

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

УДК 621.785:625.14

DOI <https://doi.org/10.32782/3041-2080/2025-5-14>

КОМПЛЕКСНА ОЦІНКА ВПЛИВУ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА МІКРОСТРУКТУРУ Й ЕКСПЛУАТАЦІЙНІ ВЛАСТИВОСТІ РЕЙКОВИХ СТАЛЕЙ

Клочко Оксана Юріївна,

доктор технічних наук, професор,
професор кафедри сервісної інженерії
та технології матеріалів у машинобудуванні
Державного біотехнологічного університету
ORCID ID: 0000-0003-3623-6587

Воронов Олександр Сергійович,

аспірант
Державного біотехнологічного університету
ORCID ID: 0009-0009-2284-4152

У роботі досліджено вплив режимів термічної обробки на формування мікроструктури та експлуатаційні властивості рейкових сталей евтектоїдного та заевтектоїдного складу. Особлива увага приділена взаємозв'язку між параметрами тонкої структури (міжпластинчаста відстань, розмір зерна) та субзеренної структури (розмір блоків мозаїки, щільність дислокацій) із границею витривалості, що визначає довговічність і надійність рейок у реальних умовах експлуатації. Методами рентгеноструктурного та металографічного аналізу встановлено, що одинарне гартування з нагріву СВЧ формує у сталі різнозернисту структуру з підвищеною щільністю дислокацій, проте не забезпечує достатньої однорідності зерна аустеніту. Подвійна термічна обробка, яка включає сфероїдизуючий відпал на дрібнозернистий перліт і подальше гартування з нагріву СВЧ, забезпечує істотне подрібнення зерна, зменшення різнозернистості та формування високодисперсної, однорідної структури. Це призводить до зростання границі витривалості сталей порівняно з одинарною обробкою. Встановлено, що ключовим чинником підвищення втомної міцності є зменшення розміру блоків мозаїки та підвищення щільності дислокацій, тоді як вплив лише середнього розміру зерна аустеніту є менш визначальним. Найбільш значний ефект досягається у заевтектоїдних сталях із підвищеним вмістом вуглецю, де зростання частки карбідної фази та зменшення міжкарбідної відстані додатково підвищує опір розвитку втомних тріщин. Отримані результати мають практичну значущість для вдосконалення технології виробництва рейок нового покоління з підвищеною довговічністю та надійністю.

Ключові слова: рейкова сталь, термічна обробка, структура, втомна міцність, субзеренна структура, різнозернистість аустеніту.

Klochko Oksana, Voronov Oлександр. Comprehensive assessment of heat treatment effect on microstructure and service properties of rail steels

This study investigates the effect of heat treatment regimes on the formation of microstructure and service properties of eutectoid and hypereutectoid rail steels. Particular attention is paid to the relationship between fine-structural parameters (interlamellar spacing, grain size) and subgrain features (mosaic block size, dislocation density) with the fatigue limit, which is a key factor in ensuring rail durability and reliability under real operating conditions. Using X-ray diffraction and metallographic techniques, it was established that single hardening from induction heating produces a mixed-grain structure with increased dislocation density but insufficient austenite homogeneity. In contrast, double heat treatment combining spheroidizing annealing for fine-grained pearlite with subsequent induction hardening significantly refines the grain size, reduces grain inhomogeneity, and forms a highly dispersed and uniform structure. This structural refinement leads to a considerable increase in the fatigue strength compared to single heat treatment. It was revealed that the most critical factor in improving fatigue resistance is the reduction in mosaic block size and an increase in dislocation density, whereas the role of average austenite grain size is less decisive. The strongest improvement was observed in hypereutectoid steels with higher carbon content, where an increased carbide fraction and reduced intercarbide spacing provide additional resistance against fatigue crack propagation. The results obtained have direct practical relevance for the development of next-generation rail steels with improved durability, strength, and reliability, which are crucial for modern rail transport systems operating under intensive loading and variable climatic conditions.

Key words: rail steel, heat treatment, microstructure, fatigue strength, subgrain structure, austenite grain size heterogeneity.

Вступ. Зростання інтенсивності та складності умов експлуатації залізничних рейок зумовлює суттєве підвищення вимог з боку споживачів. Сучасні рейки повинні поєднувати високі показники пластичності, в'язкості та витривалості з одночасним забезпеченням значної твердості й міцності. Досягнення такого оптимального балансу можливе лише за умови комплексної оптимізації технології їх виробництва, де ключову роль відіграє розроблення ефективних і стабільних режимів термічної обробки. Важливо враховувати вплив параметрів тонкої та субзеренної структури, які визначають рівень втомної міцності й довговічності рейок, а отже, безпосередньо пов'язані з їхньою надійністю в реальних умовах експлуатації. Саме контроль цих структурних характеристик через налаштування термічної обробки забезпечує необхідний рівень працездатності в умовах підвищених навантажень та змінних кліматичних факторів [1; 2].

Відповідно до закону Голла-Петча міцність матеріалу зростає зі зменшенням розмірів частинок, де співвідношення між границею плинності ($\sigma_{0.2}$) заліза та низьковуглецевої сталі і середнім розміром зерна d має вигляд:

$$\sigma_1 = \sigma_i + K \cdot d^{-1/2}, \quad (1)$$

де σ_1 – нижня границя плинності сталі;

σ_i – напруження тертя, що необхідне для руху в кристалічній ґратці, є сталою величиною для даної сталі, температури та швидкості деформації;

K – стала величина, яка є мірою концентрації напружень біля виходу смуг ковзання на межу зерна, необхідної для вивільнення дислокацій для переходу з одного зерна в інше;

d – середній розмір зерна. Багато досліджень добре узгоджуються зі співвідношенням (1), але більшість із них стосується заліза та низьковуглецевої сталі. Проте наявні дослідження [3] свідчать, що це співвідношення не є універсальним і не завжди виконується. Особливо це стосується високовуглецевої сталі, зокрема сталі профільного прокату, наприклад рейкової, структура якої включає складні продукти перетворення аустеніту. Це можна пояснити тим, що у високовуглецевій сталі евтектоїдного і заевтектоїдного складу, зокрема рейковій, визначальним фактором є не розмір зерна, а дисперсність фаз, тобто величина поверхні розділу фаз структури. Крім того, на величину границі плинності впливає стан самих границь зерен. Так, у сплавах технічної чистоти під час рекристалізаційного відпалу змінюється не лише розмір зерна, а й стан їхніх

границь [4]. Тому рівняння (1) може виконуватися лише у високочистих сплавах, а для технічних існує складніша залежність. Також це співвідношення не є універсальним, оскільки воно враховує лише розмір зерен, але не стан тонкої кристалічної структури, наприклад розміри блоків мозаїки та щільність дислокацій, які істотно впливають на комплекс фізико-механічних властивостей сплаву [5; 6]. У роботах [7; 8] розглянуто вплив розміру і границь зерен на циклічну (втомну) міцність сталі. Доведено, що в багатьох випадках зі зменшенням величини зерна границя витривалості сталі зростає. Проте існують дані, зокрема [9], де субструктурна морфологія істотно впливає на живучість (зокрема, затримку зростання тріщин) за рахунок оптимальної дисперсності карбідів, яка не залежить від величини зерен аустеніту та фериту. Тобто спостерігається складний вплив розміру зерен на границю витривалості рейкової сталі. Тому можна вважати, що циклічна (втомна) міцність є структурно чутливою характеристикою стосовно границь субзерен і розмірів блоків мозаїки та частково границь зерен. Особливо це стосується високоякісних сталей, наприклад рейкових, для яких вплив розміру зерна на границю витривалості є незначним, оскільки розмір критичної тріщини в них під час визначення живучості, що відповідає переходу до другої стадії росту, незначно малий. У роботі [10] доведено, що в термічно обробленій сталі тонка структура мартенситу або бейніту значно більше визначає поведінку матеріалу в умовах втоми, ніж розмір колишнього аустенітного зерна.

Методи та методики дослідження. У роботі проводили дослідження впливу параметрів тонкої структури (міжпластинчаста відстань μ та розмір зерна d) і субзеренної структури (розмір блоків мозаїки D) на границю витривалості σ_{-1} , подібно до співвідношення Голла-Петча, для рейкової сталі, отриманої після зміцнювальної термічної обробки. Дослідження проводили на зразках, відібраних від залізничних рейок, виготовлених із вуглецевої та низьколегованої сталі евтектоїдного і заевтектоїдного складу (табл. 1) після відповідного режиму термообробки: гартування з нагріву СВЧ (1 – вуглецева стандартного складу (марки М76Ф) та 2 – евтектоїдна низьколегована Cr–Si–Mn); подвійна термічна обробка, що включала циклічний сфероїдизуючий відпал на дрібнозернистий перліт та подальше гартування з нагріву СВЧ (3 – вуглецева заевтектоїдна та 4 – низьколегована заевтектоїдна Cr–Si–Mn). Для встановлення зв'язку між розмірами блоків мозаїки (D) та границею витривалості (σ_{-1}) досліджуваних зразків для

Таблиця 1

Хімічний склад і результати досліджень рейкових сталей

№ зразка	Хімічний склад, %						Механічні властивості, Н/мм ²		Структура*	Субзеренна структура		σ_{-1} , Н/мм ²
	C	Mn	Si	V	Cr	Ge	σ_B	$\sigma_{0,2}$		D, Å	$\varepsilon \left(\frac{\Delta a}{a} \right) \cdot 10^4$	
1	0,78	0,98	0,32	0,04	–	–	1320	985	ТС	405	9,2	370
2	0,74	0,95	0,52	0,055	0,58	0,021	1335	1075	Т	395	10,1	380
3	0,92	1,05	0,48	0,052	–	0,025	1430	1175	Т+Б	320	12,2	445
4	0,89	1,1	0,55	0,048	0,56	0,022	1480	1190	Т+Б	305	12,5	460

* ТС – троостосорбіт; Т – троостит; Т + Б – троостит + бейніт (локальні ділянки)

забезпечення високодисперсної структури проводили подвійну термічну обробку.

Тонку кристалічну структуру сталей досліджували рентгенографічним методом на зразках, відібраних від термічно оброблених проб. Наклепаний шар після різання зразка видаляли шліфуванням із подальшим електрополіруванням в електроліті (65 % H_3PO_4 , 15 % H_2SO_4 , 20 % H_2O). Рентгенівський аналіз проводили дифрактометром ДРОН-1. Істинне розширення $\beta_{физ.}$ ліній (110) та (220) твердого розчину визначали, враховуючи вплив геометричних умов зйомки, методом апроксимації [11] за допомогою еталонного зразка – рейкової вуглецевої сталі стандартного складу (зразок 1, табл. 1), відпаленої при 930°C та охолодженої разом із піччю. Ширину найбільш інтенсивної складової $K_{\alpha 1}$ -дуплета знаходили методом Регінгера [12].

Оцінку величини мікронапружень II роду $\varepsilon \left(\frac{\Delta a}{a} \right)$ здійснювали методом апроксимації профілю рентгенівської лінії у двох порядках відбиття ліній (110) та (220) [11]. Період ґратки $\alpha_{екс.}$ вимірювали з точністю $\pm 0,0005 \text{ Å}$. Величину областей когерентного розсіювання (D, Å) визначали методом гармонічного аналізу рентгенівської лінії; щільність дислокацій ρ , як:

$$\rho = \frac{3}{D^2 \cdot 10^{-16}}, \quad (2)$$

Результати. Характер розподілу інтенсивностей у рентгенівських дифракційних лініях (110) та (220) показано на рис. 1, а результати рентгенографічних і металографічних досліджень зміни стану кристалічної структури залежно від способу термічної обробки та складу сталі – у табл. 1.

Рентгенографічне дослідження стану кристалічної структури показало, що максимум розподілу інтенсивності ліній еталонного зразка (відпаленого) характеризується досить вузьким профілем і свідчить про його рівноважну структуру (рис. 1, 1). Гартування з нагріву СВЧ

цього зразка спричинило значну трансформацію рентгенівських ліній, що полягала у появі різних дифракційних максимумів і є аналогічною до низьколегованої сталі, загартованої з нагріву СВЧ (зразок 2) (рис. 1, 2). Така трансформація рентгенівських ліній зумовлена зменшенням блоків когерентного розсіювання порівняно з еталонним зразком 1 з 2010 Å до 405 і 395 Å відповідно для зразків 2 та 3, а також значним збільшенням щільності дислокацій з $0,4 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ у відпаленому стані до $6,7$ і $10,6 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$ відповідно для вуглецевої та низьколегованої сталей. Після подвійної термічної обробки вуглецевої та низьколегованої сталей заевтектоїдного складу розмір блоків мозаїки зменшується до рівня 320 і 305 Å відповідно, а щільність дислокацій зростає до $9,6$ і $10,8 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$.

Границю витривалості рейкових сталей, термічно оброблених за зазначеними способами, визначали на гладких зразках за стандартною методикою (ДСТУ 2860-94) на базі $5 \cdot 10^6$ циклів. Результати випробувань показали, що границя витривалості після подвійної

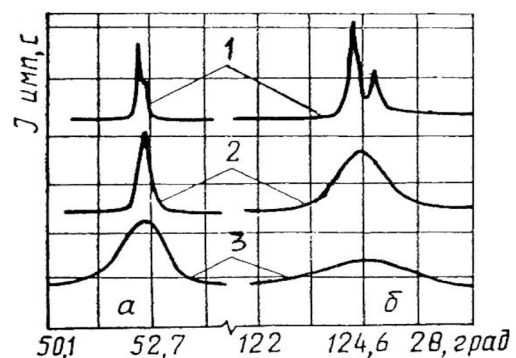


Рис. 1. Зміна характеру розподілу інтенсивності в дифракційних лініях (110) та (220) γ – твердого розчину сталей, а – лінія (110); б – лінія (220): 1 – зразок 1, еталон; 2 – зразок 2; 3 – зразок 4

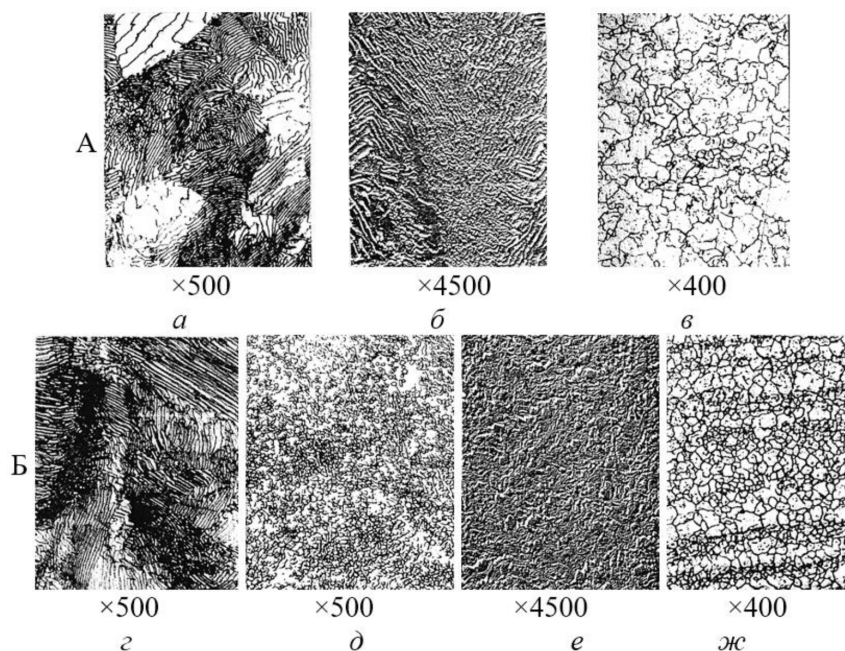


Рис. 2. Мікроструктура та дійсне зерно аустеніту рейкових сталей: вуглецева стандартного складу (А) та низьколегована Cr–Si–Mn заевтектоїдного складу (Б). Де: (а, е) – вихідний стан (гарячекатаний), грубопластинчастий перліт; після термічної обробки – (б) гартування з нагріву СВЧ (сорбіт гартування), (д) циклічний сфероїдизуючий відпал (дрібнозернистий перліт), (е) подвійна термічна обробка (циклічний сфероїдизуючий відпал та гартування з нагріву СВЧ), троостит гартування; дійсне зерно аустеніту – (в) 8–7 та (ж) 11 балів

термічної обробки вуглецевої та низьколегованої сталей заевтектоїдного складу значно вища, ніж після одинарної термічної обробки з нагріву СВЧ. Встановлено, що зі зменшення величини областей когерентного розсіювання, тобто блоків мозаїки (D), границя витривалості безперервно зростає.

Таким чином, значне підвищення границі витривалості після подвійної термічної обробки вуглецевих і низьколегованих заевтектоїдних сталей пов'язане з великим подрібненням зерен аустеніту та утворенням субмікроскопічної блокової структури, а отже, збільшення області переміщення дислокацій. Рівень мікронапружень II роду незначно відрізняється для порівнюваних способів термічної обробки, оскільки отримане співвідношення між мікронапруженнями II роду та щільністю дислокацій, вочевидь, сприяє релаксації пікових напружень. Вони виникають при сумуванні напружень від скупчення дислокацій і напружень, створюваних карбідними включеннями, що, за даними [1], підвищує опір сталі розвитку втомних мікротріщин.

Встановлено, що вуглецева сталь стандартного складу (зразок 1) у вихідному (гарячекатаному) стані має структуру грубопластинчастого перліту з різною протяжністю перлітних колоній

(рис. 2, а) та величиною зерен аустеніту від 3 до 5 балів (ДСТУ 8972:2019). Після гартування з нагріву СВЧ (зразок 2) структура металу загартованого шару складається із сорбіту або трооститу гартування (рис. 2, б) з дійсним зерном аустеніту 8–7 балів (див. рис. 2, в). Також різнозернистість значно зменшується порівняно з початковим станом сталі і більшою мірою проявляється в глибинних шарах металу загартованого шару. Відповідно до уявлень щодо механізму крихкого руйнування та впливу величини зерна на крихку міцність сталі [13], можна припустити, що різнозернистість має знижувати крихку міцність. Крихке руйнування починається з утворення тріщини критичного розміру, яка у разі внутрішньозернового руйнування може бути зупинена границею зерна. Поширення тріщини через цю границю має такий самий механізм, що і поширення ліній ковзання, оскільки площини крихкого руйнування у сусідніх зернах, як правило, не збігаються. Для початку крихкого руйнування необхідна тріщина критичного розміру, ймовірність утворення якої зростає з появою в структурі окремих великих зерен. Проте крихка міцність сталі не визначається однозначно величиною найбільшого зерна. Можна припустити, що під час

випробування двох сталей, одна з яких матиме велике та рівномірне зерно аустеніту, а інша – різнозернистість із найбільшим розміром зерна, аналогічним першому випадку, крихка міцність другої буде більшою. Дрібні зерна різнозернистої сталі, які оточують більші, повинні збільшувати свободу деформації великого зерна за рахунок міжзернового механізму, тобто зменшувати його перенапруженість. Проте менші зерна, відповідно до рівняння (1), забезпечують вищу границю плинності, що може сприяти перенапруженню великого зерна. Відповідно, необхідно оцінювати величину зерна сталі не за середніми розмірами, а за зернами критичних розмірів, які займають до 50 % об'єму.

Ще більшою мірою забезпечується дисперсність і дрібнозернистість структури (див. рис. 2) та субзеренної структури (див. табл. 1) досліджуваних сплавів після подвійної термічної обробки (зразки 3 і 4), де різнозернистість практично відсутня (див. рис. 2, г, ж). Високе значення щільності дислокацій (ρ) та підвищення значення мікронапружень II роду у цих зразках зумовлені значним подрібненням блоків мозаїки (D), що пов'язано з підвищеним вмістом вуглецю та попередньою підготовкою вихідної структури сталі сфероїдизуючим відпалом. Після такої обробки [1] збільшується дисперсність структури, зменшується зерно та підвищується однорідність аустеніту (див. рис. 2, ж) порівняно з гартуванням з нагріву СВЧ. Встановлено, що кількість частинок другої фази зростає, а міжкарбідна відстань зменшується. Така вихідна структура є оптимальною для подальшого гартування з прискореного нагріву СВЧ, при якому утворюється дуже велика кількість центрів γ -фази. За прискореного нагріву СВЧ та малої витримки швидкість росту кристалів практично не збільшується, а кількість зародків зростає. Одночасно спецкарбіди марганцю, хрому і ванадію, що не встигли повністю розчинитися, створюють додаткові зародки аустеніту. Це все забезпечує формування високодисперсної, однорідної та дрібнозернистої структури в усьому об'ємі загартованого шару.

Таким чином, наявність у загартованому шарі однорідної та дрібнозернистої структури перлітного класу і великої кількості карбідів високої дисперсності, що визначають вільну міжкарбідну відстань в α -твердому розчині, а також високу щільність дислокацій і малі розміри блоків мозаїки, мають найбільший вплив на втомну міцність, яка є значно вищою, ніж після одинарної термічної обробки з нагріву СВЧ досліджуваних сталей.

Складність технологічного процесу поверхневого гартування СВЧ головки рейок полягає в тому, що нагрів та охолодження відбуваються під час безперервно послідовного переміщення рейок через гартувальну машину в пружновигнутому стані головою назовні (опуклістю). У результаті такої обробки виникають суттєві труднощі отримання однорідної структури й зерна аустеніту в металі загартованого шару головки, а також спостерігається градієнт температур за глибиною зміцнюваного шару металу в межах 80–120 °С. Швидкість переміщення рейок у гартувальній машині становить 42–46 мм/с, а швидкість нагріву в області фазових перетворень дорівнює $\sim 8^\circ\text{C}/\text{c}$. За такої швидкості нагріву $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення зміщується в область вищих температур (930–970 °С) порівняно з пічним нагрівом (830–840 °С) [14]. Згідно із зазначеним, було проведено дослідження щодо росту зерна аустеніту в умовах: 1) перебування металу головки рейки в області температур гартування (930–970 °С); 2) наявності технологічної паузи між завершенням нагріву СВЧ та початком охолодження (гартування).

Оскільки у промислових умовах нагрів головки рейки СВЧ здійснюється у двох групах індукторів і завершується ізотермічною витримкою (20–22 с) за температури гартування ($\sim 950^\circ\text{C}$) для забезпечення повного перебігу $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення [1], було досліджено вплив такої витримки на додаткове зростання зерна аустеніту. Дослідження проводили на зразках діаметра 40 мм, вирізаних із головки рейки зі сталі стандартного складу. Нагрів зразків СВЧ здійснювали в інтервалі температур 900–1000 °С через кожні 50 °С. Встановлено, що під час СВЧ нагріву зразків зі швидкістю $\sim 8^\circ\text{C}/\text{c}$ до температури 900 °С без ізотермічної витримки та з витримкою 20 с зерно аустеніту відповідало 9–8 балам. Збільшення ізотермічної витримки до 40 с за цієї температури практично не змінювало величину зерна аустеніту. У разі нагрівання зразка до 950 °С без застосування ізотермічної витримки зерно відповідало 8–7 балам, а з витримкою 20 с розмір зерна практично не змінився. За витримки 40 с розмір зерна дещо збільшився (до 7–8 балів, здебільшого – 7). Подальше підвищення температури нагріву до 1000 °С сприяло помітному зростанню зерна до 7–6 балів, а за ізотермічної витримки протягом 20 і 40 с зерно збільшилося до 6–7 та 6–5 балів відповідно. Доведено, що під час нагріву головки рейки СВЧ до 950 °С, що відповідає температурі нагріву головки рейки у промислових умовах за наявності ізотермічної витримки

в 20 с, розмір зерна аустеніту не збільшується і відповідає 8–7 балам.

Також важливим чинником є вплив наявної технологічної паузи на ріст зерна аустеніту, що пов'язано з конструктивною особливістю машини для гартування рейок, де зона первинного охолодження (гартування) знаходиться на відстані 0,8 м від зони нагріву СВЧ [1]. При безперервному послідовному переміщенні рейок, при гартуванні зі швидкістю 42–46 мм/с, упродовж 18–20 с не відбувається примусового охолодження нагрітої головки. Встановлено, що технологічна пауза тривалістю близько 20 с, від моменту закінчення нагріву СВЧ до початку охолодження, не призводить до додаткового зростання зерна аустеніту, яке при нагріві головки до 950 °С відповідає 8–7 балам. Також в усіх випадках відзначається незначна різнозернистість.

Попри наявність різнозернистої структури металу загартованого шару головки рейок після одинарної термічної обробки з нагріву СВЧ, вони мають високу циклічну міцність і стійкість до формування втомних тріщин. Це пояснюється сприятливою епюрою залишкових напружень по профілю рейки з наявністю на поверхні головки залишкових стискальних напружень невеликої величини. Це узгоджується із сучасними уявленнями про роль стискальних напружень, які уповільнюють виникнення зародків тріщин у головці [15; 16]. Другою, і не менш важливою, особливістю є наявність дисперсної та дрібнозернистої структури та субзернистих структурних показників, особливо щільності дислокацій (ρ) і розміру блоків мозаїки (D) металу загартованого шару головки. Це пов'язано з особливістю фазових і структурних перетворень під час нагріву СВЧ, а саме короткочасністю перебування металу головки рейки в області фазових перетворень, що перешкоджає збиральній рекристалізації наклепаних зерен аустеніту.

Висновки. Втомна міцність рейкових вуглецевих і низьколегованих сталей евтектоїдного та заевтектоїдного складу є певною мірою

чутливою характеристикою щодо структурних і субструктурних показників (розмір зерна аустеніту, блоки мозаїки). Виявлено зв'язок між розмірами блоків мозаїки (D) та границею витривалості (σ_{-1}) рейкових сталей, подібний до співвідношення Голла-Петча, а саме: зі зменшенням розміру блоків мозаїки втомна міцність зростає.

Після одинарної обробки з нагріву СВЧ вуглецевих і низьколегованих сталей евтектоїдного складу з початковою структурою грубоплатинчастого перліту відзначається формування неоднорідних зерен аустеніту (різнозернистість), тоді як після подвійної термічної обробки, що включає циклічний сфероїдизуючий відпал на дрібнозернистий перліт типу «точковий» і подальше гартування з нагріву СВЧ, зерно аустеніту зменшується на два бали й практично відсутня різнозернистість у всьому об'ємі загартованого шару.

Дрібне й однорідне зерно аустеніту, сформоване у всьому об'ємі металу загартованого шару після подвійної термічної обробки, забезпечується завдяки утворенню після циклічного сфероїдизуючого відпалу дисперсної, однорідної та рівномірно розподіленої в матриці карбідної фази, а також дрібних карбідів і карбонітридів ванадію, які визначають кількість центрів зародження зерен аустеніту. Вони перешкоджають росту зерна в усьому об'ємі металу під час нагріву до температури вище A_{c3} (785 °С).

Найбільший вплив на втомну міцність має дисперсність і однорідність структури та кількість частинок другої фази (карбідів), важливими є також міжкарбідна відстань в α -твердому розчині, щільність дислокацій і розмір блоків мозаїки. Зменшення величини аустенітного зерна у сталі підвищує втомну міцність. Найбільше підвищення втомної міцності сталі досягається у разі підвищення вмісту вуглецю понад евтектоїдний склад, що зумовлює збільшення частки карбідної фази та зменшення відстані між включеннями.

ЛІТЕРАТУРА:

1. Якість термічно зміцнених рейок та підкладок. Дослідження. Теорія. Устаткування. Технологія. Експлуатація : монографія / Скобло Т. С., Сапожков В. Є. та ін. Харків : ТОВ «Щедра садиба плюс», 2014. 577 с.
2. Розробка сталей для металопродукції залізничного призначення : монографія / Бабаченко О. І., Кононенко Г. А. та ін. Дніпро : «Домінанта-принт», 2020. 296 с.
3. Understanding the intrinsic framework of the Hall-Petch relationship of metals from the view of the electronic-structure level / X. Li, et al. *Acta Materialia*. 2025. Vol. 292. 121071. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2025.121071>
4. Effects of recrystallization annealing on microstructure and mechanical properties of low-carbon air-hardening steel LH800 / X. Luo, et al. *Mater. Res. Express*. 2021. № 8. 106516. <https://doi.org/10.1088/2053-1591/ac118b>

5. Effective Technological Process of Crystallization of Turning Rollers' Massive Castings: Development and Analysis International / Skoblo T., Klochko O., et al. *Journal of Mineral Processing and Extractive Metallurgy*. 2017. № 2(3). С. 34–39. <https://doi.org/10.11648/j.jimpem.20170203.12>
6. Теоретические и экспериментальные основы прогнозирования структурообразования, свойств высокоуглеродистых легированных сплавов : монография / Скобло Т. С., Ключко О. Ю. и др.. Харьков : Діса плюс, 2019. 278 с.
7. Grain size base low cycle fatigue life prediction model for 304 austenitic stainless steel / Duan H., Di R., et al. *Materials Today Communications*. 2025. Vol. 42. 111537. <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2025.111537>
8. Fatigue Crack Initiation and Growth Path Evolution of U76CrRE Heavy Rail Steel / CEN Y., WANG H., et al. *Trans Indian Inst Met*. 2025. № 78. P. 68. <https://doi.org/10.1007/s12666-024-03533-3>
9. Retarding effect of submicron carbides on short fatigue crack propagation: Mechanistic modeling and Experimental validation / Zhang J., et al. *Acta Materialia*. 2023. Vol. 250. 118875. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2023.118875>
10. Low-cycle fatigue behavior and microstructural evolution in a low-carbon carbide-free bainitic steel / Zhou Q., Qian L., et al. *Materials & Design*. 2015. Vol. 85. P. 487–496. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.06.172>
11. Kamminga J.-D., Seijbel L. J. Diffraction Line Broadening Analysis if Broadening Is Caused by Both Dislocations and Limited Crystallite Size. *J. Res. Natl. Inst. Stand. Technol*. 2004. № 109. P. 65–74.
12. Brent Fultz; James Howe. Transmission Electron Microscopy and Diffractometry of Materials. *Springer Science & Business Media*. 2013. 706 p.
13. Grain-size dependence of plastic-brittle transgranular fracture / Michel Scherer, Mythreyi Ramesh, et al. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. 2025. Vol. 200. 106116, <https://doi.org/10.1016/j.jmps.2025.106116>
14. Дослідження впливу режимів термічної обробки дослідних сталей для залізничних рейок нового покоління на механічні властивості / Бабаченко О. І., та ін. *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії*. 2020. Вип. 34. С. 247–255. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2020-34-247-255>
15. Wildeis A., Christ H.-J., Brandt R. Influence of Residual Stresses on the Crack Initiation and Short Crack Propagation in a Martensitic Spring Steel. *Metals*. 2022. № 12. P. 1085. <https://doi.org/10.3390/met12071085>
16. Influence of compressive stresses on the Propagation of Surface Shear Cracks in Railroad Rails / Datsyshyn O. P., Marchenko H. P., et al. *Mater Sci*. 2015. № 51. P. 235–243. <https://doi.org/10.1007/s11003-015-9835-7>

REFERENCES:

1. Skoblo, T. S., Sapozhkov, V. Ye. et al. (2014). Yakist termichno zmitsnennykh reiok ta pidkladok. Doslidzhennia. Teoriia. Ustatkuvannia. Tekhnolohiia. Ekspluatatsiia: Monohrafiia [Quality of thermally hardened rails and pads. Research. Theory. Equipment. Technology. Operation: Monograph]. Kharkiv : TOV "Shchedra sadyba plus". 577 s. [in Ukrainian].
2. Babachenko, O. I., Kononenko, H. A. et al. (2020). Rozrobka stalei dlia metaloproduktii zaliznychnoho pryznachennia: Monohrafiia [Development of steels for railway metal products: Monograph]. Dnipro : "Dominanta-press". 296 s. [in Ukrainian].
3. Li, X. et al. (2025). Understanding the intrinsic framework of the Hall-Petch relationship of metals from the view of the electronic-structure level. *Acta Materialia*, 292, 121071. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2025.121071>
4. Luo, X. et al. (2021). Effects of recrystallization annealing on microstructure and mechanical properties of low-carbon air-hardening steel LH800. *Mater. Res. Express*, 8, 106516. <https://doi.org/10.1088/2053-1591/ac118b>
5. Skoblo, T., Klochko, O. et al. (2017). Effective technological process of crystallization of turning rollers' massive castings: Development and analysis. *International Journal of Mineral Processing and Extractive Metallurgy*, 2(3), 34–39. <https://doi.org/10.11648/j.jimpem.20170203.12>
6. Skoblo, T. S., Klochko, O. Yu. et al. (2019). Teoreticheskie i eksperimental'nye osnovy prognozirovaniia strukturoobrazovaniia, svoistv vysokouglerodistykh legirovannykh splavov: Monohrafiia [Theoretical and experimental foundations of forecasting structure formation and properties of high-carbon alloys: Monograph]. Kharkiv : Disa plus. 278 s. [in Ukrainian].
7. Duan, H., Di R. et al. (2025). Grain size base low cycle fatigue life prediction model for 304 austenitic stainless steel. *Materials Today Communications*, 42, 111537. <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2025.111537>

8. Cen, Y., Wang, H. et al. (2025). Fatigue crack initiation and growth path evolution of U76CrRE heavy rail steel. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 78, 68. <https://doi.org/10.1007/s12666-024-03533-3>
9. Zhang, J. et al. (2023). Retarding effect of submicron carbides on short fatigue crack propagation: Mechanistic modeling and experimental validation. *Acta Materialia*, 250, 118875. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2023.118875>
10. Zhou, Q., Qian, L. et al. (2015). Low-cycle fatigue behavior and microstructural evolution in a low-carbon carbide-free bainitic steel. *Materials & Design*, 85, 487–496. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.06.172>
11. Kamminga, J.-D., Seijbel, L. J. (2004). Diffraction line broadening analysis if broadening is caused by both dislocations and limited crystallite size. *Journal of Research of the National Institute of Standards and Technology*, 109, 65–74.
12. Fultz, B., Howe, J. (2013). *Transmission Electron Microscopy and Diffractometry of Materials*. Springer Science & Business Media. 706 p.
13. Scherer, M., Ramesh, M. et al. (2025). Grain-size dependence of plastic-brittle transgranular fracture. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 200, 106116. <https://doi.org/10.1016/j.jmps.2025.106116>
14. Babachenko, O. I. et al. (2020). Doslidzhennia vplyvu rezhymiv termichnoi obrobky doslidnykh stalei dlia zaliznychnykh relok novoho pokolinnia na mekhanichni vlastyvoli [Investigation of the influence of heat treatment regimes of experimental steels for new-generation railway rails on mechanical properties]. *Fundamentalni ta prykladni problemy chornoj metalurhii*, 34, 247–255. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2020-34-247-255> [in Ukrainian].
15. Wildeis, A., Christ, H.-J., Brandt, R. (2022). Influence of residual stresses on the crack initiation and short crack propagation in a martensitic spring steel. *Metals*, 12, 1085. <https://doi.org/10.3390/met12071085>
16. Datsyshyn, O. P., Marchenko, H. P. et al. (2015). Influence of compressive stresses on the propagation of surface shear cracks in railroad rails. *Materials Science*, 51, 235–243. <https://doi.org/10.1007/s11003-015-9835-7>

Стаття надійшла: 12.08.2025

Стаття прийнята: 28.08.2025

Опублікована: 10.11.2025

