

PACS numbers: 61.05.cp, 61.72.Nh, 62.20.M-, 62.20.Qr, 81.40.Lm, 81.40.Np, 81.70.Jb

Аналіза структури зразків рейкових криць нового покоління з покращеними експлуатаційними властивостями. Ч. 2

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

*Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України,
пл. Академіка Стародубова, 1,
49050 Дніпро, Україна

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

***ДВНЗ «Український державний хіміко-технологічний університет»,
просп. Гагаріна, 8,
49005 Дніпро, Україна

Аналіза вітчизняної та світової нормативно-технічної документації на залізничні рейки показала, що в світовій практиці для виробництва серійних рейок використовуються доевтектоїдні середньовуглецеві та високовуглецеві, а також заевтектоїдні криці. За ступенем легування застосовуються як вуглецеві, так і мікролеговані, легovanі стопи. 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 напрямом досліджень. Розчинений у матриці Бор збільшує інкубаційний період зародження нової фази, понижуює

Corresponding author: Oleksandr Ivanovych Babachenko
E-mail: a_babachenko@i.ua

*Z. I. Nekrasov Iron and Steel Institute, N.A.S. of Ukraine,
1 Academician Starodubov Sqr., UA-49050 Dnipro, Ukraine

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

***SHEI 'Ukrainian State University of Chemical Technology',
8 Gagarin Ave., UA-49005 Dnipro, Ukraine

Citation: O. I. Babachenko, G. A. Kononenko, R. V. Podolskyi, O. A. Safronova, and O. S. Baskevich, Analysis of the Structure of Samples of Rail Steels of the New Generation with Improved Operational Properties. Pt. 2, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **45**, No. 1: 137–156 (2023) (in Ukrainian). DOI: [10.15407/mfint.45.01.0137](https://doi.org/10.15407/mfint.45.01.0137)

температуру початку утворення фериту, в результаті пригнічуючи розпад аустеніту за дифузійним механізмом. Мета роботи: 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 умовами охолодження від 0,52 до 5,1°C/с. На основі результатів рентгенофазової аналізи після термічного оброблення дослідних криць встановлено наявність утворення Fe₃C, Mn₇C₃, FeCr, які мають максимуми на тих самих кутах, що і α-Fe (матриця). Порівнянням та аналізою одержаних даних встановлено, що утворення MnSi, CrMn є у всіх дослідних крицях; тим самим вони не чинять значний вплив на механічні властивості. Встановлено, що за присквидшеного охолодження від температури у 900°C з наступним відпуском при 200°C протягом 120 хв. у лабораторних дослідних крицях проходить зняття внутрішніх напружень. Мікроструктура являє собою високодисперсний перліт, що відповідає вимогам закордонних стандартів. Дослідна рейкова криця з 0,90% C, 0,39% Si, 0,89% Mn, 0,09% Cr, 0,010% Mo, 0,0035% B, 0,0123% N з підвищеним вмістом Карбону має механічні властивості: $\sigma_b = 1295$ МПа, $\sigma_T = 816$ МПа, $\delta_5 = 9,8\%$, $\psi = 11,4\%$, $KCU = 17,25$ Дж/см², що відповідають вимогам EN 13674:1-2011 (R400HT).

Ключові слова: рейкова криця, мікроструктура, мікролегування, термічне оброблення, механічні випробування, рентгеноструктурна аналіза.

The analysis of domestic and global regulatory and technical documentation for railway rails shows that pre-eutectoid medium-carbon and high-carbon as well as post-eutectoid steels are used for the production of serial rails in world practice. According to the degree of alloying, both carbon and microalloyed, alloyed alloys are used. Thus, the issue of developing railway rails of a new generation with the use of boron microalloying and 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. Boron dissolved in the matrix increases the incubation period of the nucleation of a new phase, decreases the temperature of the beginning of ferrite formation, as a result, suppressing the decomposition of austenite by the diffusion mechanism. The goal of the work: 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 test steel, which were pre-deformed and heat-treated according to test regimes, which differed in terms of cooling from 0.52 to 5.1°C/s, are studied. Based on the results of x-ray phase analysis after heat treatment of the experimental steels, the presence of Fe₃C, Mn₇C₃, and FeCr formation is revealed, which have maxima at the same angles as α-Fe (matrix). When comparing and analysing the obtained data, it is established that the formation of MnSi, CrMn is present in all experimental steels, thus, they do not have a significant effect on the mechanical properties. As established, during accelerated cooling from a temperature of 900°C followed by tempering at 200°C for 120 min in laboratory test steels, internal stresses are relieved. At the same time, the microstructure corresponds to a highly-dispersed pearlite that meets the requirements of foreign standards. Experimental rail steel with 0.90% C, 0.39% Si, 0.89%

Mn, 0.09% Cr, 0.010% Mo, 0.0035% B, 0.0123% N and with an increased carbon content has the following mechanical properties: $\sigma_b = 1295$ MPa, $\sigma_{0.2} = 816$ MPa, $\delta_5 = 9.8\%$, $\psi = 11.4\%$, $KCU = 17.25$ J/cm², which meet the requirements of EN 13674:1-2011 (R400HT).

Key words: rail steel, microstructure, microalloying, heat treatment, mechanical tests, x-ray structural analysis.

(Отримано 24 серпня 2022 р.; остаточн. варіант — 30 вересня 2022 р.)

1. ВСТУП

Аналіза вітчизняної та світової нормативно-технічної документації на залізничні рейки показала, що в світовій практиці для виробництва серійних рейок використовуються доевтектоїдні середньовуглецеві і високовуглецеві, а також заевтектоїдні криці. За ступенем легування застосовуються як вуглецеві, так і мікролеговані, легувані стопи. У якості мікролегувальних елементів використовуються V, Ti, Nb, N; в якості легувальних — Mn, Si, Cr.

Одним з основних критеріїв якості криці є хемічний склад, вміст кожної домішки, яка присутня в криці чинить вплив на ті чи інші механічні властивості готового виробу залізничного призначення. Основним елементом, що входить до складу криць, є Карбон [1–3]. Зміна вмісту даного елемента у криці приводить до зростання міцності (твердості, границі плинності, тимчасового опору), але з підвищенням вмісту Карбону в криці понижуються пластичні характеристики та ударна в'язкість [4].

Манган, Силіцій як домішки присутні в усіх промислових крицях. Вміст Мангану як домішки в конструкційних крицях складає від 0,3–0,8%. Введення Мангану як технологічної домішки в зазначеній кількості необхідне для переходу сірки з сульфїду заліза (FeS) в сульфїд Мангану (MnS) [1, 5]. Також Манган сприяє зсуву $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворення до більш низьких температур, що приводить до зменшення дифузійних констант, які визначають кінетику перетворення. Збільшення вмісту Мангану 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 [6].

Силіцій позитивно впливає на структуру, механічні та технологічні властивості криці: знижує критичну швидкість охолодження, збільшує прогартуваність, зменшує швидкість розпаду мартенситу, підвищує міцність, твердість і пружні властивості криці, збільшує опір корозії, знижує в'язкість [1]. Такий вплив Силіцію на властивості пов'язаний з його дією на матричну фазу (α -розчин) і карбіди [1, 5].

Одночасне підвищення міцності й опору крихкому руйнуванню низьколегованих і рядових маловуглецевих криць можливе шляхом мікролегування — введення мікродобавок (до 0,15%) [1, 6, 7]. Найбільш поширені мікролегувальні елементи — це Ніобій, Ванадій і Титан [8]. Названі елементи мають високу спорідненість до Нітрогену та Карбону і легко утворюють нітриди та карбіди (або карбонітриди) [7]. При нагріванні нітриди і карбонітриди розчиняються в твердому розчині, а при охолодженні випадають у вигляді самостійної дисперсної фази. Ці процеси і складають в даному випадку основу механізмів зміцнення криці: подрібнення зерна, дисперсійне твердіння і зміцнення твердого розчину [7]. При звичайному прокатному переділі мікролегувальні добавки підвищують міцність криці в основному через дисперсійне твердіння, а при контрольованій прокатці або нормалізації (аустенітизації з охолодженням на повітрі) — переважно за допомогою подрібнення зерна [7].

Таким чином, аналітичні дослідження показали, що підвищення характеристик міцності криці за рахунок розробки нового хемічного складу та термічного оброблення приводить до підвищення експлуатаційних характеристик [9, 10].

2. АНАЛІЗА ЛІТЕРАТУРНИХ ДАНИХ

В різних галузях промисловості: машинобудуванні, будівництві, виробництві труб і ін. знайшли широке застосування криці, мікролеговані бором. Концентрація Бору в подібних крицях знаходиться в межах 0,001–0,005%. Однак навіть при такому малому вмісті він чинить істотний вплив на властивості криці. Однією з основних якостей Бору є його здатність різко підвищувати прогартуваність криці [11]. Такий вплив Бору на прогартуваність криці заснований на його здатності ефективно гальмувати перетворення аустеніту в ферит, сприяючи утворенню більш твердих фаз — бейніту і мартенситу [12]. Розчинений в металевій матриці Бор концентрується в тонких примежових шарах зерен аустеніту, роблячи структуру меж зерен більш досконалою [13, 14]. Як відомо, центри рекристалізації в першу чергу утворюються по межах зерен. Таким чином, розчинений в матриці бор збільшує інкубаційний період зародження нової фази, понижує температуру початку утворення фериту, в результаті пригнічуючи розпад аустеніту по дифузійному механізму [15, 16].

Бор легко окиснюється і зв'язується в нітрид навіть вкрай малими залишковими концентраціями Оксигену та Нітрогену в металі. Тому основне завдання мікролегування Бором — запобігти окисненню й азотуванню Бору і одержати в металі необхідну кількість розчиненого Бору, що підвищує прогартуваність криці [17].

Виняткова активність Бору в крицевому розтопі вимагає дотримання особливих заходів при витопці борвмісних криць [17, 18].

Для запобігання окисненню й азотуванню Бору проводять попереднє оброблення металу сильними розкиснювальними та деазотувальними елементами. На завершальному етапі здійснюють легування борвмісним стопом. Технологія топлення вимагає суворого дотримання жорсткого регламенту топлення борвмісної криці [11].

Крім впливу хемічного складу на механічні властивості, до числа основних характеристик відносять дані про положення критичних точок, кінетику розпаду переохолодженого аустеніту, чутливість криці до перегріву та росту зерна, прогартуваність [19–25].

Отже, 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 напрямом досліджень.

3. МЕТА ТА ЗАВДАННЯ ДОСЛІДЖЕНЬ

Мета роботи: дослідження мікроструктури та тонкої будови дрібнодисперсного 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 і провести деформаційне та термічне оброблення за дослідними режимами, дослідити вплив хемічного складу криць і режимів термічного оброблення на параметри структури та механічні властивості.

4. МАТЕРІЯЛ ТА МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕНЬ.

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

У лабораторних умовах було проведено гарячу пластичну деформацію (ГПД) проб розміром 70×70×80 мм з дослідних злитків шляхом осаджування на величину 50%. Температура нагрівання проб під гарячу деформацію дорівнювала 1260°C. Зразки, що підлягали гарячій пластичній деформації, охолоджували на спокійному повітрі. З одержаних проб після ГПД та подальшого термічного оброблення (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

ТАБЛИЦЯ 1. Фактичний хемічний склад дослідних розтопів 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	0,0100	0,0050	0,17	0,01	0,016	≤ 0,005	–	–	–
Криця 2	0,700	0,440	0,760	0,0130	0,0090	0,170	0,0080	0,019	0,006	0,0004	0,0011	–
Криця 3	0,800	0,470	0,970	0,0130	0,0090	0,16	0,01	0,022	0,0010	0,0001	0,0015	–
Криця 4	0,840	0,440	0,950	0,0140	0,0080	0,09	0,01	0,013	0,0012	0,0103	0,0006	–
Криця 5	0,900	0,390	0,890	0,0150	0,0090	0,09	0,01	0,018	0,0015	0,00035	0,00060	0,0123

машина типу TTDL «Instron», твердомір ТБ 5004, маятниковий копел ПСВ-30. В рамках досліджень термічне оброблення відрізнялося умовами охолодження після загартування: швидкість охолодження від 0,52 до 5,1°C/с (табл. 2).

Дослідження кристалічної будови дослідних зразків після термічного оброблення проводили за допомогою рентгеноструктурної аналізи в автоматичному режимі (рентгенівський дифрактометр ДРОН-3М, монохроматизоване CoK_{α} -випромінення) проводили запис обраних для аналізу інтерференційних максимумів. Обробку результатів досліджень проводили методом апроксимації [26, 27].

Проведені розрахунки показали, що, згідно з [28], фізичне розширення рентгенівських інтерференцій в даному випадку визначається лише мікронапруженнями. В силу цього розрахунок густини дислокацій в досліджуваних зразках проводили за співвідношен-

ТАБЛИЦЯ 2. Режими термічного оброблення дослідних зразків.**TABLE 2.** Modes of heat treatment of test samples.

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

ням, наведеним в роботах [28].

Розрахунок напружень 2-го роду проводили за співвідношенням:

$$\rho = 4\beta^2 / (5b^2 \operatorname{tg}^2 \theta), \quad (1)$$

де θ і β — відповідно, кут відображення за Бреггом та фізичне розширення аналізованої рентгенівської лінії, b — Бюргерсів вектор дислокацій ($b_{\langle 111 \rangle} = 2,47 \cdot 10^{-8}$ см).

Розрахунок напружень 1-го роду проводився за співвідношенням:

$$\sigma_1 + \sigma_2 = -E\Delta d / (\mu d), \quad (2)$$

де $\sigma_1 + \sigma_2$ — тангенційні напруження, E — модуль Юнга, μ — Пуассонів коефіцієнт, $\Delta d/d$ — відносна зміна міжплощинної відстані.

Значення d визначали за відомою формулою Брегга:

$$d = \lambda / (2 \sin \theta), \quad (3)$$

де λ — довжина хвилі Рентгенового випромінення, θ — кут відображення для інтерференції.

Результати механічних випробувань представлено в табл. 3.

Було виконано статистичну аналізу даних щодо хемічного складу, механічних властивостей і параметрів тонкої структури після першого етапу ТО та після двох етапів ТО — визначали коефіцієнти парної кореляції між характеристиками. Цей критерій використовується для міряння ступеня лінійної залежності між двома змінними. Значення коефіцієнта кореляції може змінюватися від -1 до 1 . За від'ємних значень коефіцієнта вплив негативний, за додатніх — позитивний. За значень у діапазоні $1,0-0,5$ ($-1,0--0,5$) кореляція вважається високою, за значень коефіцієнта в інтервалі $0,5-0,3$

ТАБЛИЦЯ 3. Механічні властивості досліджуваних криць [9].

TABLE 3. Test results of the studied steels [9].

Маркування криці	Режим оброблення	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5 , %	ψ , %	Ударна в'язкість, Дж/см ²	Твердість, НВ
1		1100,4	655,0	10,6	21,2	17,08	398
2		1092,2	672,4	11,0	24,8	16,36	373
3	Режим 4	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

(-0,5--0,3) — середня кореляція, за значень 0,3--0,1 (-0,3--0,1) — кореляція низька, за менших значень — кореляція відсутня.

5. РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ

З попередніх досліджень [29] встановлено закономірність впливу швидкості охолодження на структуру та твердість дослідних криць. У дослідних крицях після ТО за режимом 1–4 зі збільшенням швидкості охолодження підвищується дисперсність перліту: від скритнопластинчастого перліту до сорбітоподібного перліту (за ГОСТ 8233). Виходячи з статистичної аналізи міжпластинчастої відстані встановлено, що всі досліджувані криці 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 EN13674:1-2011).

Було виконано аналізу даних щодо хемічного складу та механічних властивостей після ТО за режимом 3 та після режиму 4: визначали коефіцієнти парної кореляції між характеристиками (табл. 4).

Встановлено, що границя міцності має високий рівень позитивної кореляції з вмістом С, Мп, Р, Мо, В та негативної кореляції з вмістом Сг. Щодо границі плинності, то спостерігали близьку картину, окрім наступних елементів: кореляція щодо В зменшилась і стала середньою, а щодо S — збільшилась і стала високою. Для відносного видовження встановлено наявність високої позитивної кореляції з вмістом Si, Са та негативної — з вмістом N. Значення від-

ТАБЛИЦЯ 4. Коефіцієнти парної кореляції між хемічними елементами присутніми в крицях та механічними властивостями.

TABLE 4. Pairwise correlation coefficients between chemical elements, which are present in steels and mechanical properties.

Механічні властивості	Хемічні елементи, присутні в дослідній криці											
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Al	V	B	Ca	N
σ_b , МПа	0,92	0,37	0,70	0,76	0,46	-0,86	0,62	-0,16	-0,42	0,52	0,17	0,48
$\sigma_{0,2}$, МПа	0,89	0,46	0,65	0,82	0,56	-0,84	0,54	-0,08	-0,33	0,48	0,28	0,48
δ_5 , %	-0,22	0,72	0,47	-0,06	0,21	0,26	0,06	0,25	-0,06	0,30	0,63	-0,71
ψ , %	-0,88	0,23	-0,32	-0,59	-0,08	0,95	-0,52	0,57	0,38	-0,47	0,44	-0,72
Ударна в'язкість, Дж/см ²	0,11	0,46	0,59	-0,01	0,27	0,27	0,36	0,73	-0,33	-0,32	0,65	-0,14
Твердість, НВ	0,89	0,01	0,89	0,38	0,03	-0,71	0,92	-0,22	-0,80	0,39	-0,13	0,40

носного звуження позитивно корелюють з вмістом Cr та Al, негативно корелюють з C, P, Mo, N. В той самий час значення ударної в'язкості з позиції хемічного складу залежать від Mn, Al, Ca, підвищення вмісту вказаних елементів чинить позитивний вплив. В свою чергу, на підвищення значень твердості позитивно впливає підвищення вмісту C, Mn, Mo, а негативно — Cr та V.

Таким чином, можемо бачити, що підвищення вмісту C позитивно впливає на характеристики міцності та твердості, а Mn — окрім вказаних характеристик, ще додатково чинить позитивний вплив на ударну в'язкість. Щодо вмісту Si, в рамках досліджуваної вибірки встановлено високу кореляцію лише з відносним видовженням. Необхідно відзначити, що підвищення вмісту S та P, коли їх вміст відносно невисокий, чинить позитивний вплив на показники міцності з високим ступенем кореляції. Для криць дослідного складу встановлено, що підвищення вмісту Cr негативно впливає на значення границі міцності та плинності, твердості; разом з тим позитивно впливає на значення відносного звуження. Підвищення вмісту Mo позитивно впливає на значення характеристик міцності та твердість і негативно впливає на значення відносного звуження. Підвищення вмісту Al позитивно впливає на значення ударної в'язкості та відносного звуження, а V — границі міцності. Глибоке розкиснення Ca позитивно впливає на значення відносного подовження та ударної в'язкості, а додаткове введення N в крицю негативно впливає на показники пластичності.

Результати рентгеноструктурної аналізи дослідних криць в стані після термічного оброблення (охолодження з швидкістю 5,1°C/c) наведено в табл. 5 і на рис. 1.

Після термічного оброблення за режимом 3 дослідних криць,

ТАБЛИЦЯ 5. Параметри кристалічної будови досліджуваних зразків після ТО (режим 3).

TABLE 5. Parameters of the crystal structure of the studied samples after maintenance (mode 3).

Умовне маркування	Параметер ґратниці a , Å	Розмір блоків мозаїки L , Å	Викривлення другого роду M , %	Густина дислокацій (110) D , см ⁻¹	Густина дислокацій (220) D , см ⁻¹
Криця 1	2,8643	1871	$1,25 \cdot 10^{-3}$	$4,93 \cdot 10^{10}$	$36,5 \cdot 10^{10}$
Криця 2	2,8645	1885	$0,85 \cdot 10^{-3}$	$4,82 \cdot 10^{10}$	$22,9 \cdot 10^{10}$
Криця 3	2,8642	1780	$1,18 \cdot 10^{-3}$	$5,44 \cdot 10^{10}$	$35,3 \cdot 10^{10}$
Криця 4	2,8644	1810	$1,24 \cdot 10^{-3}$	$5,26 \cdot 10^{10}$	$36,8 \cdot 10^{10}$
Криця 5	2,8646	1688	$1,09 \cdot 10^{-3}$	$6,03 \cdot 10^{10}$	$33,7 \cdot 10^{10}$

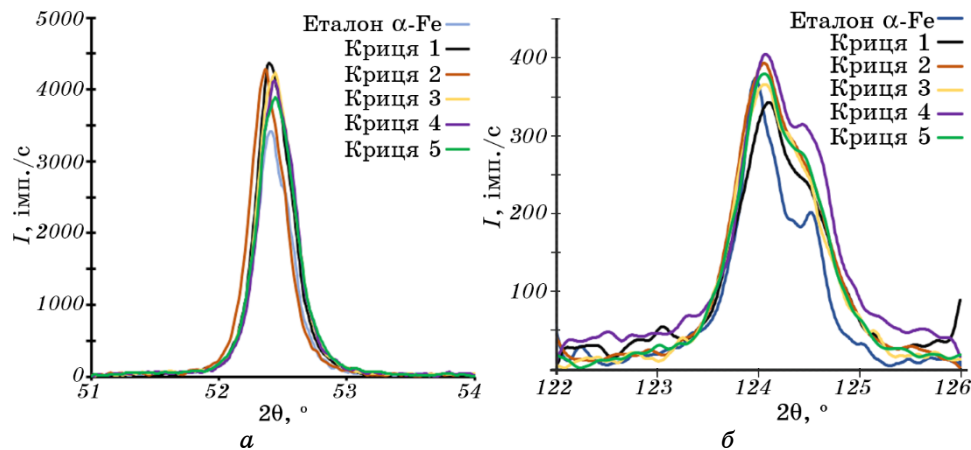


Рис. 1. Дифракційний кут $52,5^\circ$ та 124° рентгенівської дифрактограми дослідних криць після ТО (режим 3): (110) (а), (220) (б).

Fig. 1. The diffraction angle of 52.5° and 124° of the x-ray diffractogram of the test steels after maintenance (mode 3): (110) (a), (220) (b).

криця 2 (0,70% С, 0,44% Si, 0,76% Mn, 0,0004% В) в порівнянні із крицею 1 (базова), має більші розміри блоків мозаїки на 0,75%, менше число дислокацій на 2,2%, менше число дислокацій відображення (220) на 37% і викривлення другого роду на 32%. У стані після термооброблення, криці 1 (базова, 0,75% С) в порівнянні із крицею 3 (0,80% С, 0,0001% В), що мають відмінності в хемічному складі зменшився середній розмір блоків мозаїки на 5%, зменшилися напруження другого роду на 5% і число дислокацій на 3–9%. Криця 4 (0,84% С, 0,0103% В) в порівнянні з крицею 1 (базова, 0,75% С) мають менше значення блоків мозаїки на 3,2%, число дислокацій (відображення (110) та (220)) збільшилось на 6,2 та 1,8% відповідно. При порівнянні дослідних криць 5 (0,90% С, 0,00035% В) із крицею 1 (базова, 0,75% С) було встановлено, що розмір блоків мозаїки зменшився на 10%, розмір дислокацій відображень (110) збільшився на 22%, (220) та зменшилась на 7%. При аналізі викривлення 2-го роду криць 4 (0,84% С, 0,0103% В) та 5 (0,90% С, 0,00035% В) в порівнянні із крицею 1 (базова, 0,75% С) було встановлено, що значення зменшилися на 0,8%, 12,8% відповідно, що вказує на відсутність структурно-вільної фази цементит в криці 4 (0,84% С, 0,0103% В). Параметер ґратниці був близьким незалежно від хемічного складу.

Для визначення фазового складу проводили рентгенофазову аналізу дослідних криць результати, якої представлені на рис. 2.

На підставі результатів рентгенофазової аналізу після ТО за режимом 3 дослідних криць встановлено наявність виділень Fe_3C ,

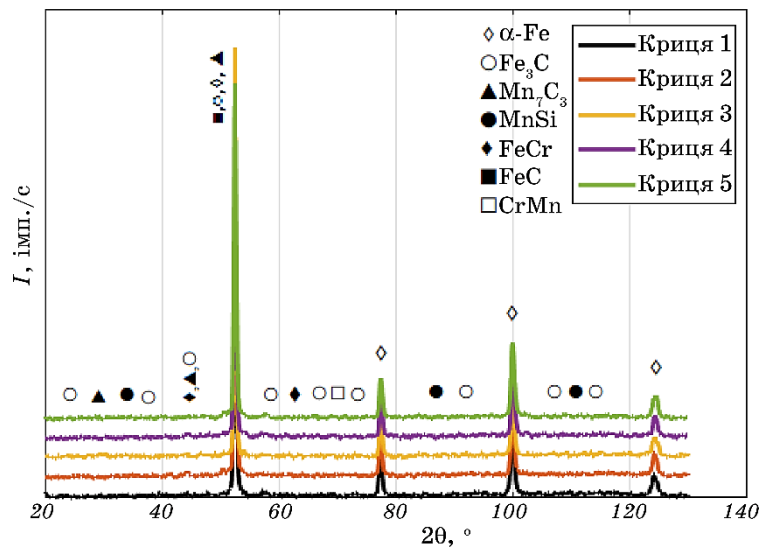


Рис. 2. Рентгенівська дифрактограма дослідних криць після термічного оброблення (режим 3).

Fig. 2. X-ray diffractogram of test steels after heat treatment (mode 3).

Mn_7C_3 , $FeCr$, які мають максимуми на тих самих кутах піку 1, що і $\alpha-Fe$. При порівнянні та аналізі одержаних даних встановлено, що при пришвидшеному охолодженні з застосуванням стисненого повітря дослідних криць виділення $MnSi$, $CrMn$ є у всіх дослідних крицях, тим самим не чинить значний вплив на механічні властивості.

Аналіза мікроструктури [29] та рентгеноструктурна аналіза після відпуску при $200^\circ C$ з витримкою ≈ 120 хв. встановили, що проходить зняття внутрішніх напружень в досліджуваному металі. В цілому мікроструктура являє собою високодисперсний перліт з невеликою кількістю грубопластинчатого перліту в деяких областях.

Результати дослідження кристалічної структури дослідних криць в стані після термічного оброблення (режим 4) за допомогою рентгеноструктурної аналізи наведені в табл. 6 та рис. 3.

Після термічного оброблення за режимом 4, криця 2 в порівнянні із крицею 1 (базова), має більші розміри блоків мозаїки на 1,72%, менше число дислокацій (відображення (110)) на 3,5%, більше число дислокацій відображення (220) на 0,8% і викривлення другого роду на 1,62%. У стані після фінішної ТО, криці 1 (базова, 0,75% C) в порівнянні із крицею 3 (0,80% C, 0,0001% B), що мають відмінності в хемічному складі збільшився середній розмір блоків мозаїки на 14%, збільшились напруження другого роду на 15% і число дислокацій на 29%. Криця 4 (0,84% C, 0,0103% B) в порівнянні з крицею 1 мають менше значення блоків мозаїки на 5,3%, число дисло-

ТАБЛИЦЯ 6. Параметри кристалічної будови досліджуваних зразків після ТО (режим 4).**TABLE 6.** Parameters of the crystal structure of the studied samples after maintenance (mode 4).

Умовне маркування	Параметер ґратниці a , Å	Розмір блоків мозаїки L , Å	Викривлення другого роду M , %	Густина дислокацій (110) D , см ⁻¹	Густина дислокацій (220) D , см ⁻¹
Криця 1	2,8631	1881	$1,21 \cdot 10^{-3}$	$4,88 \cdot 10^{10}$	$34,9 \cdot 10^{10}$
Криця 2	2,8639	1914	$1,23 \cdot 10^{-3}$	$4,71 \cdot 10^{10}$	$35,2 \cdot 10^{10}$
Криця 3	2,8638	1617	$1,43 \cdot 10^{-3}$	$6,87 \cdot 10^{10}$	$48,9 \cdot 10^{10}$
Криця 4	2,8639	1780	$1,21 \cdot 10^{-3}$	$5,43 \cdot 10^{10}$	$36,4 \cdot 10^{10}$
Криця 5	2,8642	1832	$1,38 \cdot 10^{-3}$	$5,15 \cdot 10^{10}$	$42,3 \cdot 10^{10}$

кацій відображення (110) та (220) збільшилось на 10 та 4% відповідно. При порівнянні дослідних криць 5 (0,90% С, 0,00035% В) та 1 було встановлено, що розмір блоків мозаїки зменшився на 2,5%, розмір дислокацій відображень (110) та (220) збільшилась на 5% та 17% відповідно. При аналізі викривлення 2-го роду криць 4 та 5 в порівнянні із крицею 1 було встановлено, що значення криці 4 не змінюються, криці 5 збільшилось на 12,3%, що вказує на невелику кількість структуровільної фази цементит по межах зерен перліту (дана мікроструктура не припустима відповідно до вимог EN13674-1:2011). Параметер ґратниці був близьким незалежно від хемічного складу та способу термічного оброблення.

Для визначення фазового складу проводили рентгенофазову аналізу дослідних криць, результати якої представлено на рис. 4.

На підставі результатів рентгенофазової аналізу після термічного оброблення з дослідних криць встановлено наявність виділень Fe_3C , Mn_7C_3 , $FeCr$, які мають максимуми на тих самих кутах піку 1, що і α -Fe. При порівнянні та аналізі одержаних даних встановлено, що при прискореному охолодженні з застосуванням стисненого повітря дослідних криць виділення $MnSi$, $CrMn$ є у всіх дослідних крицях, тим самим не чинить значний вплив на механічні властивості. Слід відзначити, що у криці 3 відсутня фаза $MnSi$, а в криці 5 — Fe_3C на $49,5^\circ$ та присутня γ - $C_3Fe_6Mn_8$ на куті 35° , тим самим було одержано найкращі показники міцності за пониженого рівня пластичності.

В результаті кореляційної аналізу (табл. 7) встановлено, що в дослідних крицях в стані після пришвидшеного охолодження збільшення вмісту Mn та Cr сприяє зменшенню параметра ґратниці, а P та N — збільшенню. В стані після повного циклу термічного оброблення на збільшення параметра ґратниці чинить позитивний вплив

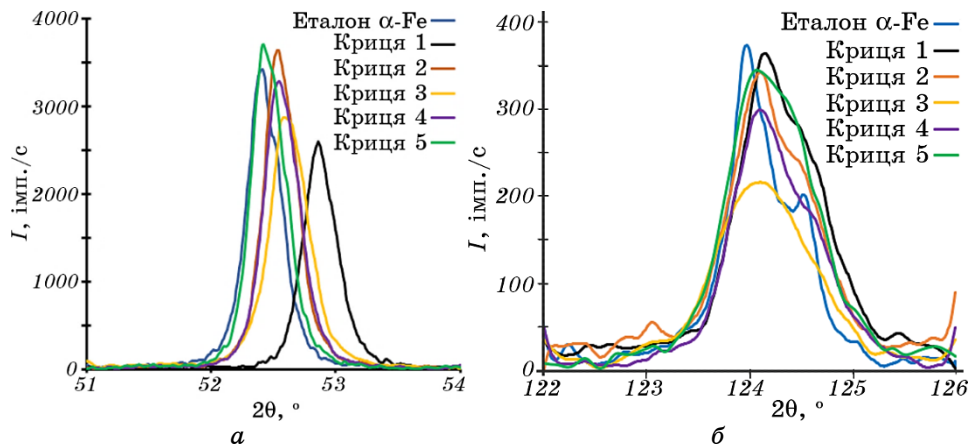


Рис. 3. Дифракційний кут $52,5^\circ$ та 124° рентгенівської дифрактограми дослідних криць після ТО (режим 4): (110) (а), (220) (б).

Fig. 3. The diffraction angle of 52.5° and 124° of the x-ray diffractogram of the test steels after maintenance (mode 4): (110) (a), (220) (b).

збільшення вмісту C, Si, P, S, Ca, N з високим ступенем кореляції, а негативний — Cr. Таким чином, після додаткового відпуску відбувається дифузія елементів та додаткова зміна параметрів ґратниці, окрім Mn, який має дуже близький розмір атомів до атомів Феруму.

Розмір блоків мозаїки після пришвидшеного охолодження збільшувався при підвищенні вмісту Cr, та зменшувався при збільшенні вмісту C, P, Mo, N. Щодо густини дислокацій (110) спостерігалась протилежна ситуація. Після подальшого термічного оброблення підвищення вмісту Si, Mn, Mo, Ca в криці приводить до зменшення розмірів блоків мозаїки. Щодо густини дислокацій спостерігається протилежна ситуація за винятком Mo та Al, для яких змінився ступінь кореляції. Також в результаті аналізу встановлено, що підвищення вмісту Mn та Mo приводить до збільшення значень викривлень другого роду, а S та V — зменшення у стані після пришвидшеного охолодження. Після додаткового оброблення на підвищення значення викривлень другого роду позитивно впливає підвищення вмісту S, Al, Ca. Густина дислокацій (220) дослідних криць у стані після пришвидшеного охолодження зростає зі збільшенням вмісту C, Mn, Mo, та понижується при підвищенні вмісту V. У стані після додаткового відпуску густина дислокацій (220) зростає при підвищенні вмісту Mn, S, Al, Ca.

У таблиці 8 представлені результати статистичної аналізи з визначення коефіцієнтів парної кореляції між механічними властивостями дослідних криць у стані після термічного оброблення з пришвидшеним охолодженням та після додаткового відпуску та

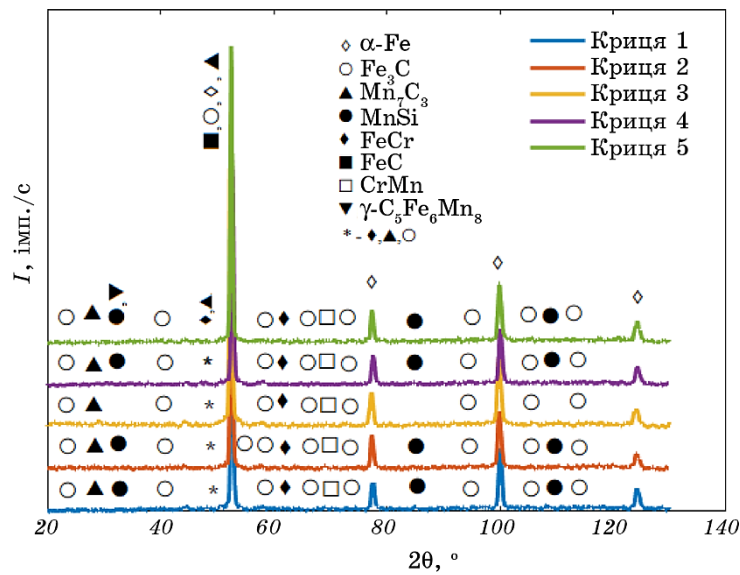


Рис. 4. Рентгенівська дифрактограма дослідних криць після термічного оброблення (режим 4).

Fig. 4. X-ray diffractogram of test steels after heat treatment (mode 4).

параметрами кристалічної будови. З аналізу одержаних результатів можна бачити, що значення границі міцності мають високу позитивну кореляцію з густиною дислокацій (110) та (220) та негативну з розмірами блоків мозаїки у стані після першого етапу ТО. Після додаткового відпуску значення границі міцності більші за збільшення таких показників як параметр ґратниці та густина дислокацій (220) та за зменшення значень розмірів блоків мозаїки. Ступінь кореляції значень границі міцності з густиною дислокацій (110) після повного циклу ТО зменшилась до середнього рівня. Спостерігали високу кореляцію зміни значень границі плинності, які зростають за зменшення розмірів блоків мозаїки та за збільшення густини дислокацій (110) у стані після першого етапу ТО. Після наступного етапу ТО встановлено високу позитивну кореляцію значень границі плинності та всіх аналізованих показників, окрім значень розмірів блоків мозаїки, для яких кореляція була негативною. На значення відносного видовження позитивно впливає зменшення параметра ґратниці у стані після першого ТО, після наступного етапу ТО — зменшення розмірів блоків мозаїки та підвищення густини дислокацій (110). Відносне звуження — характеристика, значення якої збільшуються за збільшення розмірів блоків мозаїки та за зменшення параметра ґратниці та густини дислокацій (110) у стані після при-

ТАБЛИЦЯ 7. Коефіцієнти парної кореляції між хемічними елементами присутніми в крицях та параметрами кристалічної будови після термічного оброблення.

TABLE 7. Pairwise correlation coefficients between chemical elements present in steels and parameters of the crystal structure after heat treatment.

Параметри кристалічної будови	ТО	Хемічні елементи, присутні в дослідній криці											
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Al	V	B	Ca	N
Параметер ґратниці a , Å	Режим 3	0,31	-0,14	-0,60	0,59	0,37	-0,52	-0,35	-0,24	0,47	0,03	-0,19	0,71
Розмір блоків мозаїки L , Å		-0,93	-0,11	-0,47	-0,72	-0,47	0,71	-0,55	-0,16	0,36	0,01	-0,13	-0,84
Викривлення другого роду M , %		0,44	-0,30	0,87	-0,27	-0,55	-0,27	0,92	-0,40	-0,96	0,37	-0,43	-0,11
Густина дислокацій (110) D , см ⁻¹		0,92	0,07	0,45	0,70	0,45	-0,71	0,55	0,16	-0,37	-0,03	0,10	0,85
Густина дислокацій (220) D , см ⁻¹	Режим 4	0,59	-0,27	0,91	-0,12	-0,44	-0,38	0,98	-0,34	-0,98	0,34	-0,39	0,06
Параметер ґратниці a , Å		0,54	0,60	-0,05	0,98	0,92	-0,63	-0,16	0,17	0,40	0,19	0,52	0,57
Розмір блоків мозаїки L , Å		-0,36	-0,60	-0,80	-0,23	-0,35	0,09	-0,52	-0,43	0,44	-0,11	-0,60	0,13
Викривлення другого роду M , %		0,49	0,38	0,41	0,43	0,56	-0,10	0,33	0,75	-0,20	-0,44	0,60	0,47
Густина дислокацій (110) $D \cdot 10^{-10}$, см ⁻¹		0,27	0,61	0,74	0,17	0,35	0,029	0,45	0,53	-0,38	0,00	0,66	-0,17
Густина дислокацій (220) $D \cdot 10^{-10}$, см ⁻¹		0,44	0,49	0,57	0,36	0,52	-0,06	0,40	0,72	-0,29	-0,30	0,66	0,26

швидшеного охолодження.

Після додаткового відпуску високої кореляції з параметрами кристалічної будови не виявлено, середня негативна кореляція була виявлена зі значеннями параметра ґратниці. Також було встановлено, що значення ударної в'язкості у стані після пришвидшеного охолодження криці мають високу негативну кореляцію з параметром ґратниці. Виявлено, що у стані після відпуску значення ударної в'язкості мають високу позитивну кореляцію з викривленнями другого роду, густиною дислокацій (110) та (220) та негативну з розмірами блоків мозаїки. Збільшення значень твердості відбувається за збільшення значень викривлень другого роду, густини дислокацій (110) та (220) та зменшенні розмірів блоків мозаїки у стані після першого етапу ТО. Після наступного відпуску зберігається та

ТАБЛИЦЯ 8. Коефіцієнти парної кореляції між механічними властивостями дослідних криць та параметрами кристалічної будови після термічного оброблення.**TABLE 8.** Pairwise correlation coefficients between the mechanical properties of the test steels and the parameters of the crystal structure after heat treatment.

Параметри кристалічної будови	ТО	Механічні властивості					Твердість, <i>HV</i>
		σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5 , %	ψ , %	Ударна в'язкість, Дж/см ²	
Параметер ґратниці <i>a</i> , Å		0,14	0,16	-0,77	-0,57	-0,69	-0,13
Розмір блоків мозаїки <i>L</i> , Å		-0,83	-0,83	0,24	0,71	-0,28	-0,75
Викривлення другого роду <i>M</i> , %	Режим 3	0,41	0,32	0,23	-0,33	0,27	0,77
Густина дислокацій (110) <i>D</i> , см ⁻¹		0,81	0,81	-0,27	-0,71	0,27	0,75
Густина дислокацій (220) <i>D</i> , см ⁻¹		0,54	0,45	0,16	-0,45	0,30	0,86
Параметер ґратниці <i>a</i> , Å		0,64	0,71	-0,07	-0,45	0,01	0,22
Розмір блоків мозаїки <i>L</i> , Å		-0,57	-0,60	-0,75	-0,09	-0,90	-0,60
Викривлення другого роду <i>M</i> , %	Режим 4	0,48	0,53	0,18	-0,04	0,79	0,44
Густина дислокацій (110) <i>D</i> ·10 ⁻¹⁰ , см ⁻¹		0,48	0,51	0,77	0,20	0,95	0,51
Густина дислокацій (220) <i>D</i> ·10 ⁻¹⁰ , см ⁻¹		0,52	0,56	0,42	0,05	0,91	0,50

сама тенденція, окрім того, що зменшилася кореляція з високої до середньої для викривлень другого роду.

Таким чином, з результатів представленої аналізи можна бачити, що підвищення показників міцності та твердості відбувається за однакових тенденцій зміни характеристик. Щодо хемічного складу, це підвищення вмісту С, Мп, Мо та при зміні в певних межах або певному обмеженні S та Р. Також було встановлено значний вплив на показники міцності та твердість після термічного оброблення у більшості випадків густини дислокацій по обом напрямкам відбивання. Викривлення другого роду характеризують напруження на рівні кристалічної ґратниці, таким чином їхнє збільшення харак-

теризує підвищення залишкових напружень в криці, а їхнє підвищення сприяє підвищенню таких показників як границя міцности та ударна в'язкість, які характеризують особливі етапи руйнування, коли відбувається зміна або поєднання механізмів деформації. Особливої уваги заслуговує такий параметер як розмір блоків мозаїки. Зменшення блоків мозаїки, як і зменшення розміру зерна, може приводити до підвищення міцности та пластичности в комплексі, а додаткове термічне оброблення дає змогу проявити вплив більшої кількості елементів (Si, Mn, Mo, Ca). Також в результаті виконаної аналізи встановлено, що досягнення високого рівня показників пластичности та ударної в'язкости криці відбувається за рахунок підвищеного вмісту Si, Mn, Cr, Al, Ca. Можна відзначити високу кореляцію вмісту Кальцію з усіма параметрами кристалічної ґратниці у стані після термічного оброблення. Тобто даний елемент чинить вплив на рівні кристалічної ґратниці, а не фазового складу, мікроструктури.

6. ВИСНОВКИ

1. Встановлено, що криця 2 (0,70% C, 0,44% Si, 0,76% Mn, 0,0004% B) має більші розміри блоків мозаїки на 1,72%, менше число дислокацій (відображення (110)) на 3,5%, більше число дислокацій (відображення (220)) на 0,8% порівняно із крицею 1 (0,75% C, 0,33% Si, 0,89% Mn). Криця 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 число дислокацій на 29% порівняно з крицею 1. Криця 4 (0,84% C, 0,44% Si, 0,95% Mn, 0,0103% B) в порівнянні з крицею 1 мають менші блоки мозаїки на 5,3%, число дислокацій (відображення (110) та (220)) збільшилось на 10 та 4% відповідно. При порівнянні дослідних криць 5 (0,90% C, 0,39% Si, 0,89% Mn, 0,0003% B) та криці 1 було встановлено, що розмір блоків мозаїки зменшився на 2,5%, розмір дислокацій відображень (110) та (220) збільшилась на 5% та 17% відповідно.

2. На основі результатів рентгенофазової аналізи після термічного оброблення дослідних криць встановлено наявність утворення Fe_3C , Mn_7C_3 , $FeCr$, які мають максимуми на тих самих кутах, що і α -Fe (матриця). При порівнянні та аналізі одержаних даних встановлено, що виділення $MnSi$, $CrMn$ є у всіх дослідних крицях, тим самим вони не чинять значний вплив на механічні властивості.

3. Встановлено, що при пришвидшеному охолодженні від температури 900°C з наступним відпуском 200°C протягом 120 хв. в лабораторних дослідних крицях проходить зняття внутрішніх напружень. При цьому мікроструктура являє собою високодисперсний перліт, що відповідає вимогам закордонних стандартів. Дослідна рейкова криця 5 з під-

вищеним вмістом Карбону має механічні властивості: $\sigma_b = 1295$ МПа, $\sigma_T = 816$ МПа, $\delta_5 = 9,8\%$, $\psi = 11,4\%$, $KCU = 17,25$ Дж/см², що відповідають вимогам EN 13674:1-2011 (R400HT).

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. А. П. Гуляев, *Металловедение* (Москва: Металлургия: 1977).
2. Ю. М. Лахтин, *Металловедение и термическая обработка металлов* (Москва: Металлургия: 1976).
3. О. І. Бабаченко, К. Г. Дьоміна, Г. А. Кононенко, Ж. А. Дементьева, Р. В. Подольський, О. А. Сафронова, *Металлофиз. новейшие технол.*, **43**, № 11: 1537 (2021).
4. И. Г. Узлов, М. И. Гасик, А. Т. Есаулов, Н. Г. Мирошниченко, Ю. С. Пройдак, *Колесная сталь* (Київ: Техніка: 1985).
5. Ю. И. Коковихин, *Технология сталепроволочного производства* (Киев: Институт системного исследования образования: 1995).
6. Э. А. Гудремон, *Специальные стали* (Москва: Металлургия: 1966).
7. О. І. Бабаченко, Г. А. Кононенко, О. В. Рослик, К. М. Майстренко, Р. В. Подольський, *Розробка сталей для металлопродукції залізничного призначення* (Дніпро: Домінанта-принт: 2020).
8. I. Hlavatý, M. Sigmund, L. Krejčí, and P. Mohyla, *Mater. Eng.*, **16**, Iss. 4: 50. (2009).
9. О. І. Babachenko, Н. А. Kononenko, R. V. Podolskyi, and О. А. Safronova, *Mater. Sci.*, **56**: 814 (2021).
10. О. І. Babachenko, G. A. Kononenko, and R. V. Podolskyi, *Sci. Innov.*, **17**, No. 4: 25 (2021).
11. Н. П. Лякишев, Ю. Л. Плинер, С. И. Лаппо, *Боросодержащие стали и сплавы* (Москва: Металлургия: 1986).
12. М. И. Гасик, Н. П. Лякишев, Б. И. Емлин, *Теория и технология производства ферросплавов* (Москва: Металлургия: 1988).
13. Д. А. Литвиненко, *Сталь*, **4**: 357 (1964).
14. W. Berry and M. Thomas, *Wire Industry*, **6**: 1479 (1979).
15. I. Y. Prikhod'ko, E. V. Parusov, O. V. Parusov, I. N. Chuiko, and E. S. Klemeshov, *Steel in Translation*, **50**: 481 (2020).
16. С. М. Винаров, *Бор, кальций и цирконий в чугунах и сталях* (Москва: Металлургиздат: 1961).
17. E. V. Parusov, V. A. Lutsenko, I. N. Chuiko, and O. V. Parusov, *Chernye Metal-ly*, **9**: 39 (2020).
18. Л. Майер, Х. Штрасбургер, Х. Шнайдер, *Микролегирование ниобием, ванадием, титаном, цирконием и бором и его влияние на свойства современных сталей для автомобилестроения* (Москва: Машиностроение: 1988), с. 63.
19. Y. Ryuichi, K. Yuichi, and F. Yasuto, *Welding Int.*, **28**, Iss. 7: 510 (2014).
20. M. Fujii, H. Nakanowatari, and K. Nariai, *JFE Technical Report*, **20**: 159 (2015).
21. K. Saita, K. Karimine, M. Ueda, K. Iwano, T. Yamamoto, and K. Hiroguchi, *Nippon Steel and Sumitomo Metal Technical Report*, **105**: 84 (2013).
22. B. Dahl, B. Mogard, B. Grefoft, and B. Ulander, *Svetsaren*, **50**: 10 (1995).
23. T. Takimoto, *Tetsu-to-Hagane*, **70**, Iss. 10: 40 (1984).

24. H. Tachikawa, T. Uneta, H. Nishimoto, Y. Sasaki, and J. Yanal, *Nippon Steel Technical Report*, No. 82: 35 (2000).
25. M. Okumura, K. Karimine, K. Uchino, and N. Yurioka, *Nippon Steel Technical Report*, No. 65: 41 (1995).
26. С. В. Аджамський, Г. А. Кононенко, Р. В. Подольський, *Космічна наука і технологія*, **27**, № 6 (133): 105 (2021).
27. С. В. Аджамський, Г. А. Кононенко, Р. В. Подольський, *Металлофиз. новейшие технол.*, **43**, № 7: 909 (2021).
28. С. С. Горелик, Л. Н. Расторгуев, Ю. А. Скаков, *Рентгенографический и электроннооптический анализ* (Москва: Металлургия: 1970).
29. О. І. Бабаченко, Г. А. Кононенко, Р. В. Подольський, О. А. Сафронова, А. О. Тараненко, *Металлофиз. новейшие технол.*, **44**, № 12: 1661 (2022).

REFERENCES

1. A. P. Gulyaev, *Metallovedenie* [Metal Science] (Moscow: Metallurgiya: 1977) (in Russian).
2. Yu. M. Lakhtin, *Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metallov* [Metal Science and Heat Treatment of Metals] (Moscow: Metallurgiya: 1976) (in Russian).
3. О. І. Бабаченко, К. Н. D'omina, Н. А. Кононенко, Zh. A. Dement'yeva, R. V. Podolskyi, and О. А. Safronova, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **43**, No. 11: 1537 (2021) (in Ukrainian).
4. I. G. Uzlov, M. I. Gasik, A. T. Esaulov, N. G. Miroshnichenko, and Yu. S. Proydak, *Kolesnaya Stal'* [Wheel Steel] (Kyiv: Tekhnika: 1985) (in Russian).
5. Yu. I. Kokovikhin, *Tekhnologiya Staleprovolochnogo Proizvodstva* [Technology of Steel Wire Production] (Kyiv: Institut Sistemnogo Issledovaniya Obrabotki: 1995) (in Russian).
6. E. A. Gudremon, *Spetsial'nye Stali* [Special Steel] (Moscow: Metallurgiya: 1966) (in Russian).
7. О. І. Бабаченко, Н. А. Кононенко, О. В. Рослык, К. М. Маыстренко, and R. V. Podolskyi, *Rozrobka Staley dlya Metaloproduktsiyi Zaliznychnoho Pryznachennya* [Development of Steels for Railway Metal Production] (Dnipro: Dominanta-press: 2020) (in Ukrainian).
8. I. Hlavatý, M. Sigmund, L. Krejci, and P. Mohyla, *Mater. Eng.*, **16**, Iss. 4: 50. (2009).
9. О. І. Бабаченко, Н. А. Кононенко, R. V. Podolskyi, and О. А. Safronova, *Material. Sci.*, **56**: 814 (2021).
10. О. І. Бабаченко, Г. А. Кононенко, and R. V. Podolskyi, *Sci. Innov.*, **17**, No. 4: 25 (2021).
11. N. P. Lyakishev, Yu. L. Pliner, and S. I. Lappo, *Borsoderzhashchie Stali i Splavy* [Boron Steels and Alloys] (Moscow: Metallurgiya: 1986) (in Russian).
12. M. I. Gasik, N. P. Lyakishev, and B. I. Emlin, *Teoriya i Tekhnologiya Proizvodstva Ferrosplavov* [Theory and Technology of the Production of Ferroalloys] (Moscow: Metallurgiya: 1988) (in Russian).
13. D. A. Litvinenko, *Stal'*, **4**: 357 (1964) (in Russian).
14. W. Berry and M. Thomas, *Wire Industry*, **6**: 1479 (1979).

15. I. Y. Prikhod'ko, E. V. Parusov, O. V. Parusov, I. N. Chuiko, and E. S. Klemeshov, *Steel in Translation*, **50**: 481 (2020).
16. S. M. Vinarov, *Bor, Kal'tsiy i Tsirkoniy v Chugune i Stali* [Boron, Calcium and Zirconium in Cast Iron and Steel] (Moscow: Metallurgizdat: 1961) (in Russian).
17. E. V. Parusov, V. A. Lutsenko, I. N. Chuiko, and O. V. Parusov, *Chernye Metally*, **9**: 39 (2020).
18. L. Mayer, Kh. Shtrasburger, and Kh. Shnayder, *Mikrolegirovanie Niobiem, Vanadiem, Titanom, Tsirkoniem i Borom i ego Vliyanie na Svoystva Sovremennykh Staley dlya Avtomobilestroeniya* [Microalloying by Niobium, Vanadium, Titanium, Zirconium and Boron and its Influence on the Properties of Modern Steels for Automotive Industry] (Moscow: Mashinostroenie: 1988), p. 63 (in Russian).
19. Y. Ryuichi, K. Yuichi, and F. Yasuto, *Welding Int.*, **28**, Iss. 7: 510 (2014).
20. M. Fujii, H. Nakanowatari, and K. Nariai, *JFE Technical Report*, **20**: 159 (2015).
21. K. Saita, K. Karimine, M. Ueda, K. Iwano, T. Yamamoto, and K. Hiroguchi, *Nippon Steel and Sumitomo Metal Technical Report*, **105**: 84 (2013).
22. B. Dahl, B. Mogard, B. Grefot, and B. Ulander, *Svetsaren*, **50**: 10 (1995).
23. T. Takimoto, *Tetsu-to-Hagane*, **70**, Iss. 10: 40 (1984).
24. H. Tachikawa, T. Uneta, H. Nishimoto, Y. Sasaki, and J. Yanal, *Nippon Steel Technical Report*, No. 82: 35 (2000).
25. M. Okumura, K. Karimine, K. Uchino, and N. Yurioka, *Nippon Steel Technical Report*, No. 65: 41 (1995).
26. S. V. Adzhamskyi, H. A. Kononenko, and R. V. Podolskyi, *Kosmichna Nauka i Tekhnolohiya*, **27**, No. 6 (133): 105 (2021) (in Ukrainian).
27. S. V. Adzhamskyi, G. A. Kononenko, and R. V. Podolskyi, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **43**, No. 7: 909 (2021) (in Russian).
28. S. S. Gorelik, L. N. Rastorguev, and Yu. A. Skakov, *Rentgenograficheskii i Elektronnoopticheskii Analiz* [X-Ray and Electron-Optical Analysis] (Moscow: Metallurgiya: 1970) (in Russian).
29. O. I. Babachenko, H. A. Kononenko, R. V. Podolskyi, O. A. Safronova, and A. O. Taranenko, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **44**, No. 12: 1661 (2022) (in Ukrainian).