, охолодження зі швидкістю 2,3°C/с до температури навколишнього середовища
	Режим 3: витримка 0,5 год за температури 900°C, охолодження зі швидкістю 5,1°C/с до температури навколишнього середовища
	Режим 4: витримка 0,5 год за температури 900°C, охолодження зі швидкістю 5,1°C/с до температури навколишнього середовища, витримка 2 год при 200°C, охолодження на спокійному повітрі

ТАБЛИЦЯ 3. Механічні властивості досліджуваних криць.

TABLE 3. Mechanical properties of the investigated steels [11].

Маркування криці	Режим обробки	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5 , %	ψ , %	Ударна в'язкість, Дж/см ²	Твердість, HB
1	Режим 4	1100,4	655,0	10,6	21,2	17,08	398
2		1092,2	672,4	11,0	24,8	16,36	373
3		1244,0	784,0	12,5	24,1	21,98	410
4		1301,73	816,1	11,7	14,2	16,59	415
5		1295,5	816,4	9,8	11,4	17,25	415
EN 13674:2011		1280,0	—	9	—	—	400...440

5. РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ

На першому етапі було досліджено вміст неметалевих включень та мікроструктури в литому стані дослідних злитків. Встановлено, що вони мають досить високу кількість силікатів, оксидів, присутні сульфіди та дисперсні нітриди та карбіди. Кількість включень найменша на S радіусу злитка. Середній бал включень: 1,56 СН, 1а ОТ, є окремі включення до 3б СН (по шкалах ГОСТ 1778, метода Ш). Основна мікроструктура — перліт різної дисперсності. Дендритна структура, яка виявляється по слідах хемічної неоднорідності, характеризує процеси кристалізації. Вплив швидкості охолодження при кристалізації в залежності від відстані до поверхні виливниці (поверхня, S радіусу, центр) та хемічного складу на дисперсність первинних кристалів відіграє значну роль [11].

З метою встановлення раціональних режимів для дослідних криць кожного хемічного складу проводили термічне оброблення з різними швидкостями охолодження. Для відпрацювання режимів пришвидшеного охолодження була обрана температура нагріву зразків 900°C з витримкою 0,5 год. Охолодження виконувалось в таких середовищах, як на спокійному повітрі — середня швидкість охолодження складала $0,52^{\circ}\text{C}/\text{c}$; рухоме повітря за допомогою вентилятора — $2,3^{\circ}\text{C}/\text{c}$; стиснуте повітря за допомогою компресора — $5,1^{\circ}\text{C}/\text{c}$.

При металографічному дослідженні (рис. 3) встановлено, що після охолодження за режимом 1 та режимом 2 була одержана структура високодисперсного перліту з невеликою кількістю грубопластинчатого перліту. Після охолодження за режимом 3 одержали структуру високодисперсного перліту, що відповідає наявним стандартам для залізничних рейок за вимогами до мікроструктури (ДСТУ 4344:2004 (сорбітоподібний перліт) та EN 13674:1-2011 (повністю перліт)).

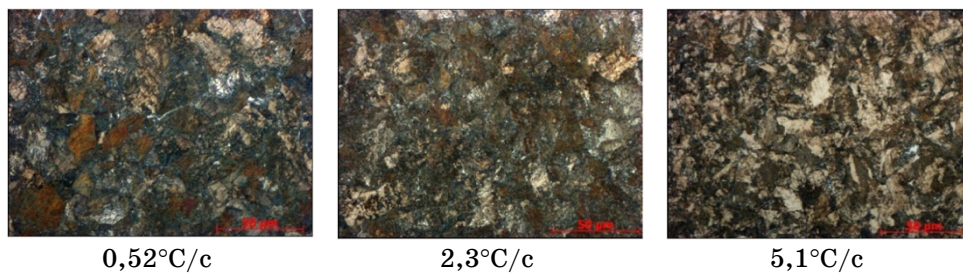


Рис. 3. Мікроструктура дослідної криці № 1 після термічного оброблення та охолодження з різними швидкостями охолодження.

Fig. 3. Microstructure of test steel No. 1 after heat treatment and cooling at different cooling rates.

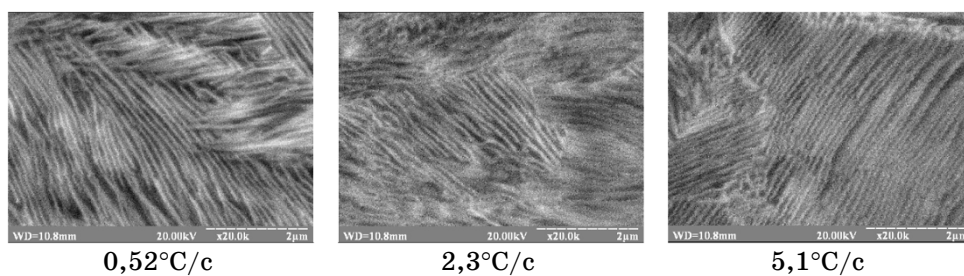


Рис. 4. Мікроструктура дослідної криці № 1 після термічного оброблення за різних швидкостей охолодження.

Fig. 4. Microstructure of test steel after heat treatment and different cooling rates.

При аналізі мікроструктури (дисперсність перліту) було визначено, що зі збільшенням швидкості охолодження підвищується дисперсність перліту (рис. 4–7) — від скритопластинчатого перліту до сорбітоподібного перліту (за ГОСТ 8233).

Виходячи з статистичної аналізи міжпластинчастої відстані встановлено, що дослідні криці 1 (рис. 4) та 2 (рис. 5) за швидкості у 0,52°C/c мають переважно структуру скритопластинчатого перліту (середнє 0,202 мкм, 0,21 мкм відповідно), криці 3, 4, 5 (рис. 6) переважно з структурою сорбітоподібного перліту (середнє 0,13 мкм; 0,15 мкм, 0,17 мкм відповідно). Збільшення швидкості охолодження до 5,1°C/c збільшує дисперсність перліту від 0,09–0,13 мкм у всіх дослідних крицях. Даний результат відповідає вимогам НТД (ДСТУ 4344:2004). В крицях, що мають в системі легування Бор, досягнуто вищу дисперсність. Слід відзначити, що збільшене мікролегування Бором криці 4 (0,0103%) в порівнянні із крицею 5 (0,00035%) не здійснює значний вплив при швидкості охолоджен-

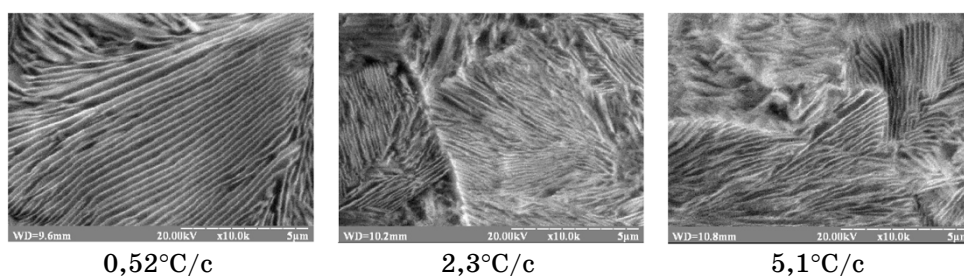


Рис. 5. Мікроструктура дослідної криці № 2 після термічного оброблення за різних швидкостей охолодження.

Fig. 5. Microstructure of test steel after heat treatment and different cooling rates.

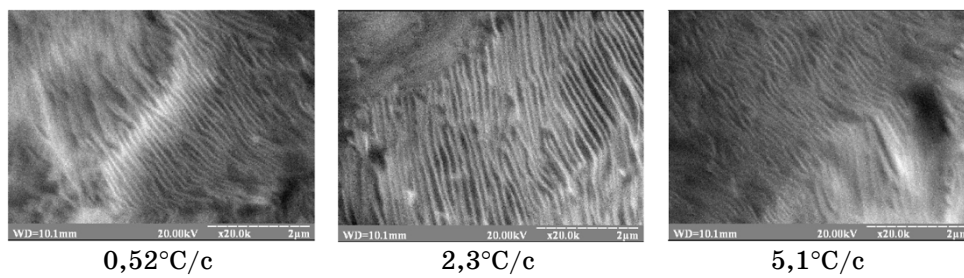


Рис. 6. Мікроструктура дослідної криці № 4 після термічного оброблення за різних швидкостей охолодження.

Fig. 6. Microstructure of test steel No. 4 after heat treatment and different cooling rates.

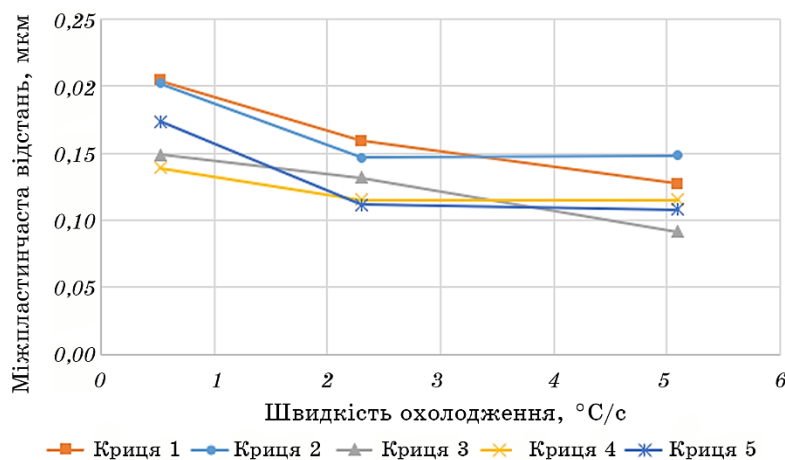


Рис. 7. Залежність міжпластинчастої відстані перліту від швидкості охолодження в дослідних крицях.

Fig. 7. Dependence of the pearlite interlamellar distance on the cooling rate in test steels.

ня (2,3–5,1°C/c) на міжпластинчасту відстань (для криці 4 — 0,1153–0,1152 мкм, для криці 5 — 0,111–0,108 мкм відповідно).

За результатами досліджень було побудовано залежність твердості дослідних криць від міжпластинчастої відстані (рис. 8). Зі зменшенням міжпластинчастої відстані твердість криць збільшується.

При аналізі мікроструктури було визначено, що змінюється морфологія і підвищується дисперсність перліту до сорбітоподібного за ГОСТ 8233. Виходячи з аналізу міжпластинчастої відстані встановлено, що всі криці мають структуру сорбітоподібного перліту з міжпластинчастою відстанню — 0,09–0,20 мкм (рис. 9).

Даний результат відповідає вимогам НТД до структури термічно зміцнених рейок (ДСТУ 4344:2004 та EN 13674:1-2011).

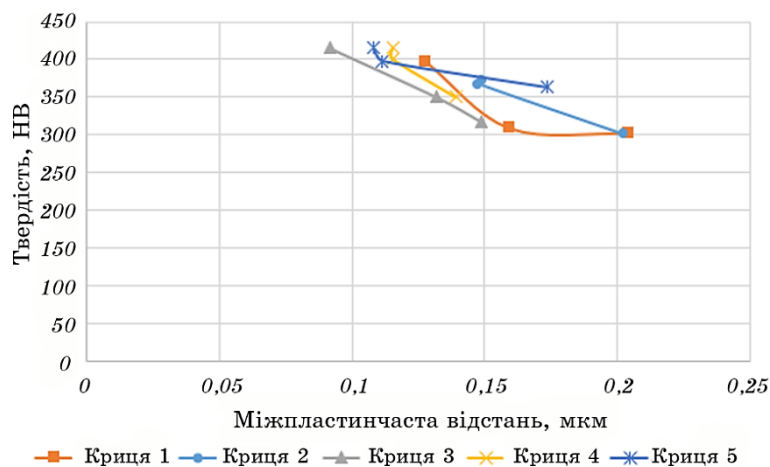


Рис. 8. Залежність твердості криці від міжпластинчастої відстані перліту при швидкості охолодження 0,52–5,1°C/с.

Fig. 8. Dependence of the hardness of steel from the interlamellar distance of pearlite at a cooling rate of 0.52–5.1°C/s.

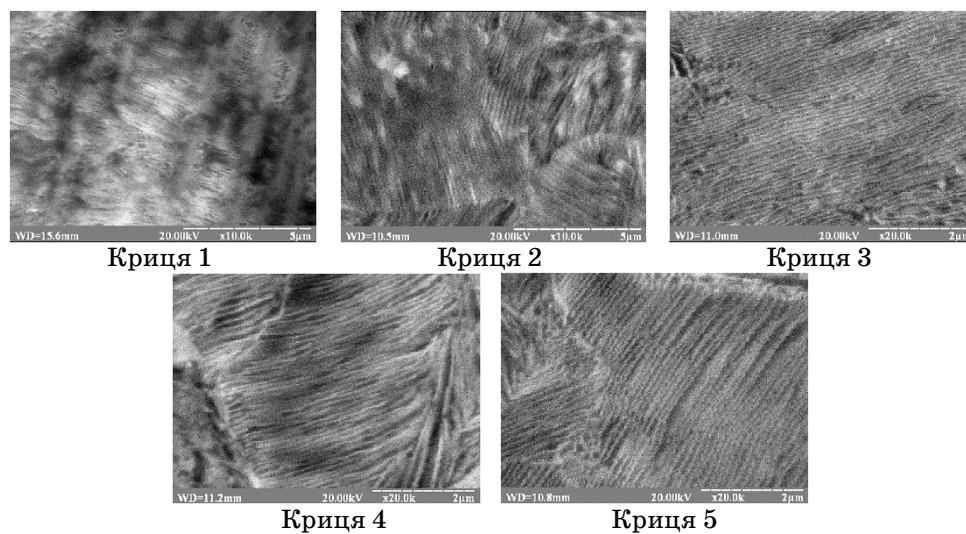


Рис. 9. Мікроструктура дослідних криць після термічного оброблення за режимом 4.

Fig. 9. Microstructure of experimental steels after heat treatment according to mode 4.

В роботі було проведено кореляційну аналізу вибірок одержаних результатів дослідження, коефіцієнти парної кореляції представлені в табл. 4.

З аналізу коефіцієнтів парної кореляції між вмістом хемічних елементів та міжпластинчатою відстанню, наведених в табл. 4, видно, що в стані після термічного оброблення за режимом 3, міжпластинчата відстань має високу негативну кореляцію з вмістом Карбону, Мангану та Молібдену, і позитивну — Ванадію. Тобто збільшення вмісту Карбону, Мангану та Молібдену приводить до зменшення значень міжпластинчатої відстані, а збільшення вмісту Ванадію — до збільшення міжпластинчатої відстані. Після термічного оброблення за режимом 4, яка відрізняється від режиму 3 проведенням додаткового відпуску (табл. 2), є деякі відмінності. Як і в

ТАБЛИЦЯ 4. Коефіцієнти парної кореляції між значеннями міжпластинчатої відстані перліту та досліджуваними характеристиками дослідних криць.

TABLE 4. Coefficients of pairwise correlation between the values of the pearlite interlamellar distance and the studied characteristics of the experimental steels.

Після термічного оброблення за режимом 3									
Показник	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Al	V
Міжпластинчата відстань, мкм	-0,70	-0,26	-0,90	-0,31	-0,22	0,37	-0,81	-0,26	0,70
Показник	B	Ca	N	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5 , %	ψ , %	Ударна в'язкість, Дж/см ²	Твердість, НВ
Міжпластинчата відстань, мкм	-0,07	-0,28	-0,27	-0,75	-0,74	-0,37	0,31	-0,75	-0,87
Після термічного оброблення за режимом 4									
Показник	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Al	V
Міжпластинчата відстань, мкм	-0,66	-0,37	-0,28	-0,70	-0,71	0,39	-0,26	-0,58	0,07
Показник	B	Ca	N	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5 , %	ψ , %	Ударна в'язкість, Дж/см ²	Твердість, НВ
Міжпластинчата відстань, мкм	0,30	-0,51	-0,71	-0,63	-0,68	0,06	0,32	-0,52	-0,47

попередньому випадку, залишається висока негативна кореляція з вмістом Карбону, але кореляція з базовими елементами значно понижується до рівня середньої кореляції та, навіть, її відсутності. Натомість встановлено високу негативну кореляцію зі зміною вмісту Фосфору, Сірки, Алюмінію, Кальцію, Нітрогену.

За результатами аналізу коефіцієнтів парної кореляції між значеннями механічних властивостей та міжпластинчатої відстані встановлено, що в стані після термічного оброблення за режимом 3 міжпластинчата відстань має високу негативну кореляцію зі значеннями границі міцності, границі плинності, ударної в'язкості, твердості та середню кореляцію зі значеннями відносного подовження (негативна) та відносного звуження (позитивна).

Дослідні криці в стані після термічного оброблення за режимом 4 мали високу негативну кореляцію між значеннями міжпластинчатої відстані перліту та значеннями границі міцності, границі плинності, ударної в'язкості. Також встановлено, що після наступного відпуску значення твердості вже мають лише середню кореляцію з міжпластинчатою відстанню перліту в дослідних крицях. Таким чином встановлено, що при зменшенні міжпластинчатої відстані в стані після повного циклу термічного оброблення, підвищуються показники міцності та ударної в'язкості, а в стані після прискореного охолодження — ще й твердості. Зменшення міжпластинчатої відстані можна досягти, в тому числі шляхом коригування хемічного складу криці; основним елементом, збільшення вмісту якого за всіх видів термічного оброблення приводить до зменшення міжпластинчатої відстані, є Карбон.

6. ВИСНОВКИ

1. Визначено, що зі збільшенням швидкості охолодження підвищується дисперсність перліту від скритопластинчатого перліту до сорбітоподібного перліту (за ГОСТ 8233).
2. Встановлено з аналізу міжпластинчатої відстані, що дослідні криці з вмістом Карбону 0,70–0,75% мас. за швидкості охолодження 0,52°C/с мають переважно структуру скритопластинчатого перліту (середнє 0,202 мкм, 0,21 мкм відповідно), криці 3, 4, 5 переважно зі структурою сорбітоподібного перліту (середнє 0,13 мкм, 0,15 мкм, 0,17 мкм відповідно). Збільшення швидкості охолодження до 5,1°C/с збільшує дисперсність перліту від 0,09–0,13 мкм у всіх дослідних крицях.
3. Показано, що за термічного оброблення з пришвидшеним охолодженням зі швидкістю у 5,1°C/с та наступним відпуском за температури 200°C зберігається дисперсність від 0,09–0,20 мкм та зменшується твердість без зміни фазового складу та структурного стану дослідних криць, що вказує на проходження зняття внутрішніх

напружень.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. О. І. Бабаченко, Г. А. Кононенко, Н. Ю. Філоненко, А. Н. Хулін, *Строительство, материаловедение, машиностроение*, **100**: 31 (2018).
2. С. С. Черняк, В. Л. Бройдо, Л. В. Тужилина, *Системный анализ. Моделирование*, **56**, № 4: 197 (2017).
3. А. П. Гуляев, *Металловедение* (Москва: Металлургия: 1977).
4. T. Sourmail, F. Caballero, C. Garcia-Mateo, V. Smanio, C. Ziegler, M. Kuntz, R. Elvira, A. Leiro, E. Vuorinen, and T. Teeri, *Mater. Sci. Technol.*, **29**: 1166 (2013).
5. L. Jiapeng, L. Yingqi, Z. Yinhua, V. Smanio, H. Yue, S. Lubing, D. Haohao, W. Wenjian, L. Fengshou, Z. Shaobo, and S. Tong, *Materials*, **13**: 4678 (2020).
6. А. Т. Инглиш, У. А. Бакофен, *Разрушение металлов*, **6**: 90 (1976).
7. О. І. Бабаченко, Г. А. Кононенко, О. В. Рослик, К. М. Майстренко, Р. В. Подольський, *Розробка сталей для металопродукції залізничного призначення* (Дніпро: «Домінанта-принт»: 2020).
8. H. Ghonem and J. Kalousek, *Engineering Fracture Mechanics*, **30**, No. 5: 667 (1988).
9. В. М. Константинов, А. И. Галимский, Б. Б. Хина, *Металлургия: республиканский межведомственный сборник научных трудов*, **36**: 177 (2015).
10. О. І. Babachenko, G. A. Kononenko, and R. V. Podolskyi, *Sci. Innov.*, **17**, No. 4: 25 (2021).
11. О. І. Babachenko, H. A. Kononenko, R. V. Podolskyi, and O. A. Safronova, *Mater. Sci.*, **56**: 814 (2021).
12. И. Г. Узлов, М. И. Гасик, А. Т. Есаулов, Н. Г. Мирошниченко, Ю. С. Пройдак, *Колесная сталь* (Київ: Техніка: 1985).
13. K. Sawley and R. Jimenez, *The Comparative Wear Performance of Premium and Bainitic Rail Steels Under Heavy Axle Loads* (Pueblo: Transportation Technology Center: 2000), p. 57.
14. H. de Boer, *Stahl und Eisen.*, **115**, No. 2: 93 (1995).
15. V. A. Lutsenko, E. V. Parusov, S. A. Vorobey, and T. M. Golubenko, *Chernye Metally*, **10**: 47 (2019).
16. V. A. Lutsenko, E. V. Parusov, T. N. Golubenko, and O. V. Lutsenko, *Chernye Metally*, **11**: 31 (2019).
17. E. V. Parusov, V. A. Lutsenko, I. N. Chuiko, and O. V. Parusov, *Chernye Metally*, **9**: 39 (2020).
18. N. Jin and P. Clayton, *Wear*, **202**: 202 (1997).
19. W. Heller and R. Schweitzer, *Proc. 2nd International Heavy Haul Railway Conference* (USA, Colorado Springs: 1982), p. 282.
20. S. Sharma, S. Sangal, and K. Mondal, *Mater. Sci. Technol.*, **32**, No. 4: 266 (2008).
21. P. Pointner, *Wear*, **265**: 1373 (2008).
22. Л. А. Годик, *Электрометаллургия*, **200**, № 7: 47 (2000).
23. В. В. Могильный, *Сталь*, **8**: 53 (1997).
24. Н. А. Козырев, П. Ю. Яковлев, О. А. Козырева, *Изв. вузов. Черная Металлургия*, **8**: 37 (1999).

25. Л. В. Корнева, *Разработка химического состава и технологии термической обработки железнодорожных рельсов из стали бейнитного класса* (Дисс. к.т.н.) (Новокузнецк: Сибирский государственный индустриальный университет: 2007).
26. С. В. Аджамський, Г. А. Кононенко, Р. В. Подольський, *Космічна наука і технологія*, **27**, № 6 (133): 105 (2021).

REFERENCES

1. O. I. Babachenko, G. A. Kononenko, N. Ju. Filonenko, and A. N. Hulin, *Stroitel'stvo, Materialovedenie, Mashinostroenie*, **100**: 31 (2018) (in Ukrainian).
2. S. S. Chernjak, V. L. Brojdo, and L. V. Tuzhilina, *Sistemnyy Analiz. Modelirovanie*, **56**, No. 4: 197 (2017) (in Russian).
3. A. P. Guljaev, *Metallvedenie* [Material Science] (Moscow: Metallurgiya: 1977) (in Russian).
4. T. Sourmail, F. Caballero, C. Garcia-Mateo, V. Smanio, C. Ziegler, M. Kuntz, R. Elvira, A. Leiro, E. Vuorinen, and T. Teeri, *Mater. Sci. Technol.*, **29**: 1166 (2013).
5. L. Jiapeng, L. Yingqi, Z. Yinhua, V. Smanio, H. Yue, S. Lubing, D. Haohao, W. Wenjian, L. Fengshou, Z. Shaobo, and S. Tong, *Materials*, **13**: 4678 (2020).
6. A. T. English and U. A. Bakofen, *Razrushenie Metallov*, **6**: 90 (1976) (in Russian).
7. O. I. Babachenko, G. A. Kononenko, O. V. Roslik, K. M. Majstrenko, and R. V. Podol's'kij, *Rozrobka Staley dlya Metaloproduktsiyi Zaliznychnogo Pryznachennya* [Development of Steels for Railway Metal Products] (Dnipro: Dominanta-Print: 2020) (in Ukrainian).
8. H. Ghonem and J. Kalousek, *Engineering Fracture Mechanics*, **30**, No. 5: 667 (1988).
9. V. M. Konstantinov, A. I. Galimskij, and B. B. Hina, *Metallurgiya: Respublikanskiy Mezhdovedomstvennyy Sbornik Nauchnyh Trudov*, **36**: 177 (2015) (in Russian).
10. O. I. Babachenko, G. A. Kononenko, and R. V. Podolskyi, *Sci. Innov.*, **17**, No. 4: 25 (2021).
11. O. I. Babachenko, H. A. Kononenko, R. V. Podolskyi, and O. A. Safronova, *Mater. Sci.*, **56**: 814 (2021).
12. I. G. Uzlov, M. I. Gasik, A. T. Esaulov, N. G. Miroshnichenko, and Ju. S. Projdak, *Kolesnaja Stal'* [Wheel Steel] (Kyiv: Tekhnika: 1985) (in Russian).
13. K. Sawley and R. Jimenez, *The Comparative Wear Performance of Premium and Bainitic Rail Steels Under Heavy Axle Loads* (Pueblo: Transportation Technology Center: 2000), p. 57.
14. H. de Boer, *Stahl und Eisen.*, **115**, No. 2: 93 (1995).
15. V. A. Lutsenko, E. V. Parusov, S. A. Vorobey, and T. M. Golubenko, *Chernye Metally*, **10**: 47 (2019).
16. V. A. Lutsenko, E. V. Parusov, T. N. Golubenko, and O. V. Lutsenko, *Chernye Metally*, **11**: 31 (2019).
17. E. V. Parusov, V. A. Lutsenko, I. N. Chuiko, and O. V. Parusov, *Chernye Metally*, **9**: 39 (2020).

18. N. Jin and P. Clayton, *Wear*, **202**: 202 (1997).
19. W. Heller and R. Schweitzer, *Proc. 2nd International Heavy Haul Railway Conference* (USA, Colorado Springs: 1982), p. 282.
20. S. Sharma, S. Sangal, and K. Mondal, *Mater. Sci. Technol.*, **32**, No. 4: 266 (2008).
21. P. Pointner, *Wear*, **265**: 1373 (2008).
22. L. A. Godik, *Elektrometallurgiya*, **200**, No. 7: 47 (2000) (in Russian).
23. V. V. Mogil'nyj, *Stal'*, **8**: 53 (1997) (in Russian).
24. N. A. Kozyrev, P. Ju. Jakovlev, and O. A. Kozyreva, *Izv. Vuzov. Chernaya Metallurgiya*, **8**: 37 (1999) (in Russian).
25. L. V. Korneva, *Razrabotka Khimicheskogo Sostava i Tekhnologii Termicheskoy Obrabotki Zheleznodorozhnykh Rel'sov iz Stali Beynitnogo Klassa* [Development of the Chemical Composition and Technology of Heat Treatment of Railroad Rails Made of Bainitic Steel] (Thesis of Dissert. for Cand. Tech. Sci.) (Novokuznetsk: GOU VPO 'Sibirskiy Gosudarstvennyy Industrial'nyy Universitet': 2007) (in Russian).
26. S. V. Adzhamskiy, G. A. Kononenko, and R. V. Podolskiy, *Kosmichna Nauka i Tekhnologiya* [Space Science and Technology], **27**, No. 6 (133): 105 (2021) (in Ukrainian).