

PACS numbers: 61.66.Dk, 61.72.Ff, 61.72.Mm, 64.70.kd, 81.05.Bx, 81.30.Hd, 81.40.-z

## **Вибір температури нагрівання мікролегованої криці під зміцнювальне термооброблення залізничних коліс**

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

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

Виконано аналітичні дослідження впливу хемічних елементів на механічні властивості криць та впливу на стійкість аустеніту. Проаналізовано досвід зі створення низьколегованих і мікролегованих криць, який уможливив визначити вплив окремих легувальних елементів (Mn, Si, Cr, Ni, Mo, V та ін.) на структурний стан і комплекс експлуатаційних властивостей коліс. У лабораторних умовах проведено витоплення злиwkів криць досліdного складу. Показано, що використання для виробництва залізничних коліс криці з легувальними карбідотвірними елементами призводить до необхідності коригування режимів термічного зміцнення з метою одержання найліпшого комплексу механічних властивостей. Для підвищення зносостійкості суцільнокатаних коліс потрібно проводити їхнє термічне оброблення таким чином, щоб у всіх шарах обода були одержані дисперсні пластинчасті продукти розпаду аустеніту і дрібнозерниста будова криці. При здійсненні нагріву коліс під загартування необхідно досягати одержання однорідного аустенітного стану криці, яке забезпечує одержання заданої величини зміцнення обода, задовільних значень ударної в'язкості в диску колеса. Разом з цим від температури нагріву під загартування залежить величина зерна аустеніту, яка істотно впливає на значення в'язкості металу обода. Мета роботи — визначення раціональної температури нагрівання перед зміцнювальним термічним оброблен-

Corresponding author: Rostyslav Vyacheslavovych Podolskyi  
E-mail: [rostislavpodolskij@gmail.com](mailto:rostislavpodolskij@gmail.com)

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

Citation: O. I. Babachenko, G. A. Kononenko, R. V. Podolskyi, O. A. Safronova, and O. A. Shpak, Selection of the Heating Temperature of Microalloyed Steel for Hardening Heat Treatment of Railway Wheels, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 45, No. 12: 1413–1429 (2023). DOI: [10.15407/mfint.45.12.1413](https://doi.org/10.15407/mfint.45.12.1413)

ням дослідної криці для залізничних коліс, мікролегованої Ванадієм (до 0,11 % мас.) і Молибденом (до 0,15% мас.), з підвищеним вмістом Силіцію (до 0,57% мас), Хрому (до 0,9% мас.) і Ніклю (до 0,7% мас.). Виконано експеримент з визначення температури нагрівання під зміцнювальне термооброблення залізничних коліс із дослідних криць методом загартування від різних температур. За результатами металографічних досліджень встановлено, що для зразків з криць № 1 (порівняльна вуглецева) та № 2 (0,9% Cr та 0,41% Ni) за температури нагріву під загартування у 900°C вже спостерігаються деякі зміни в морфології мікроструктури. Для зразків із криці № 4, що містить 0,89% Cr та 0,11% Ni, за нагрівання до 900°C і наступного загартування структурна неоднорідність сильно виражена. Для зразків із криці № 3, що містить 0,21% Cr та 0,70% Ni, спостерігали формування однорідної дисперсної структури за умов загартуванні від 900°C. Встановлено, що раціональною температурою нагріву під зміцнювальне термічне оброблення для криць складів № 1, № 2 та № 4 є 850°C, а для криці складу № 3 температура нагрівання становить 900°C. Встановлено оптимальні температури нагріву для дослідних криць.

**Ключові слова:** залізничні колеса, криця, перліт, мікроструктура, витоплення, термічне оброблення.

Analytical studies of both the influence of chemical elements on the mechanical properties of steels and their influence on the stability of austenite are carried out. The experience of creating low-alloyed and microalloyed steels is analysed that made it possible to determine the influence of individual alloying elements (Mn, Si, Cr, Ni, Mo, V, etc.) on the structural condition and set of operational properties of wheels. Smelting of steel ingots of experimental composition is carried out in laboratory conditions. As shown, the use of steel with alloying carbide-forming elements for the production of railway wheels leads to the need to adjust the modes of thermal strengthening in order to obtain the best set of mechanical properties. To increase the wear resistance of solid-rolled wheels, it is necessary to carry out their heat treatment in such a way that, in all layers of the rim, dispersed lamellar products of austenite decomposition and fine-grained structure of steel are obtained. When heating the wheels for hardening, it is necessary to achieve a uniform austenitic state of steel, which ensures the given amount of rim strengthening, satisfactory values of impact viscosity in the wheel disc. At the same time, the size of the austenite grain depends on the heating temperature for hardening, which significantly affects the value of the viscosity of the rim metal. The goal of the work is to determine the rational heating temperature before strengthening heat treatment of experimental steel for railway wheels microalloyed with vanadium (up to 0.11 wt.%) and molybdenum (up to 0.15 wt.%), with an increased content of silicon (up to 0.57 wt.%), chromium (up to 0.9 wt.%) and nickel (up to 0.7 wt.%). An experiment is performed to determine the heating temperature for strengthening heat treatment of railway wheels made of experimental steels by the method of hardening at different temperatures. According to the results of metallographic studies, it is established that, for steel samples No. 1 (comparative carbon steel) and No. 2 (0.9% Cr and 0.41% Ni) at a heating temperature of 900°C, some changes in the morphology of the microstructure are already observed. For samples made of steel No. 4 contain-

ing 0.89% Cr and 0.11% Ni, when heated to 900°C and subsequently quenched, the structural heterogeneity is strongly pronounced. For samples made of steel No. 3 containing 0.21% Cr and 0.70% Ni, the formation of a homogeneous dispersed structure is observed during quenching from 900°C. As established, the rational heating temperature for strengthening heat treatment for steel compositions No. 1, No. 2 and No. 4 is of 850°C; for steel composition No. 3, the heating temperature is of 900°C. The optimal heating temperatures for experimental steels are established.

**Key words:** railway wheels, steel, pearlite, microstructure, smelting, heat treatment.

*(Отримано 6 вересня 2023 р.; остаточн. варіант — 24 жовтня 2023 р.)*

## 1. ВСТУП

Рівень фізико-механічних властивостей та експлуатаційних характеристик залізничних коліс докорінно залежить від хемічного складу криці [1]. У світовій практиці було проведено різноманітні дослідження криць для залізничних коліс. Організаціями та підприємствами країн-виробників виконано великий обсяг робіт зі створення низьколегованих і мікролегованих криць, який дав змогу визначити вплив окремих легувальних елементів (Mn, Si, Cr, Ni, Mo, V та ін.) на структурний стан і комплекс експлуатаційних властивостей коліс.

Для легування колісної криці необхідно застосовувати елементи, які забезпечують відповідний комплекс механічних властивостей, а також потрібну деформативність, оброблюваність на металорізальних верстатах, низьку флокеночутливість та ін.

Заключною технологічною операцією виробництва коліс, що істотно впливає на структурний стан і рівень властивостей, є термічне оброблення. Здійсненням нагрівання коліс під загартування досягається одержання однорідного стану аустенітного, яке забезпечує одержання заданої величини зміцнення за пришвидшеного охолодження, задовільних значень ударної в'язкості в диску колеса. Водночас, від температури нагрівання колеса під загартування залежить величина зерна аустеніту в ободі колеса, яка, у свою чергу, має найбільший вплив на рівень його властивостей.

## 2. АНАЛІЗА ЛІТЕРАТУРНИХ ДАНИХ

Нині суцільнокатані залізничні колеса у всіх країнах виготовляють із вуглецевої криці звичайної якості, хемічний склад якої наведено у табл. 1; однак, є важливі розбіжності у вимогах до марок залежно від призначення коліс та їхнього термооброблення.

**ТАБЛИЦЯ 1.** Вимоги до хемічного складу криці та термічного оброблення коліс за стандартом М-107/М-208.**TABLE 1.** Requirements for the chemical composition of steel and heat treatment of wheels according to the standard M-107/M-208.

Марка криці	Вагова частка елемента, %								
	C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Mo	V
				не більше					
Клас L	< 0,47	0,6–0,9	0,15–1,0	0,03	0,04	0,25	0,25	0,10	0,04
Клас А	0,47–0,57	0,6–0,9	0,15–1,0	0,03	0,04	0,25	0,25	0,10	0,04
Клас В	0,57–0,67	0,6–0,9	0,15–1,0	0,03	0,04	0,25	0,25	0,10	0,04
Клас С	0,67–0,77	0,6–0,9	0,15–1,0	0,03	0,04	0,25	0,25	0,10	0,04

Залежно від умов експлуатації рухомого складу для виготовлення коліс використовується криця з різним хемічним складом. За американським стандартом М-107/М-208 термічно оброблені колеса виготовляються із криці з різним вмістом Карбону (від  $\leq 0,47\%$  до  $0,8\%$ ) та призначені для роботи за таких умов:

клас А — високі швидкості, важкі умови гальмування, незначні навантаження;

клас В — високі швидкості, важкі умови гальмування та великі навантаження;

клас С — легкі умови гальмування та високі навантаження;

клас L — високошвидкісний рух із більш важкими умовами гальмування, ніж для інших класів, та невеликим осьовим навантаженням;

клас D — легкі умови гальмування та високі навантаження з підвищеною стійкістю до зношування.

Водночас, відповідно до вимог стосовно хемічного складу колеса класу D з легованої криці, він має відповідати всім вимогам щодо хемічного складу для коліс класу С за вимогами стандарту М-107/М-208 «Колеса з вуглецевої криці». Воднораз, допускається відхил за вмістом Ніклю, Хрому, Молібдену та Ванадію у разі виконання наступної умови:

$$930 - [570 \times \%C] - [80 \times \%Mn] - [20 \times \%Si] - [50 \times \%Cr] - [30 \times \%Ni] - [20 \times \%Mo + \%V] > 390. \quad (1)$$

Крім того, колеса класу D мають відзначатися підвищеною міцністю та зносостійкістю відносно коліс класу С, та мати достатню пластичність. Необхідний комплекс властивостей може бути досягнутий поєднанням легування та відповідного термічного оброблення, що сприяє одержанню сприятливого структурного стану криці.

У виборі хемічного складу для коліс зазвичай керуються такими міркуваннями. Карбон — найбільш важливий і найдешевший елемент криці. Регулюючи його вміст у криці, можна домогтися різних властивостей у готових виробах. З підвищенням вмісту С збільшується міцність металу, його зносостійкість, що є дуже важливим для залізничних коліс; підвищується контактна міцність. Карбон є головним елементом, що зміцнює. Зміцнювальний ефект Карбону складається зі зміцнення твердим розчином і зміцнення за рахунок дисперсійного твердіння внаслідок виділення карбідів. Зі збільшенням вмісту С у криці її міцність збільшується, але пластичність знижується. Карбон має помірну тенденцію до макросегрегації під час кристалізації. Макросегрегація Карбону зазвичай проявляється значно, ніж у всіх інших легувальних елементів. Карбон має сильну тенденцію сегрегувати на дефектах у крицях, таких як межі зерен і дислокації. Карбідотвірні елементи можуть взаємодіяти з Карбоном і утворювати «леговані» карбіди [2, 3].

Манган є практично у всіх крицях у кількості від 0,30% і більше. Він має меншу тенденцію до сегрегації, ніж будь-який інший легувальний елемент. Манган сприятливо впливає на ковкість криць. Він не утворює у крицях свого карбиду, а лише легує цементит. Манган сприяє зсуву  $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворення до більш низьких температур, що приводить до зменшення дифузійних констант, які визначають кінетику перетворення. Збільшення вмісту Мангану впливає на перетворення так само, як і підвищення швидкості охолодження. Пластичні властивості криці із вмістом Мангану до 1,2–1,6% знаходяться на відносно високому рівні [4].

Силіцій є одним із основних розкиснювачів, яких застосовують під час витоплювання криць. Силіцій повністю розчиняється у фериті із вмістом до 0,30%. Він підвищує міцність фериту, майже не знижуючи його пластичності.

У комбінації з Манганом або Молибденом Силіцій забезпечує більш високу прогартуваність криці. У термічно зміцнюваних крицях Силіцій є важливим легувальним елементом, підвищує їхню здатність до термічного зміцнення та зносостійкість, збільшує границю пружності та границю плинності. Силіцій не утворює власних простих карбідів [5].

Хром у поєднанні з Карбоном у криці має тенденцію до утворення карбідів. За низького відношення Cr/C утворюється цементит виду  $(Fe,Cr)_3C$ . Зі збільшенням відношення Cr/C у криці з'являються складні карбіди типу  $(Cr,Fe)_7C_3$  або  $(Cr,Fe)_{23}C_6$ . Cr підвищує здатність криць до термічного зміцнення, їхню стійкість до корозії та окиснення, забезпечує підвищення міцності за підвищених температур, а також підвищує опір абразивному зношуванню високовуглецевих криць. Карбіди Хрому є зносостійкими. Складні карбіди Хрому входять у твердий розчин аустеніту дуже повільно; тому за нагрівання

таких криць під зміцнювальне термооброблення потрібна триваліша витримка за температури нагрівання. Пониження пластичности криці під дією Cr не відбувається до його вмісту у 0,9% [4].

Нікель не утворює у крицях карбідів. У крицях він є елементом, що сприяє стабільності аустеніту. Нікель підвищує зміцнення криць під час термічного оброблення. У комбінації з Хромом і Молібденом Нікель ще більше підвищує здатність криць до термічного зміцнення, сприяє підвищенню в'язкості та втомної міцности криць. Розчиняючись у фериті, Нікель підвищує його в'язкість.

Молібден утворює у крицях карбіди, як тільки вміст Карбону у криці стає достатньо високим. Молібден здатний забезпечувати додаткове термічне зміцнення під час відпуску загартованих криць за допомогою виділення дисперсних карбідів. Він підвищує опір низьколегованих криць плазучості за високих температур. Додатки Мо сприяють подрібненню зерна криць, підвищують зміцнення криць термічним обробленням, збільшують її міцність втоми.

Основні особливості впливу Молібдену та Ванадію на властивості криці зумовлені процесами карбідоутворення. Вони, будучи сильними карбідотвірними елементами, утворюють в криці власні карбіди. Утворення дисперсних карбідів викликає дисперсійне твердіння (зміцнення) криць. Крім того, наявність тяжкотопких часточок сприяє одержанню дрібнозернистої структури, зменшенню схильности до перегріву та знеміцнення за відпуску, підвищенню зносостійкости.

За результатами аналітичного дослідження було розроблено три дослідних хемічних склади криці та виготовлено зливки малого об'єму (до 10 кг) у лабораторних умовах. Дослідні криці містять до 1% Cr, Ni, Mn, мають підвищений вміст Si, V порівняно зі складом криці класу C та модифіковані Мо.

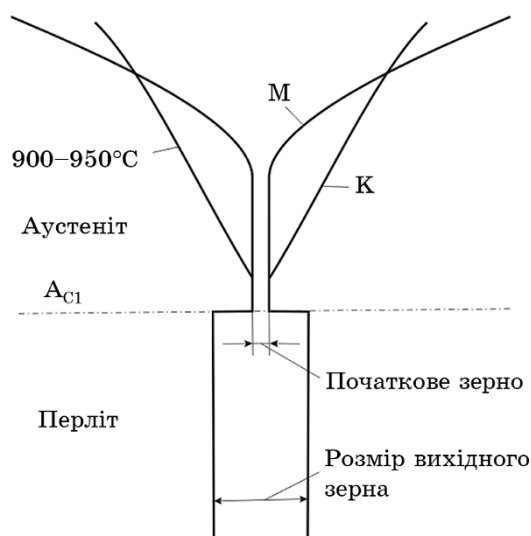
Світова практика виробництва й експлуатації суцільнокатаних коліс свідчить, що практично у всіх країнах-виробниках коліс останні піддаються термічному обробленню з метою зміцнення їх і, отже, підвищення експлуатаційної надійности як коліс, так і рухомого складу в цілому.

За термічного зміцнення підвищення міцности відбувається внаслідок подрібнення зерна у криці та підвищення ступеня дисперсности карбідів. Підвищення опору пластичній деформації досягають також шляхом одержання в процесі термооброблення структур з пластинчастими карбідами. З цього випливає, що для підвищення зносостійкости суцільнокатаних коліс потрібно проводити термічне оброблення їх таким чином, щоб у всіх шарах обода були одержані дисперсні пластинчасті продукти розпаду аустеніту та дрібнозерниста будова криці.

З нагріванням вище температури евтектоїдної рівноваги відбувається аустенізація перліту. Утворення перших зерен аустеніту у ву-

глецевій криці відбувається шляхом виникнення його зародків на межах поділу фаз ферит/цементит і подальшого зростання їх за рахунок цих фаз. У процесі перетворення спочатку зникає ферит перліту, а потім — вже цементит. Оскільки ця міжфазна межа є достатньо розгалуженою, перетворення починається з утворення безлічі дрібних зерен. Після розчинення цементитних частинок концентрація Карбону в різних ділянках аустеніту стає неоднаковою: у місцях, де був ферит, вона понижена, а в ділянках, де знаходився цементит, вона підвищена. Під час нагрівання до температури  $A_{c3}$  ферит в результаті поліморфного перетворення  $\alpha \leftrightarrow \gamma$  перетворюється у аустеніт. З підвищенням температури нагріву вище  $A_{c3}$  процес аустенізації в доєвтектоїдній криці повністю завершується.

Оскільки кількість зародків аустеніту завжди є великою, до моменту закінчення аустенізації криця має дрібнозернисту структуру. Розмір цих зерен характеризує так звану величину початкового зерна аустеніту (рис. 1). Негайно слідом за утворенням аустеніту починається ріст його зерен («грануляція» — термін Д. К. Чернова), що полягає у злитті та поглинанні дрібних зерен більш великими, тобто настає збиральна рекристалізація аустеніту. Із зростанням зерна зменшується сумарна поверхня меж зерен (зменшується поверхнева енергія), а висока температура забезпечує лише достатню його швидкість. Розглядуваний зазвичай дійсний розмір зерна



**Рис. 1.** Схема росту зерна у спадково грубозернистій криці (К) та дрібнозернистій криці (М).

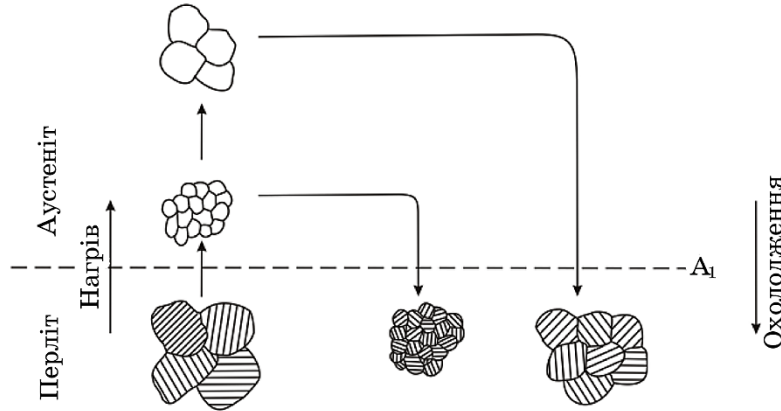
**Fig. 1.** Scheme of grain growth in hereditary coarse-grained steel (K) and fine-grained steel (M).

аустеніту виявляється більшим за більш високої температури.

Подальше підвищення температури приводить до швидкого зростання зерна (грубозерниста криця). У тому випадку, коли криця містить важкорозчинні домішки типу стійких карбідів (Ti, V, Ta, Zr, Nb, меншою мірою W і Mo), нерозчинні в аустеніті оксиди та сульфідні (Оксиген і Сульфур) або домішки, що сприяють виділенню графіту (Si, Ni і Co) і структурно вільної складової (Cu), розмір зерна аустеніту зберігається до температур розчинення цих включень, після чого починається швидке зростання (дрібнозерниста криця). Елементи, що дають відносно легкорозчинні карбіди (наприклад Cr), слабо впливають на розмір зерна, а Mn і P збільшують схильність до зростання [6–8].

Розміри перлітних зерен залежать від розмірів аустенітних, з яких вони утворилися. Чим більші зерна аустеніту, тим, як правило, більшого розміру перлітні зерна, які утворюються з них, і, навпаки, чим дрібніше аустенітні зерна, тим більш дрібнозернистою й однорідною утворюється кінцева структура, що забезпечує високий рівень механічних властивостей і експлуатаційних характеристик (рис. 2).

Аустенітні зерна ростуть тільки під час нагрівання (за наступного охолодження вони не подрібнюються); тому максимальна температура нагріву криці в аустенітному стані та її спадкова зернистість визначають остаточний розмір зерна. Після закінчення аустенізації зерна аустеніту здатні до зростання, рушійною силою якого є зерномежова енергія. З підвищенням температури ріст зерна аустеніту пришвидшується. Зерно може рости рівномірно, як за збірної рек-



**Рис. 2.** Схема зміни розміру зерна залежно від нагрівання в аустенітній області [6].

**Fig. 2.** Scheme of grain size changes depending on heating in the austenitic region [6].



ристалізації, але може спостерігатися і нерівномірний ріст, коли невелика кількість великих зерен аустеніту зростає за рахунок безлічі дрібних, поки вони не зникнуть. Цей процес по суті є вторинною рекристалізацією. Дрібні зерна аустеніту можуть бути стабілізовані проти зростання дисперсними частинками [9].

Для криць, що містять підвищений вміст легувальних хемічних елементів, внаслідок нерівномірного розподілу їх виникає хемічна неоднорідність — ліквация, яка є однією з причин виникнення різнозернистості. Ліквация може також приводити до макро- та мікронеоднорідностей за структурним станом, оскільки в ділянках різного складу з різною швидкістю перебігають первинна, збиральна та вторинна рекристалізації, викликаючи зональну й острівну різнозернистість в готовому виробі.

Здійсненням нагріву коліс під загартування потрібно досягати одержання однорідного аустенітного стану криці, яке забезпечує одержання заданої величини зміцнення обода, задовільних значень ударної в'язкості в диску колеса. Разом з цим від температури нагріву під загартування залежить величина зерна аустеніту, яка істотно впливає на значення в'язкості металу обода [1].

Вибір режимів нагріву коліс під загартування (температури та тривалості нагріву, в тому числі і по зонах печі) слід здійснювати з урахуванням хемічного складу криці, конструктивних особливостей коліс (їхньої маси) та забезпечення заданих вимог стосовно властивостей обода та диска.

Основні причини уповільнення процесів рекристалізації аустеніту за мікролегування полягають у тому, що рух дислокацій і меж сильно гальмується розчиненими атомами і ще більшою мірою — дисперсною фазою, що утворюється в цьому температурному інтервалі [10].

Легувальні елементи в разі недостатньо високої температури нагріву під загартування не тільки не збільшують прогартуваність криці, а навпаки, понижують її [11–15]. Так, наприклад, нерозчинені карбіди відіграють роль зародків, які сприяють пришвидшеному перетворенню аустеніту в перлітній області. Крім цього, зв'язуючи Карбон у стійкі карбіди, які не беруть участі в будові евтектоїда, аустеніт, збіднений Карбоном, стає менш стійким. Пониженню прогартуваності сприяє також подрібнення зерна [12]. Тому позитивний вплив Ванадію та Молібдену спостерігається за підвищення температури нагріву під загартування, коли основна кількість легувальних елементів переходить у розчин. Таким чином, вплив карбідотвірних елементів на прогартуваність криці неоднозначний і визначається температурою аустенізації.

Під час загартування від високих температур нагрівання в криці з Ванадієм спостерігається вторинне підвищення твердості, що викликається утворенням карбіду Ванадію в перлітній області. Сту-

піль подрібнення зерна аустеніту залежить як від кількості Ванадію в криці, так і від температури нагріву. За високих до 1050°C температур аустенізації дрібнозерниста структура зберігається лише в криці з максимальним вмістом легувальної добавки. Процеси твердіння перебігають упродовж відпуску криці за температури у 500°C. Чим вищий вміст Ванадію та температура гарту, тим більш високі значення характеристик міцності криці [4].

Одержання рівномірно дрібного зерна для залізничних коліс особливо важливе. Аналіза результатів дослідження [16–19] показує, що подрібнення дійсного зерна в криці практично не впливає на характеристики міцності дослідженої криці та чинить позитивний вплив на її пластичність. Дрібне зерно зменшує неоднорідність розподілу деформацій у мікрооб'ємах структурних складових.

Зі сказаного випливає, що використання для виробництва залізничних коліс криці з карбідотвірними легувальними елементами приводить до необхідності коригування режимів термічного зміцнення з метою одержання найліпшого комплексу механічних властивостей.

### **3. МЕТА ТА ЗАВДАННЯ ДОСЛІДЖЕНЬ**

Мета роботи — визначення раціональної температури нагрівання перед зміцнювальним термічним обробленням дослідної криці для залізничних коліс, мікролегованої Ванадієм і Молібденом, з підвищеним вмістом Силіцію, Хрому та Ніклю.

### **4. МАТЕРІЯЛ ТА МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕНЬ**

Витопку робили за допомогою комплексної установки, що складається з топильного агрегату ІТПЕ-0,01 закритого типу та високочастотного джерела струму ВТГ-20-22, який має вбудовану станцію автономного охолодження. Ця установка дає змогу витоплювати в лабораторних умовах дослідні марки криці, зокрема спеціально леговані Манганом, Силіційом, Хромом, Молібденом та ін. Загальний вид установки представлено на рис. 3.

За результатами аналітичних досліджень впливу хемічних елементів на механічні властивості конструкційних криць було розроблено три варіанти дослідних криць — варіанти 2, 3 та 4 (табл. 2). Криця варіанта 1 була порівняльною (базовою), яка за хемічним складом відповідає марці С за вимогами стандарту М-107/М-208.

### **5. РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ**

За типовою технологією виробництва суцільнокатаних коліс із



Рис. 3. Загальний вигляд експериментального комплексу.

Fig. 3. General view of the experimental complex.

ТАБЛИЦЯ 2. Хемічний склад дослідних топок, % ваг.

TABLE 2. The chemical composition of the experimental melts, % wt.

№ зливка	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	V
1	0,69	0,36	0,82	0,28	0,14	0,21	0,055
2	0,70	0,57	0,80	0,90	0,15	0,41	0,110
3	0,68	0,52	0,72	0,21	0,10	0,70	0,110
4	0,71	0,55	0,83	0,89	0,09	0,11	0,100

криці марки 2, що також, як і колеса з марки Т, використовуються для вантажних вагонів, але не є легваною Ванадієм, температура нагріву під загартування визначається як температура  $A_{c3} + 50^{\circ}\text{C}$  і становить не більше  $850^{\circ}\text{C}$  внаслідок небезпеки початку рекристалізації зерна аустеніту.

У разі використання легування криці карбідотвірними елементами температура нагріву під гартування має бути скоригована. Температура аустенізації для криць має надійно забезпечувати формування гомогенного  $\gamma$ -твердого розчину перед пришвидшеним охолодженням.

Неповне розчинення карбідних і нітридних включень негативно впливає на прогартуваність криці, що зумовлює пошук температури нагріву під гартування, за якої система переводиться в одно-

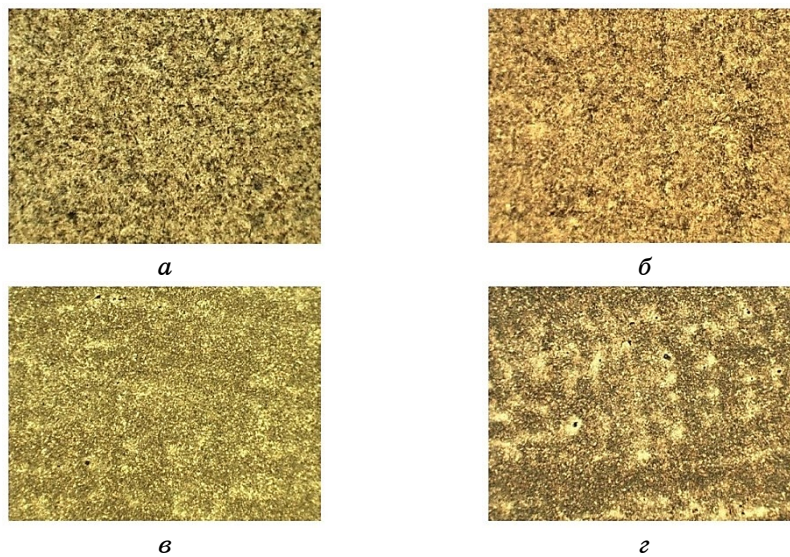
фазну замкнену область стійкості аустеніту.

Також потрібно враховувати, що добавки Ванадію у крицю затримують аномальний ріст зерна до 1000–1100°C [15]. У разі використання легованої Ванадієм криці колеса мають бути нагріті під загартування до більш високої температури.

Підвищення температури нагріву сприяє підвищенню стійкості переохолодженого аустеніту за пришвидшеного охолодження, особливо в районі температур перлітного перетворення, зменшенню критичної швидкості охолодження та збільшенню прогартовуваності криці.

Певний внесок вносить підвищення стійкості аустеніту і в одержання більш дисперсних продуктів його розпаду. Границя плинності криць із структурою платівчастих карбідів зростає обернено пропорційно кореню квадратному з віддалі між частинками [20–22].

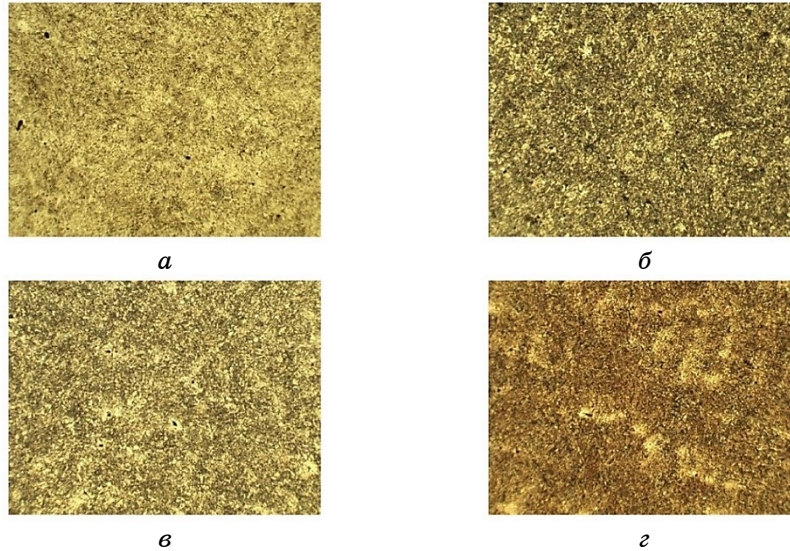
Для оцінки впливу температури нагріву на кінцеву структуру криць дослідних складів було проведено термічне оброблення за режимами, що є охолодженням у воді від різних температур нагріву: 800, 850, 900, 950°C після витримки протягом 10 хв. Даний метод ґрунтується на тому, що, починаючи з деякої температури, відбувається зміна морфології структурних складових мікроструктури зразків.



**Рис. 4.** Мікроструктура дослідного зливка № 1 після загартування від: 800°C (а), 850°C (б), 900°C (в), 950°C (г).  $\times 100$ .

**Fig. 4.** Microstructure of experimental ingot No. 1 after quenching from: 800°C (a), 850°C (б), 900°C (в), 950°C (г).  $\times 100$ .

Це опосередковано вказує на те, що за таких температур нагріву та вище відбувається зростання аустенітних зерен і посилюється неоднорідність за хемічним складом, що підвищує стійкість аустеніту до розпаду в ділянці дифузійного та проміжного перетворень, а через ліквідаційні явища проявляється структурна неоднорідність у всьому об'ємі криці (рис. 4–7).



**Рис. 5.** Мікроструктура дослідного зливка № 2 після загартування від: 800°C (а), 850°C (б), 900°C (в), 950°C (г).  $\times 100$ .

**Fig. 5.** Microstructure of experimental ingot No. 2 after quenching from: 800°C (a), 850°C (б), 900°C (в), 950°C (г).  $\times 100$ .



**Рис. 6.** Мікроструктура дослідного зливка № 3 після загартування від: 800°C (а), 850°C (б), 900°C (в), 950°C (г).  $\times 100$ .

**Fig. 6.** Microstructure of experimental ingot No. 3 after quenching from: 800°C (a), 850°C (б), 900°C (в), 950°C (г).  $\times 100$ .



Продовження рис. 6.  
Continuation Fig. 6.

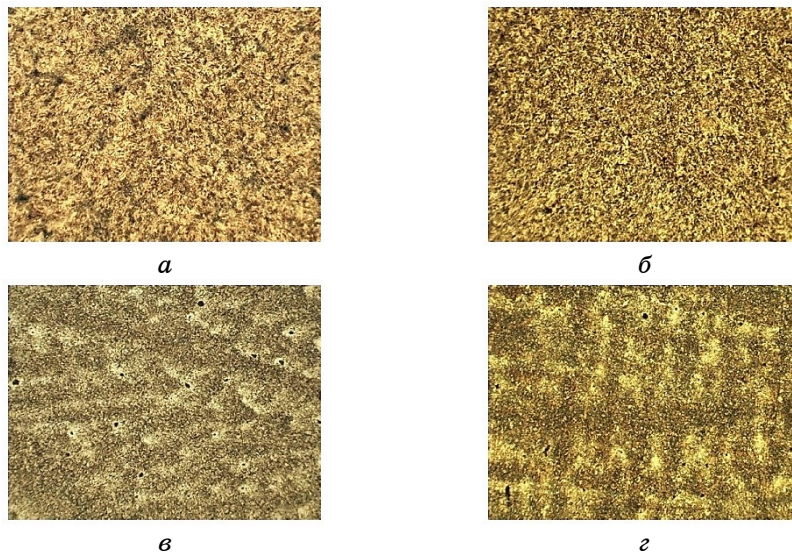


Рис. 7. Мікроструктура дослідного зливка № 4 після загартування від: 800°C (а), 850°C (б), 900°C (в), 950°C (г).  $\times 100$ .

Fig. 7. Microstructure of experimental ingot No. 4 after quenching from: 800°C (a), 850°C (b), 900°C (c), 950°C (d).  $\times 100$ .

В результаті мікроструктурної аналізи було встановлено, що для зразків із криць № 1 (порівняльної) та № 2 (0,9% Cr та 0,41% Ni) за температури нагріву під загартування у 900°C вже спостерігаються деякі зміни в морфології мікроструктури. Для зразків із криці № 4, що містить 0,89% Cr та 0,11% Ni, за нагрівання до 900°C та наступного загартування структурна неоднорідність є сильно вираженою. Для зразків із криці № 3, що містить 0,21% Cr і 0,70% Ni, спостерігали формування однорідної дисперсної структури та за загартування

від 900°C.

За результатами дослідження було встановлено раціональну температуру аустенізації дослідних криць для залізничних коліс під пришвидшене охолодження, яка забезпечує ефективне розчинення карбідів і нітридів, але, разом з цим, не стимулює початок рекристалізації аустеніту та підсилення проявів хемічної ліквідації.

## 6. ВИСНОВКИ

1. За результатами аналітичних досліджень обґрунтовано систему легування криць для виробництва залізничних коліс з високим комплексом властивостей, що відповідають вимогам до класу D за стандартом М-107/М-208.
2. Розроблено рекомендації щодо хемічного складу дослідних криць, проведено витопку зливків масою до 10 кг у лабораторних умовах.
3. Встановлено, що раціональною температурою нагріву під зміцнювальне термічне оброблення для криць складів № 1, № 2 та № 4 є 850°C, а для криці складу № 3 температура нагрівання становить 900°C.

## ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. А. И. Козловский, И. Г. Узлов, *Металлургическая и горная промышленность*, 7: 66 (2001).
2. *Металловедение и термическая обработка стали: Справочник в 3 т.* (Ред. М. Л. Бернштейн, А. Г. Рахштадт) (Москва: Металлургия: 1983).
3. М. И. Гольдштейн, С. В. Грачев, Ю. Г. Векслер, *Специальные стали* (Москва: Металлургия: 1985).
4. И. Г. Узлов, М. И. Гасик, А. Т. Есаулов, Н. Г. Мирошниченко, Ю. С. Пройдак, *Колесная сталь* (Київ: Техніка: 1985).
5. С. С. Штейнберг, *Металловедение. Том III. Специальные стали* (Москва: ОНТИ-НКТП-СССР: 1935).
6. А. П. Гуляев, *Металловедение* (Москва: Металлургия: 1977).
7. О. І. Бабаченко, Г. А. Кононенко, Р. В. Подольський, О. А. Сафронова, А. О. Тараненко, *Металофіз. новітні технол.*, 44, № 12: 1661 (2022).
8. О. І. Бабаченко, Г. А. Кононенко, Р. В. Подольський, О. А. Сафронова, О. С. Баскевич, *Металофіз. новітні технол.*, 45, № 1: 136 (2023).
9. И. И. Новиков, *Теория термической обработки металлов* (Москва: Металлургия: 1986).
10. Ф. Хастеркомп, К. Хунна, Ю. И. Матросов, *Ниобийсодержащие низколегированные стали* (Санкт-Петербург: Интермет Инжиниринг: 1999).
11. Г. Т. Фомин, *Известия ВУЗ. Черная металлургия*, 6:15 (1958).
12. Э. Бейн, *Влияние легирующих элементов на свойства стали* (Москва: Металлургиздат: 1945) (пер. з англ.).
13. М. П. Браун, *Влияние легирующих элементов на свойства стали* (Київ:

- Изд-во АН УССР: 1962).
14. Р. И. Энтин, *Превращения аустенита в стали* (Москва: Металлургиздат: 1960).
  15. М. П. Браун, *Легированные сплавы* (Киев: Изд-во АН УССР: 1963).
  16. И. Г. Узлов, А. И. Бабаченко, Ж. А. Дементьева, *Металлургическая и горная промышленность*, **5**: 21 (2002).
  17. V. A. Lutsenko, E. V. Parusov, S. A. Vorobey, and T. M. Golubenko, *Chernyye Metally*, **10**: 47 (2019).
  18. V. A. Lutsenko, E. V. Parusov, T. N. Golubenko, and O. V. Lutsenko, *Chernyye Metally*, **11**: 31 (2019).
  19. E. V. Parusov, V. A. Lutsenko, I. N. Chuiko, and O. V. Parusov, *Chernyye Metally*, **9**: 39 (2020).
  20. Г. С. Анселл, *Механические свойства двухфазных сплавов. Физическое металловедение. Вып. 3. Дефекты кристаллического строения, механические свойства металлов и сплавов* (Москва: Мир: 1968) (пер. з англ.).
  21. O. I. Babachenko, G. A. Kononenko, and R. V. Podolskyi, *Sci. Innov.*, **17**, No. 4: (2021).
  22. O. I. Babachenko, H. A. Kononenko, R. V. Podolskyi, and O. A. Safronova, *Material Sci.*, **56**: 814 (2021).

## REFERENCES

1. A. I. Kozlovsky and I. G. Uzlov, *Metallurgicheskaya i Gornaya Promyshlennost'*, **7**: 66 (2001) (in Russian).
2. *Metallovedenie i Termicheskaja Obrabotka Stali: Spravochnik* [Metals Science and Heat Treatment of Steel: Handbook] (Eds. M. L. Bernshtein and A. G. Rakhshadt) (Moskva: Metallurgiya: 1983) (in Russian).
3. M. I. Gol'dshteyn, S. V. Grachev and Yu. G. Veksler, *Spetsial'nyye Stali* [Special Steels] (Moskva: Metallurgiya: 1985) (in Russian).
4. I. G. Uzlov, M. I. Gasik, A. T. Esaulov, N. G. Miroshnichenko, and Yu. S. Projdak, *Kolesnaya Stal'* [Wheel Steel] (Kyiv: Tekhnika: 1985) (in Russian).
5. S. S. Shteinberg, *Metallovedenie. Tom III. Spetsial'nyye Stali* [Metals Science. Volume III. Special Steels] (Moskva: ONTI-NKTP-SSSR: 935) (in Russian).
6. A. P. Gulyayev, *Metallovedenie* [Metals Science] (Moskva: Metallurgiya: 1977) (in Russian).
7. O. I. Babachenko, G. A. Kononenko, R. V. Podolskyi, O. A. Safronova, and A. O. Taranenko, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **44**, No. 12: 1661 (2022) (in Ukrainian).
8. O. I. Babachenko, G. A. Kononenko, R. V. Podolskyi, O. A. Safronova, and O. S. Baskevich, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **45**, No. 1: 137 (2023) (in Ukrainian).
9. I. I. Novikov, *Teoriya Termicheskoy Obrabotki Metallov* [Theory of Heat Treatment of Metals] (Moskva: Metallurgiya: 1986) (in Russian).
10. F. Khaisterkamp, K. Khulka, and Yu. I. Matrosov, *Niobiysoderzhashchie Nizkolegированные Stali* [Niobium-Bearing Low-Alloy Steels] (St. Petersburg: Intermet Engineering: 1999) (in Russian).
11. G. T. Fomin, *Izvestiya VUZ. Chernaya Metallurgiya*, **6**: 15 (1958) (in Russian).
12. E. Bain, *Vliyanie Legiruyushchikh Ehlementov na Svoistva Stali* [Influence of



- Alloying Elements on the Properties of Steel] (Moskva: Metallurgizdat: 1945) (Russian translation).
13. M. P. Braun, *Vliyanie Legiruyushchikh Ehlementov na Svoistva Stali* [Influence of Alloying Elements on the Properties of Steel] (Kiev: Publishing House of the Academy of Sciences of the Ukrainian SSR: 1962) (in Russian).
  14. R. I. Entin, *Prevrashcheniya Austenita v Stali* [Transformations of Austenite in Steel] (Moskva: Metallurgizdat: 1960) (in Russian).
  15. M. P. Braun, *Legirovannyye Splavy* [Alloyed Alloys] (Kiev: Publishing House of the Academy of Sciences of the Ukrainian SSR: 1963) (in Russian).
  16. I. G. Uzlov, A. I. Babachenko, and Zh. A. Dementieva, *Metallurgicheskaya i Gornaya Promyshlennost'*, **5**: 21 (2002) (in Russian).
  17. V. A. Lutsenko, E. V. Parusov, S. A. Vorobey, and T. M. Golubenko, *Chernyye Metally*, **10**: 47 (2019).
  18. V. A. Lutsenko, E. V. Parusov, T. N. Golubenko, and O. V. Lutsenko, *Chernyye Metally*, **11**: 31 (2019).
  19. E. V. Parusov, V. A. Lutsenko, I. N. Chuiko, and O. V. Parusov, *Chernyye Metally*, **9**: 39 (2020).
  20. G. S. Ansell, *Mekhanicheskie Svoistva Dvukhfaznykh Splavov. Fizicheskoye Metallovedenie. Vyp. 3. Defekty Kristallicheskogo Stroeniya, Mehanicheskie Svoistva Metallov i Splavov* [Mechanical Properties of Two-Phase Alloys. Physical Metallurgy. Iss. 3. Defects of the Crystalline Structure, Mechanical Properties of Metals and Alloys] (Moskva: Mir: 1968) (Russian translation).
  21. O. I. Babachenko, G. A. Kononenko, and R. V. Podolskyi, *Sci. Innov.*, **17**, No. 4: 25 (2021).
  22. O. I. Babachenko, H. A. Kononenko, R. V. Podolskyi, and O.A. Safronova, *Mater Sci.*, **56**: 814 (2021).