

PACS numbers: 61.66.Dk, 61.72.Ff, 61.72.Mm, 81.05.Bx, 81.30.Kf, 81.40.Ef, 81.40.Np

## Вплив температурно-часових умов швидкісної нормалізації низьковуглецевих криць на формування їхньої зеренної структури. Ч. I. Особливості процесів аустенітоутворення

**Р. В. Тельович**, Ю. А. Гарасим, Н. О. Бондаревська

*Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України,  
бульв. Акад. Вернадського, 36,  
03142 Київ, Україна*

Робота стосується вивчення особливостей формування аустеніту та його зеренної структури за безперервного нагрівання з підвищеними швидкостями гарячекатаних низьковуглецевих Fe–Mn–C-криць 09Г2 та 10Г2ФБ. Встановлено вплив пришвидшення нагріву на зміну температури параметрів  $\alpha \rightarrow \gamma$ -перетворення й особливості процесу утворення аустеніту, а також на зміну середнього діаметра його зерен. Показано, що за рахунок пригнічення процесів інтенсивного зростання зерен збільшення швидкості нагріву уможливорює формувати в крицях дрібнозернисту структуру аустеніту, яка відрізняється високою однорідністю за розміром зерна.

**Ключові слова:** аустеніт, нормалізація, структура, криця, легування.

The work is concerned with the study of the features of formation of austenite and its grain structure during continuous heating with increased rates of hot-rolled low-carbon 09G2 and 10G2FB Fe–Mn–C steels. The influence of heating acceleration on the change in the temperature of the parameters of  $\alpha \rightarrow \gamma$ -transformation and the features of the process of austenite formation,

Corresponding author: Yulian Andriiovych Garasym  
E-mail: garasym@imp.kiev.ua

*G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S. of Ukraine,  
36 Academician Vernadsky Blvd., UA-03142 Kyiv, Ukraine*

Citation: **Р. В. Тельович**, Yu. A. Garasym, and N. O. Bondarevska, Influence of Temperature–Time Conditions of High-Speed Normalization of Low-Carbon Steels on the Formation of Their Grain Structure. Pt. I. Peculiarities of Austenite-Formation Processes, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **48**, No. 1: 1–17 (2026), DOI: [10.15407/mfint.48.01.0001](https://doi.org/10.15407/mfint.48.01.0001)

© Publisher PH “Akademperiodyka” of the NAS of Ukraine, 2026. This is an open access article under the CC BY-ND license (<https://creativecommons.org/licenses/by-nd/4.0>)

as well as on the change in the average diameter of its grains, are established. As shown, due to the suppression of intensive grain-growth processes, an increase in the heating rate allows the formation of a fine-grained austenite structure in steels, which is characterized by high uniformity in grain size.

**Key words:** austenite, normalization, structure, steel, alloying.

*(Отримано 10 квітня 2025 р.; остаточн. варіант — 15 квітня 2025 р.)*

## 1. ВСТУП

Проблеми поліпшення якості крицевого прокату з низьковуглецевих низьколегованих Fe–Mn–C-криць нині вирішуються як шляхом створення нових марок криць даного класу, так і розробкою ефективних високотехнологічних процесів металургійного виробництва їх. Основну увагу при цьому зосереджено на пошуку засобів, які забезпечують формування кінцевої структури, яка б відрізнялася високою дисперсністю феритно-перлітної суміші. Поліпшення комплексу механічних властивостей гарячекатаної криці нині досягається в основному за рахунок додаткового легування добавками Ti, Nb, V, Mo, здатними утворювати високодисперсні карбіди та карбонітриди, що важко розчиняються в аустеніті, а також оптимізацією температурних режимів контрольованого вальцювання. До недоліків даного підходу, крім підвищення собівартості прокату й ускладнення технологічного процесу його виробництва, слід також віднести посилення анізотропії механічних властивостей, зумовленої успадкуванням шаруватості та текстурованості структури в процесі гарячої деформації та  $\alpha \rightarrow \gamma$ -переходу, а також зростання характеристик деформаційного зміцнення термооброблених криць, що небажано для листового прокату, призначеного для наступного холодного деформування. Крім того, є певна частина сортаменту крицевого прокату, виготовлення якого методами контрольованого вальцювання пов'язане з певними технологічними труднощами (наприклад складність профілю). Вирішити проблему поліпшення якості такого типу прокату можна шляхом застосування додаткового термічного оброблення з використанням різних методів швидкісного електронагріву, техніко-економічні переваги якого підтверджено на практиці за термозміцнення конструкційних криць [1]. Ефективне використання даних методів термозміцнення прокату з низьковуглецевих криць неможливе без знання особливостей впливу підвищених швидкостей нагріву на кінетику утворення аустеніту та формування під час подальшого його охолодження дисперсної феритно-перлітної структури. Такі відомості необхідні також для розробки технологічних високоефективних схем електрозварювання криць даного класу (як основного способу виготовлення з них металоконструкцій), що уможливають уникнути форму-

вання в зоні зварного з'єднання структур з погіршеними механічними та службовими властивостями.

Відомо [2, 3], що розмір зерна фериту, який визначає рівень міцності та пластичності й опір крихкому руйнуванню нормалізованих низьковуглецевих криць, контролюється в основному величиною вихідного зерна аустеніту та температурно-часовими умовами його розпаду. У разі застосування під час аустенізації криць підвищених швидкостей нагріву додатковим чинником такого впливу може бути концентраційний стан аустеніту, який відрізняється неоднорідним об'ємним розподілом Карбону та легувальних елементів, внаслідок незавершеності процесів гомогенізації.

З огляду на це, у даній роботі передбачається дослідити у першій частині вплив підвищених швидкостей ( $2\text{--}300\text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$ ) нагріву на формування зеренної структури аустеніту в низьковуглецевих Fe–Mn–C крицях з різним ступенем легування їх добавками Nb та V. У другій частині — взаємозв'язок характеристик зеренної структури фериту нормалізованих криць із величиною зерна аустеніту, утвореного в умовах нагрівання з підвищеними швидкостями.

## 2. МАТЕРІЯЛИ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕНЬ

Досліджували конструкційні низьковуглецеві криці марок 09Г2 та 10Г2ФБ промислового витоплення. Хемічний склад криць наведено в табл. 1.

Вибрані марки криці в основному відрізняються хемічним складом, зокрема різним вмістом легувальних добавок Nb і V, що уможливає оцінити роль даних елементів у зміні фазових і структурних перетворень в умовах підвищених швидкостей нагріву. Концентрація Сульфуру у криці 10Г2ФБ майже на порядок нижча, ніж у криці 09Г2. Заготівки зразків криць для металографічних досліджень виготовляли із штанг квадратного перерізу, вирізаних з листового прокату криць товщиною у 20 мм вздовж напрямку вальцювання. Термічне оброблення зразків для металографічних досліджень включало:

- безперервне нагрівання зразків перерізом  $15\times 15$  мм і висотою у 10 мм за допомогою програмного пристрою в електропечі зі швидкістю

**ТАБЛИЦЯ 1.** Хемічний склад криць.

**TABLE 1.** Chemical composition of steels.

Марка криці	Хемічний склад, % мас.														
	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Cu	Mo	Al	Ti	Nb	V	N	
09Г2	0,13	1,27	0,29	0,02	0,02	0,03	0,02	0,04	0,00	0,03	0,02	0,01	0,00	0,00	0,008
10Г2ФБ	0,11	1,64	0,24	0,00	0,02	0,03	0,02	0,03	–	0,03	0,01	0,04	0,03	0,09	0,01

у  $0,02 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$  до заданої температури з наступним гартуванням у воду;  
 - електронагрівання заготовок зразків квадратного перерізу зі швидкостями у  $2\text{--}300 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$  шляхом пропускання через них струму промислової частоти до вибраних температур в інтервалі  $700\text{--}1150^\circ\text{C}$  та гартування у воду;

- нагрівання частини зразків шляхом посадки в нагріту піч із витримкою у 2 години для одержання порівняльних результатів.

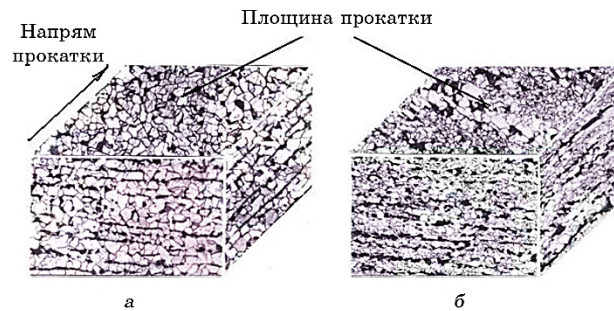
Структуру термооброблених криць виявляли шляхом хемічного щавлення шліфів з використанням розчинів азотної та пікринової кислот. Металографічні дослідження проводили на площинах шліфів, по-різному орієнтованих по відношенню до площини та напрямку вальцювання. Для вивчення структурного стану криць використовували методи світлової (Neophot-32) й електронної трансмісійної (JOEL 2003) мікроскопій. Для характеристики зеренної структури аустеніту обрано середній діаметер перерізу зерна аустеніту  $D_i$  [мкм], який визначали, використовуючи співвідношення

$$D_i = \sqrt{\frac{4S}{\pi}},$$

де  $S$  — площа перерізу зерна, яка вимірюється за допомогою програмного забезпечення Image-Pro Plus.

### 3. РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Мікроструктура криць у вихідному стані є феритно-перлітною сумішшю з характерним для гарячекатаних виробів розподілом структурних складових (рис. 1). Через особливості процесів пластичної деформації під час вальцювання криць у площинах, перпендику-



**Рис. 1.** Мікроструктура криць 09Г2 (а) та 10Г2ФБ (б) у вихідному стані після гарячої прокатки.

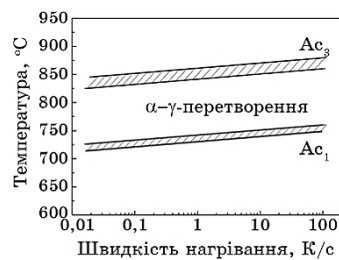
**Fig. 1.** Microstructure of steels 09G2 (a) and 10G2FB (b) in the initial state after hot rolling.

**ТАБЛИЦЯ 2.** Характеристики мікроструктури криць у вихідному стані.**TABLE 2.** Characteristics of the microstructure of steels in the initial state.

Марка криці	Площина	Ферит		Перліт		Неметалічні включення		
		Середній діаметер перерізу зерна, мкм	Середня площа перерізу зерна, мкм <sup>2</sup>	Товщина карбідних пластин, Å	Товщина феритного прошарку, Å	Середній розмір, мкм	Найбільший розмір, мкм	Об'ємний вміст, %
09Г2	1	9,5	107	212	1060	2,23	5	1,3
	2	11,5	166					
	3	10,0	123					
10Г2ФБ	1	6,24	46,2	-	-	-	-	-
	2	6,04	43,2					
	3	6,06	49,1					

лярних до площини вальцювання, формується шарувата структура з періодичним чергуванням по товщині шарів феритних зерен переважно полідральної форми та перліту. Середній діаметер перерізу зерен фериту в площині, паралельній площині вальцювання та перпендикулярній до неї, приблизно однаковий (табл. 2). Аналогічно в процесі вальцювання формуються й перлітні ділянки. Встановлено, що досліджувані криці характеризуються різною дисперсністю зерен фериту. Найбільший середній діаметер зерен фериту (9,5–11 мкм) спостерігається в прокаті з криці 09Г2. У комплексно легованій добавками V і Nb криці 10Г2ФБ він становить 6 мкм. Результати електронно-мікроскопічних досліджень свідчать про розмірну близькість елементів внутрішньої будови перліту досліджуваних криць, а саме, товщин карбідних пластин і феритних прошарків. Не виявлено також істотних відмінностей у розмірах та об'ємному вмісті неметалевих включень (табл. 2).

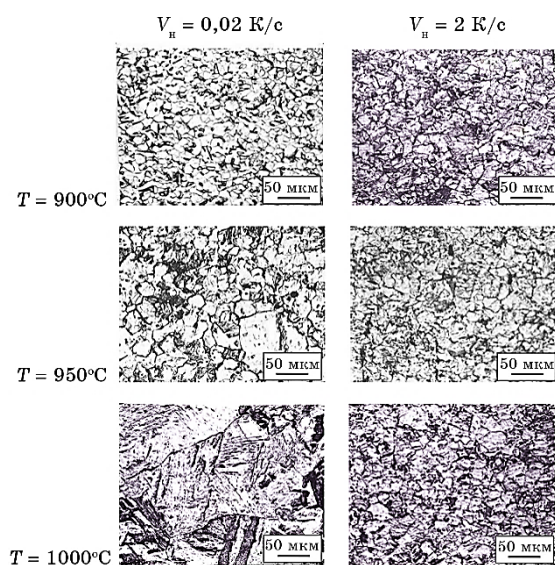
На рисунку 2 показано зміну температури критичних точок по-

**Рис. 2.** Зміна зі швидкістю нагріву інструментального початку ( $A_{c1}$ ) і закінчення ( $A_{c3}$ )  $\alpha \rightarrow \gamma$ -перетворення криць 09Г2 і 10Г2ФБ.**Fig. 2.** Change of the instrumental beginning ( $A_{c1}$ ) and ending ( $A_{c3}$ )  $\alpha \rightarrow \gamma$ -transformation of steels 09G2 and 10G2FB with the heating rate.

чатку ( $A_{c1}$ ) та закінчення ( $A_{c3}$ ) утворення аустеніту в крицях 09Г2 та 10Г2ФБ із зростанням швидкості нагрівання. Значення температур  $A_{c1}$  та  $A_{c3}$  визначено за максимумом і мінімумом дилатометричного ефекту  $\alpha \rightarrow \gamma$ -перетворення на кривих зміни довжини зразків криць за безперервного нагрівання їх згідно з методикою, розробленою авторами [1]. В результаті аналізу одержаних залежностей  $A_{c1}$ ,  $A_{c3} = f(V_n)$  встановлено, що збільшення швидкості нагріву з 0,02 до 100  $K \cdot c^{-1}$  викликає приблизно однаковий  $(15-20^\circ C)$  зсув температурного інтервалу  $\alpha \rightarrow \gamma$ -перетворення обох криць в область більш високих температур.

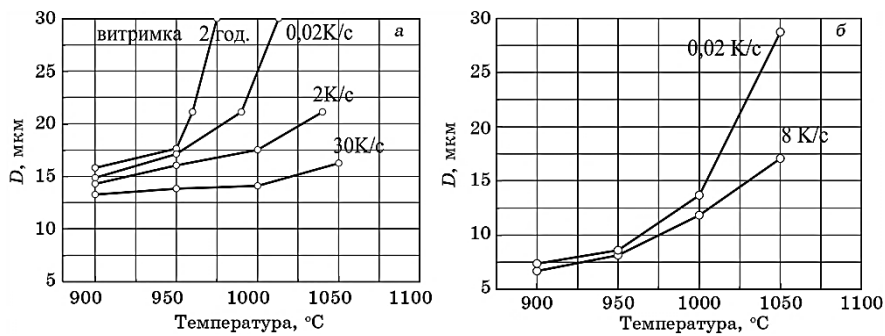
Вплив температурно-часових умов нагріву на зміну величини аустенітного зерна вивчали на загартованих у воду зразках криць, попередньо нагрітих до різних температур. Типові структури загартованої криці 09Г2 з виявленими межами аустенітних зерен показано на рис. 3.

Хемічне цвавлення зразків здійснювалося пересиченим розчином пікринової кислоти з додаванням поверхнево-активних речовин. Важливо відмітити, що у структурі криць у площинах, перпендикулярних площині вальцювання, помітної зміни форми зерен аустеніту не виявлено, що характерно для феритних зерен у вихідному стані гарячекатаної криці. Зміну середнього діаметра зерна аусте-



**Рис. 3.** Мікроструктура загартованої криці 09Г2 з виявленими межами аустенітних зерен.

**Fig. 3.** Microstructure of hardened steel 09G2 with revealed austenite grain boundaries.



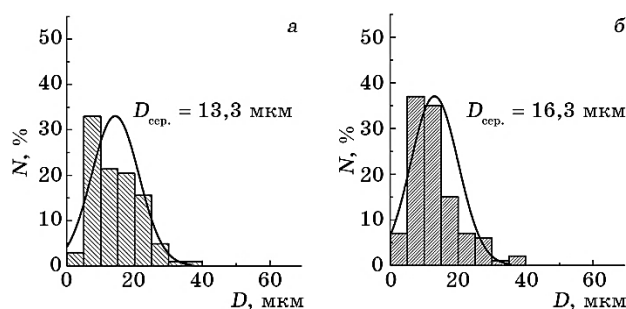
**Рис. 4.** Зміна середнього діаметра зерна аустеніту криць 09Г2 (а) і 10Г2ФБ (б) через нагрівання до різних температур з різними швидкостями.

**Fig. 4.** Change in the average austenite grain diameter of steels 09G2 (a) and 10G2FB (b), when heated to different temperatures with different rates.

ніту криць 09Г2 та 10Г2ФБ зі зростанням температури нагріву показано на рис. 4. Видно, що характер зміни величини зерна аустеніту криць більшою мірою визначається ступенем легування добавками V, Nb, ніж температурно-часовими умовами нагрівання. Найменша чутливість до температури та швидкості нагрівання спостерігається за нагрівання комплексно легованої цими добавками криці 10Г2ФБ. За повільного нагрівання ( $V_n = 0,02 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$ ) цієї криці помітне зростання зерна аустеніту починається вище  $1000^\circ\text{C}$ . Збільшення швидкості нагріву більше, ніж на 2 порядки, від  $0,02$  до  $8 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$  практично не приводить до подрібнення початкових зерен аустеніту, що утворюються в області температур, близьких до  $A_{s1}$ . Подібна низька чутливість даної характеристики до збільшення швидкості нагрівання властива також криці 09Г2.

Разом з тим, на відміну від криці 10Г2ФБ, криця 09Г2 характеризується підвищеною нестабільністю зеренної структури аустеніту за нагрівання вище  $A_{s3}$ . В умовах нагрівання зі швидкістю у  $0,02 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$  або витримки тривалістю у 2 години інтенсивне зростання зерен аустеніту, в основному, шляхом розвитку процесів коалесценції, починається вже вище  $950^\circ\text{C}$ . Збільшення швидкості нагрівання до  $30 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$  викликає зсув температури інтенсивного зростання зерна аустеніту до  $980\text{--}1020^\circ\text{C}$ . Через пригнічення розвитку цього процесу вдається значною мірою зберегти однорідність структури криці за величиною зерна аустеніту під час нагрівання до високих температур (рис. 5).

Величина зерна аустеніту, що формується під час нагрівання криць, залежить від ряду чинників, пов'язаних з кінетичними особливостями  $\alpha \rightarrow \gamma$ -перетворення, яких зумовлено вихідним структурним станом і температурно-часовими умовами нагріву, а також



**Рис. 5.** Гістограми розподілу середніх діаметрів зерен аустеніту криці 09Г2; швидкість нагрівання —  $30 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$ ; температура нагрівання —  $950^\circ\text{C}$  (а) та  $1050^\circ\text{C}$  (б).

**Fig. 5.** Histograms of the distribution of average diameters of austenite grains of steel 09G2; heating rate of  $30 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$ ; heating temperature of  $950^\circ\text{C}$  (a) and  $1050^\circ\text{C}$  (b).

об'ємним вмістом і розмірами важкорозчинних виділень, які перешкоджають зростанню зерен аустеніту.

Основні уявлення про механізм і кінетику утворення аустеніту в низьколегованих Fe–Mn–C-крицях з вихідною феритно-перлітною структурою сформовано на підставі результатів дослідження процесів аустенітоутворення в умовах ізотермічних витримок у міжкритичному інтервалі температур [5–10]. Загальноприйнято вважати, що зі збільшенням тривалості витримки утворення аустеніту в цих крицях здійснюється в декілька етапів:

- на першому етапі зародки аустеніту, що утворилися переважно на феритно-перлітній межі чи то всередині перлітної колонії, проростають усередину з постійним розчиненням їх; швидкість даного процесу контролюється швидкістю дифузії Карбону в аустеніті, що утворився, а після завершення цього етапу вміст Карбону в аустеніті близький до евтектоїдного;

- на другому етапі утворення нових порцій аустеніту пов'язане з проростанням аустеніту у ферит і досягненням часткової рівноваги з феритом; низьку швидкість даної стадії зумовлено збільшенням дифузійних шляхів переміщення атомів Карбону в аустеніті та Мангану у фериті для виконання умов парарівноваги на межі ферит–аустеніт;

- фінальна стадія, що вирізняється найменшою швидкістю розвитку, пов'язана з остаточним дифузійним вирівнюванням концентрації Мангану в об'ємі аустеніту.

У ряді робіт [12, 13] встановлено, що зародження та зростання аустенітної фази поряд з перлітом може відбуватися на міжзеренних межах фериту або субмежах, що не містять карбідних частинок усередині зерна. У цьому випадку зростання об'єму аустеніту, що

утворився в зазначених місцях, контролюється швидкістю дифузії Карбону в фериті. Крім того, під час вивчення за допомогою лазерного сканівного мікроскопа *in situ* процесів утворення аустеніту низьковуглецевої криці показано можливість перетворення збереженого за безперервного нагрівання надлишкового фериту безпосередньо в аустеніт за так званим «псевдомасивним» механізмом [14]. Необхідною умовою для реалізації такої схеми аустенітоутворення є досягнення феритом температури ( $T_0 < 910^\circ\text{C}$ ) термодинамічної рівноваги ферит–аустеніт для даного хемічного складу по Карбону криці.

Під час докладного розгляду кінетичних і концентраційних умов утворення аустеніту в досліджуваних крицях необхідно враховувати вплив легувальних елементів і, насамперед, Мангану. Підвищений ( $\cong 1,5\%$ ) вміст Mn у крицях даного класу сприяє пониженню температур  $A_{c1}$  і  $A_{c3}$ , а також утворенню температурної області, в якій перебувають у рівновазі 3 фази:  $\alpha$ ,  $\gamma$  та  $\text{Fe}_3\text{C}$ . Крім того, в роботі [11] встановлено, що в процесі утворення аустеніту в низьковуглецевій криці з 1,5% Mn поблизу меж фаз  $\text{Fe}_3\text{C}$  й  $\alpha/\gamma$  в умовах парарівноваги в цементиті та фериті утворюються області з підвищеним вмістом Mn, що спричиняє пониження швидкості росту аустенітної фази. Вплив Мангану на кінетику утворення аустеніту ще більшою мірою посилюється за наявності в гарячекатаних крицях шаруватої структури, яка характеризується різним вмістом Mn у по чергово розташованих по товщині прокату шарах фериту та перліту. Відповідно до [12], вміст Mn у перлітній складовій у 2–3 рази вищий, ніж у феритній. Отже, можна було очікувати, що такий високий вміст Mn в перліті впливатиме як на кінетику утворення аустеніту в криці в цілому, так і на його морфологію. Однак помітних відхилів у формі аустенітних зерен по товщині прокату металографічно не спостерігається. Зауважимо, що зазначена неоднорідність здатна зберігатись як в умовах застосування підвищених швидкостей нагріву, так і за тривалих ізотермічних витримок. Відповідно до [15, 16], вирівнювання концентрації по Mn в об'ємі прокату, яке контролюється швидкістю його дифузії в аустеніті, можливе лише у разі більш тривалих ( $2 \cdot 10^3 - 10 \cdot 10^3$  год.) витримок за температури у  $1200 - 1300^\circ\text{C}$ .

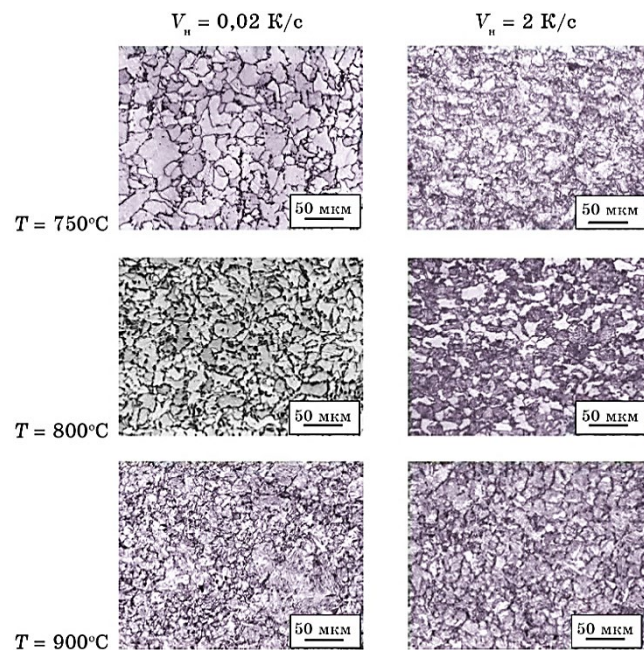
Основні закономірності формування в умовах ізотермічних витримок (0,1–5000 год.) зеренної структури аустеніту в низьковуглецевих крицях двох типів (спадково дрібно- і крупнозернистих), що відрізняються швидкістю зростання зерен аустеніту, достатньо докладно вивчено О. О. Miller [17].

Утворення аустеніту в низьковуглецевих крицях в умовах безперервного нагрівання з підвищеними швидкостями характеризується рядом кінетичних особливостей, зумовлених збільшенням ступеня перегріву над рівноважною температурою перетворення та

визначальним впливом вихідного структурного стану криці перед нагріванням. Взаємозв'язок зазначених чинників з температурно-часовими параметрами  $\alpha \rightarrow \gamma$ -перетворення у вуглецевих крицях у рамках дифузійного моделю фазового перетворення достатньо докладно вивчено в [1, 18]. Встановлено, що зсув інструментальних температур початку та завершення утворення аустеніту, який зумовлений пригніченням дифузійних процесів переміщення атомів Карбону в аустеніті, значною мірою визначається типом і дисперсністю феритно-карбідної суміші, сформованої до початку перетворення. Зокрема, вивченням особливостей аустенітоутворення в доєвтектоїдній криці показано, що зі збільшенням швидкості нагрівання відбувається поступова локалізація в окремих температурних областях процесів утворення аустеніту у феритних і перлітних ділянках структури. Водночас, через сильніше пригнічення процесів розчинення фериту в аустеніті створюються умови для перегріву надлишкового фериту до температур, за яких можливе його перетворення на аустеніт бездифузійним механізмом.

Відповідно до [1], такий варіант кінетики утворення аустеніту реалізується під час нагрівання відпаленої середньовуглецевої криці 45 з достатньо високими швидкостями (більше  $1000 \text{ K}\cdot\text{c}^{-1}$ ). Безперечно, особливості кінетики аустенітоутворення, які виникли в умовах застосування безперервного нагріву, позначатимуться на розвитку процесів формування зеренної структури аустеніту. Результати металографічних досліджень показали, що за нагрівання криць з повільною ( $0,02 \text{ K}\cdot\text{c}^{-1}$ ) швидкістю до температури  $A_{c1}$  у них встигають завершитися процеси сфероїдизації цементиту в перлітній складовій, і формування аустеніту починається переважно поблизу скоагульованих частинок цементиту на межах феритних зерен (рис. 6). З підвищенням температури зростання аустенітної фази відбувається, як правило, у напрямку, перпендикулярному до феритних меж. Частина аустенітної фази може також утворюватися всередині феритних зерен. Слід зазначити, що у структурі криці, нагрітої до температури  $A_{c1}$  і вище, металографічно не виявлено слідів смугастості, що спостерігається у вихідному перед нагріванням стані. Можна припустити, що в процесі розвитку сфероїдизації та коагуляції частинок карбідної фази за високих температур відбувається частковий перерозподіл не тільки Карбону, а й легувальних елементів, зокрема Mn, зі збільшенням їхньої концентрації в карбідній та аустенітній фазах за рахунок пониження її в збагачених областях. Про можливість реалізації такого процесу перерозподілу легувальних елементів (не- та карбідотвірних) за ізотермічної витримки в трифазній ( $\alpha\text{-}\gamma\text{-Fe}_3\text{C}$ ) температурній області низьколегованої криці повідомлено в роботі [19].

Під час нагрівання криць зі швидкістю у  $2 \text{ K}\cdot\text{c}^{-1}$ , коли реалізується типова за швидкісного нагрівання доєвтектоїдних криць схема

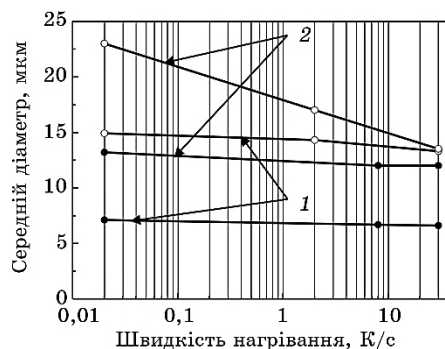


**Рис. 6.** Мікроструктура криці 09Г2 після гартування з міжкритичного інтервалу температур. Травник — «ніталь».

**Fig. 6.** Microstructure of steel 09G2 after quenching from the intercritical temperature range. Etchant—‘nital’.

утворення аустеніту, початкові порції аустеніту формуються переважно в перлітній складовій з подальшим поширенням його в надлишковому фериті [1]. Необхідно відзначити, що через пригнічення процесів сфероїдизації карбідної фази перліту за даної швидкості нагріву, до початку  $\alpha \rightarrow \gamma$ -перетворення об'ємний вміст вільного фериту практично не зростає в порівнянні з вихідним станом, як це спостерігається під час нагрівання криць з більш повільною швидкістю. Можна припустити, що через низьку дифузійну рухливість атомів легувальних добавок в аустеніті в процесі швидкісного нагріву до високих температур буде зберігатися неоднорідність хемічного складу, успадкована від вихідного гарячекатаного стану.

Одержані результати досліджень свідчать, що пришвидшення нагріву за аустенізації практично не впливає на величину початкового зерна аустеніту, який утворюється після завершення  $\alpha \rightarrow \gamma$ -перетворення (рис. 7). Так, збільшення швидкості нагріву криці 09Г2 від 0,02 до 30  $\text{K}\cdot\text{c}^{-1}$  не викликає помітного зменшення розміру зерна аустеніту, яке сформувалося за нагрівання до температури, близької до  $A_{c3}$  (900°C), хоча процеси формування аустеніту в умовах нагрівання істотно відрізняються через різний структурний



**Рис. 7.** Вплив швидкості нагрівання на середній діаметер зерна аустеніту криць 09Г2 (○) та 10 Г2ФБ (●); 1 і 2 — температура нагрівання у 900 та 1000°C відповідно.

**Fig. 7.** The effect of heating rate on the average austenite grain diameter of 09G2 (○) and 10G2FB (●) steels; 1 and 2—heating temperature of 900 and 1000°C, respectively.

стан, сформований до початку перетворення. Важливо відзначити, що розміри початкового зерна аустеніту криці 09Г2, одержаного в результаті ізотермічної витримки впродовж 2 годин за температури у 900°C і після швидкісного нагрівання (0,02 К·с<sup>-1</sup>) до тієї ж температури, практично збігаються. Аналогічним чином пришвидшення нагріву позначається і на величині початкового зерна аустеніту криці 10Г2ФБ. Важливо відмітити, що відсутність помітного впливу підвищення швидкості нагріву на величину аустенітного зерна властива не тільки низьковуглецевим крицям.

Авторами [20] показано, що збільшення швидкості нагріву більш ніж у 300 разів (від 3 до 1000 К·с<sup>-1</sup>) не викликає істотного подібнення початкового зерна аустеніту в середньовуглецевій легіваній криці. Можливою причиною цього, на думку авторів [20], є зсув з пришвидшенням нагріву в область більш високих температур процесів перетворення структурно-вільного фериту в аустеніт, що сприяє інтенсифікації дифузійних процесів і розростанню раніше утворених зерен аустеніту. Більш ймовірною, на наш погляд, причиною є те, що швидкість утворення нових порцій аустеніту більшою мірою контролюється кількістю місць переважного зародження, ніж ступенем перегріву структурних складових криці зі збільшенням швидкості нагрівання. Це означає, що в умовах застосування нагріву з підвищеними швидкостями під час аустенізації можливе додаткове подібнення зерна аустеніту за рахунок створення у вихідній структурі криці максимальної кількості дефектних місць, здатних зберегтися за нагрівання до початку перетворення та служити центрами зародження аустеніту. Зокрема, авто-

рами [21] показано, що ефективним засобом подрібнення зерна аустеніту під час нагрівання криць з вихідною феритно-перлітною структурою є диспергування структурних складових, що сприяє збільшенню питомої поверхні меж поділу між ними як потенційного місця зародження аустенітної фази. Ймовірно, з цієї причини більш висока дисперсність феритно-перлітної суміші у вихідній структурі криці 10Г2ФБ перед нагріванням сприяє формуванню дрібнозернистого аустеніту, середній діаметер зерна якого в 3–4 рази менше, ніж у криці 09Г2 за однакових режимів нагрівання.

Пришвидшення нагріву більшою мірою впливає на процеси зростання початкового зерна аустеніту з подальшим підвищенням температури, сприяючи пониженню темпу його укрупнення та зміщенню температури початку інтенсивного зростання в область вищих температур. Водночас більш значне уповільнення зростання аустенітних зерен із зростанням швидкості нагрівання характерне для криці 09Г2, ніж для криці 10Г2ФБ (див. рис. 4). Провідну роль у цьому, найімовірніше, відіграє бар'єрна дія важкорозчинних частинок карбідів і карбонітридів, яка значною мірою нівелює вплив температурно-часових умов нагрівання на величину початкового зерна аустеніту. Можливо, з цієї причини як за повільного ( $V_n = 0,02 \text{ K}\cdot\text{c}^{-1}$ ), так і за швидкого ( $V_n = 8 \text{ K}\cdot\text{c}^{-1}$ ) нагрівання формується приблизно однакове за розміром початкове зерно аустеніту (рис. 7). Необхідно відзначити, що донині питання про стійкість щодо розчинення карбідних і карбонітридних частинок у процесі безперервного швидкісного нагрівання практично не досліджено. Докладніше вивчено особливості розчинення частинок карбідів і карбонітридів Ti, Mo, V, Nb у високоміцних низьковуглецевих крицях в умовах ізотермічних витримок [4]. Згідно з результатами досліджень, виконаних авторами [22], величина початкового зерна аустеніту більшою мірою контролюється типом легувальної домішки, ніж її концентрацією. Показано, що збільшення в мікролегованій Fe–Mn–Si-криці вмісту Ніобію (0,11%) практично не впливає на розмір зерна аустеніту, сформованого за нагрівання до температури, трохи вище  $A_{c3}$ . Стабільність різного типу сполук Ti, Nb, Mo за швидкісного нагрівання трубної мікролегованої Nb–Ti–Mo-криці X80 з вмістом 0,06% і 1,6% Mn досліджено авторами [23]. Встановлено, що найбільшу схильність до розчинення мають частинки типу  $\text{Mo}_2\text{C}$ , які за нагрівання зі швидкістю у  $10 \text{ K}\cdot\text{c}^{-1}$  встигають розчинитися до початку аустенітного перетворення, тоді як частинки типу нітриду Титану (TiN) зберігаються за нагрівання до  $1350^\circ\text{C}$ . Разом з тим, розташовані на межах феритних зерен частинки карбонітриду Ніобію типу NbCN внаслідок розвитку процесів коалесценції під час нагрівання в аустенітну область схильні до укрупнення. Важливо відзначити, що, незважаючи на короткочасність швидкісного нагріву, розвиток цього процесу не пригнічується на-

віть збільшенням швидкості нагрівання до  $1000 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$ . На підставі одержаних результатів авторами [23] встановлено, що величина зерна аустеніту, що формується за нагрівання мікролегованих криць зі швидкостями понад  $100 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$ , визначається, перш за все, температурними умовами і меншою мірою швидкістю нагрівання.

Вплив дисперсних виділень на зростання зерна достатньо докладно вивчено в роботах [25, 26], у яких авторами в межах модельних уявлень Зенера [24] встановлено взаємозв'язок характеристик зеренної структури з обсягами й об'ємним вмістом виділень у металах. Використовувати подібний підхід до аналізу формування зеренної структури аустеніту за безперервного нагрівання маловуглецевих криць з легувальними добавками, на наш погляд, некоректно. Пов'язано це з тим, що в даних умовах нагрівання на зростання зерна аустеніту, крім стопорної дії важкорозчинних виділень, додатково впливає ряд чинників, зумовлених особливостями процесу аустенітоутворення в доевтектоїдних крицях. До основних з них слід віднести:

- залежність кінетичних параметрів (швидкості зародження та зростання)  $\alpha \rightarrow \gamma$ -перетворення від вихідного структурного стану та швидкості нагрівання;
- присутність в аустеніті нерозчинених до кінця цементитних частинок;
- негомогенність аустеніту, що утворився;
- текстурованість феритної матриці.

Під впливом зазначених чинників вдається з підвищенням швидкості нагрівання уповільнити інтенсивне зростання зерен аустеніту з нагріванням до високих температур. Особливо це проявляється за нагрівання криці 09Г2 зі швидкістю у  $30 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$  без легувальних домішок, здатних утворювати важкорозчинні виділення. Температура початку інтенсивного зростання зерна аустеніту змінена на  $100\text{--}120^\circ\text{C}$  порівняно з повільним нагріванням ( $V_n = 0,02 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$ ).

Таким чином, застосування підвищених швидкостей нагріву сприяє, за рахунок пригнічення зростання зерен, у маловуглецевих крицях без легувальних домішок за нагрівання їх до високих температур формуванню структури аустеніту, яка відрізняється достатньо високою однорідністю зерен за розмірами, що важливо для практики термомеханічного оброблення крицевого прокату.

### 3. ВИСНОВКИ

Вивчено вплив температурно-часових умов нагрівання на формування зеренної структури аустеніту в гарячекатаних низьковуглецевих Fe–Mn–C-крицях 09Г2 та 10Г2ФБ.

На підставі результатів дилатометричної аналізи нагріву криць з

різними швидкостями (від 0,02 до 100 К·с<sup>-1</sup>) встановлено, що зі збільшенням швидкості нагріву температурний інтервал  $\alpha \rightarrow \gamma$ -перетворення зміщується в область більш високих температур. В умовах повільного ( $V_n = 0,02 \text{ К} \cdot \text{с}^{-1}$ ) нагріву в крицях на момент початку утворення аустеніту встигають завершитися процеси сфероїдизації цементиту перліту, і формування аустенітної фази відбувається переважно на межах фериту поблизу скоагульованих карбідних частинок.

Підвищення швидкості нагрівання до 2 К·с<sup>-1</sup> і вище сприяє реалізації схеми  $\alpha \rightarrow \gamma$ -перетворення, згідно з якою утворення початкових порцій аустеніту відбувається в перлітній складовій із збереженням пластинчастої форми цементиту та подальшим поширенням у феритну складову криці. Пришвидження нагрівання порізноmu впливає на величину початкового зерна аустеніту, що утворюється за нагрівання до температур, близьких до  $A_{c3}$ .

В умовах нагрівання з ізотермічною витримкою впродовж 2-х годин, а також з повільною швидкістю у 0,02 К·с<sup>-1</sup> розмір початкового зерна аустеніту практично не залежить від вихідного стану криць.

Збільшення швидкості нагріву до 300 К·с<sup>-1</sup> не викликає помітного подрібнення початкового зерна аустеніту в крицях 09Г2 і 10Г2ФБ, хоча водночас, через більшу дисперсність феритно-перлітної структури криці 10Г2ФБ, середній діаметер початкового зерна в 3–4 рази менший, ніж у криці 09Г2. Зі збільшенням швидкості нагрівання температура початку інтенсивного зростання зерна аустеніту криць зміщується в область більш високих температур, що уможливило в широкому діапазоні температур формувати в крицях дрібнозернисту структуру аустеніту з високою однорідністю за розміром зерна.

## ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. В. Н. Гриднев, Ю. Я. Мешков, С. П. Ошкадеров, В. И. Трефилов, *Физические основы электротермического упрочнения стали* (Київ: Наукова думка: 1973).
2. В. Н. Гриднев, Ю. Я. Мешков, С. П. Ошкадеров, Н. Ф. Черненко, *Технологические основы электротермической обработки стали* (Київ: Наукова думка: 1977).
3. E. B. Pickering, *Sci. Technol. A. Comprehensive Treatment*, 7: 337 (1992).
4. M. Korchynski, *Mater. Eng.*, October: 45 (1986).
5. G. R. Speich and A. Szirmae, *Trans. AIME*, 245: 1063 (1969).
6. R. R. Judd and W. Paxton, *Trans. AIME*, 242: 206 (1968).
7. C. I. Garcia and A. J. Deardo, *Metall. Trans.*, 12A: 521 (1981).
8. N. C. Law and D. V. Edmons, *Metall. Trans.*, 11A: 33 (1980).
9. J. Huang, W. J. Poole, and M. Militzer, *Metall. Mater. Trans. A*, 35: 3363 (2004).

10. S. Estay, L. Chengji, and G. R. Purdy, *Canadian Metallurgical Quarterly*, **23**, No. 1: 121 (1984).
11. G. R. Speich and A. Szirmae, *Trans. AIME*, **245**: 1063 (1969).
12. V. I. Savran, Y. Yan Leeuwen, D. N. Hanlon, C. Kwarkernark, W. G. Sloofand, and J. Sietsma, *Metall. Mater. Trans. A*, **38A**, May: 964 (2007).
13. V. I. Savran, S. E. Offerman, and J. Sietsma, *Metall. Mater. Trans. A*, **41A**, March: 583 (2010).
14. E. Schmidt, D. Soltesz, S. Roberts, A. Bednar, and S. Sridhar, *ISIJ International*, **46**, No. 10: 1500 (2006).
15. R.G. Ward, *J. Iron and Steel Inst.*, No. 9: 930 (1965).
16. G. Kraus, *Met. Trans. B*, **34**, Iss. 6: 781 (2003).
17. O. O. Miller, *Trans. ASM*, **43**: 260 (1951).
18. С. С. Дьяченко, *Образование аустенита в железоуглеродистых сплавах* (Москва: Металлургия: 1982).
19. M. Svoboda, L. Karmasin, and A. Kroupa, *Mater. Sci. Eng.*, **A114**: 121 (1989).
20. К. З. Шепеляковский, Г. А. Островская, *Металловедение и термическая обработка металлов*, № 7: 16 (1967).
21. В. П. Морозов, В. А. Волохов, *Металлы*, № 3: 70 (1991).
22. L. I. Cuddy and J. C. Reley, *Metall. Trans. A*, **14A**, October: 1899 (1983).
23. K. Banerjee, M. Militzer, M. Perez, and Y. Wang, *Metall. Mater. Trans. A*, **41**, 10 August: 3161 (2010).
24. C. Zener and C. S. Smith, *Trans. AIME*, **175**: 47 (1948).
25. T. Gladman, *Proc. Roy. Soc.*, **294A**: 298 (1966).
26. P. Hellman and M. Hillerd, *Scand. J. of Met.*, **4**: 211 (1975).

## REFERENCES

1. V. N. Gridnev, Yu. Ya. Meshkov, S. P. Oshkadyorov, and V. I. Trefilov, *Fizicheskie Osnovy Ehlektrotermicheskogo Uprochneniya Stali* [Physical Principles of Electrothermal Hardening of Steel] (Kiev: Naukova Dumka: 1973) (in Russian).
2. V. N. Gridnev, Yu. Ya. Meshkov, S. P. Oshkadyorov, and N. F. Chernenko, *Tekhnologicheskie Osnovy Elektrotermicheskoy Obrabotki Stali* [Technological Principles of Electrothermal Treatment of Steel] (Kiev: Naukova Dumka: 1977) (in Russian).
3. E. B. Pickering, *Sci. Technol. A. Comprehensive Treatment*, **7**: 337 (1992).
4. M. Korchynski, *Mater. Eng.*, October: 45 (1986).
5. G. R. Speich and A. Szirmae, *Trans. AIME*, **245**: 1063 (1969).
6. R. R. Judd and W. Paxton, *Trans. AIME*, **242**: 206 (1968).
7. C. I. Garcia and A. J. Deardo, *Metall. Trans.*, **12A**: 521 (1981).
8. N.C. Law and D.V. Edmons, *Metall. Trans*, **11A**: 33 (1980).
9. J. Huang, W. J. Poole, and M. Militzer, *Metall. Mater. Trans. A*, **35**: 3363 (2004).
10. S. Estay, L. Chengji, and G. R. Purdy, *Canadian Metallurgical Quarterly*, **23**, No.1: 121 (1984).
11. G. R. Speich and A. Szirmae, *Trans. AIME*, **245**: 1063 (1969).
12. V. I. Savran, Y. Yan Leeuwen, D. N. Hanlon, C. Kwarkernark, W. G. Sloofand, and J. Sietsma, *Metall. Mater. Trans. A*, **38A**, May: 964 (2007).

13. V. I. Savran, S. E. Offerman, and J. Sietsma, *Metall. Mater. Trans. A*, **41A**, March: 583 (2010).
14. E. Schmidt, D. Soltesz, S. Roberts, A. Bednar, and S. Sridhar, *ISIJ International*, **46**, No. 10: 1500 (2006).
15. R.G. Ward, *J. Iron and Steel Inst.*, No. 9: 930 (1965).
16. G. Kraus, *Metall. Trans. B*, **34**, Iss. 6: 781 (2003).
17. O. O. Miller, *Trans. ASM*, **43**: 260 (1951).
18. S. S. Diyachenko, *Obrazovanie Austenita v Zhelezouglerodistykh Splavakh* [Formation of Austenite in Iron–Carbon Alloys] (Moskva: Metallurgiya: 1982) (in Russian).
19. M. Svoboda, L. Karmasin, and A. Kroupa, *Mater. Sci. Eng.*, **A114**: 121 (1989).
20. K. Z. Shepelyakovskiy and G. A. Ostrovskaya, *Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metallov*, No. 7: 16 (1967) (in Russian).
21. V. P. Morozov and V. A. Volokhov, *Metally*, No. 3: 70 (1991) (in Russian).
22. L. I. Cuddy and J. C. Reley, *Metall. Trans. A*, **14A**, October: 1899 (1983).
23. K. Banerjee, M. Militzer, M. Perez, and Y. Wang, *Metall. Mater. Trans. A*, **41**, 10 August: 3161 (2010).
24. C. Zener and C. S. Smith, *Trans. AIME*, **175**: 47 (1948).
25. T. Gladman, *Proc. Roy. Soc.*, **294A**: 298 (1966).
26. P. Hellman and M. Hillerd, *Scand. J. of Met.*, **4**: 211 (1975).