

PACS numbers: 61.66.Dk, 61.72.Ff, 61.72.Mm, 62.20.fk, 81.30.Kf, 81.40.Ef, 81.40.Lm

Особливості формування шаруватої зеренної структури за швидкісної аустенізації гарячедеформованої листової криці 30XГН2МА

Р. В. Тельович, Ю. А. Гарасим, Н. О. Бондаревська, В. І. Бондарчук

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

В роботі представлено результати дослідження впливу температури та швидкості ($2\text{--}30\text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$) нагріву на формування зеренної структури новоутвореного аустеніту у високоміцній низьколегованій криці 30XГН2МА листового сортаменту, виготовленій шляхом гарячого вальцювання (аналог технології для ARMOX-500). Показано, що в процесі промислового виробництва у листовій криці сформовано структуру відпущеного мартенситу з пошаровим розподілом аустенітних зерен різної величини. Встановлено, що застосування за аустенізації криці пришвидшеного нагріву сприяє диспергізації зеренної структури новоутвореного аустеніту та збереженню просторової неоднорідності розподілу величин його зерен.

Ключові слова: броньова криця, термічне оброблення, швидкість нагріву, гартування, зерно аустеніту, структура, гістограми розподілу.

The paper presents the results of a study of the influence of the temperature and rate ($2\text{--}30\text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$) of heating on the formation of the grain structure of the newly-formed austenite in high-strength low-alloyed steel 30XГН2МА of a sheet assortment manufactured by hot rolling (ARMOX-500 type). As shown in the process of industrial production, in sheet steel, a tempered martensite structure with a layer-by-layer distribution of austenite grains of different

Corresponding author: Yulian Andriyovych Harasym
E-mail: garasym@imp.kiev.ua

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

Citation: **Р. В. Тельович**, Yu. A. Harasym, N. O. Bondarevs'ka, and V. I. Bondarchuk, Features of Formation of Layered Grain Structure During Speed Austenitization of Hot-Deformed Sheet Steel 30XГН2МА, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **46**, No. 10: 963–974 (2024) (in Ukrainian). DOI: [10.15407/mfint.46.10.0963](https://doi.org/10.15407/mfint.46.10.0963)

sizes is formed. As revealed, the use of accelerated heating during austenitization of steel contributes to the dispersion of the grain structure of the newly-formed austenite and the preservation of the spatial inhomogeneity of the distribution of its grain sizes.

Key words: armour steel, heat treatment, heating rate, hardening, austenite grain, structure, distribution histograms.

(Отримано 16 квітня 2024 р.; остаточн. варіант — 8 липня 2024 р.)

1. ВСТУП

З метою поліпшення комплексу механічних властивостей шляхом диспергізації структури сучасні технологічні схеми промислового виробництва листового прокату з низьколегованих високоміцних криць передбачають послідовне виконання операцій гарячого вальцювання з наступним гартуванням і низьким відпуском (ВТМО) [1]. Оптимальні режими операцій даної технології та поетапне виконання їх у повній мірі забезпечують спадкову передачу кінцевій структурі криці зміцнення, зумовленого попередньою гарячою пластичною деформацією, та формування необхідного комплексу механічних характеристик. В разі необхідності подальшого поліпшення їх або відновлення нормативних службових характеристик термозміцнених таким чином крицевих виробів можливе проведення додаткового термічного оброблення з використанням у його операціях методів швидкісного нагріву. Особливості механізму та кінетики структурних і фазових перетворень у конструкційних вуглецевих крицях в умовах неперервного швидкісного нагріву докладно вивчено й описано в літературі [2, 3]. Ефективність впровадження такого технологічного підходу підтверджено істотним поліпшенням механічних властивостей термозміцненого швидкісним термічним обробленням (ШЕТО) гарячекатаного прокату з низьковуглецевих Fe–Mn–C-криць [4]. Застосування подібної схеми термічного оброблення під час виробництва листового прокату з високоміцних Fe–Ni–Cr–Mo-криць стримується через ускладнення, які в основному можуть бути зумовлені впливом певних особливостей вихідного структурного стану гарячекатаної криці. Насамперед, це стосується наявності у крицевому листовому прокаті структурної неоднорідності, яка була сформована в процесі високотемпературної пластичної деформації під час вальцювання. Вказана особливість може вплинути на кінетичні характеристики формування високотемпературної аустенітної фази і її зеренну структуру. Додаткові технічні ускладнення можуть виникнути внаслідок реалізації в умовах швидкісної аустенітизації низьколегованих криць явища успадкування зеренної структури аустеніту, сформованої в процесі попередньої високотемпературної пластичної деформації [5].

Мета роботи — дослідити особливості формування зеренної структури новоутвореного аустеніту за швидкісного ($V_n = 1-30 \text{ К}\cdot\text{с}^{-1}$) нагрівання гарячедеформованої високоміцної листової криці 30ХГН2МА з пошаровим характером розподілу дрібних і крупних зерен колишнього аустеніту.

2. МАТЕРІЯЛ І МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ

Досліджували високоміцну низьколеговану крицю 30ХГН2МА (0,32% С, $\cong 0,4\%$ Si, $\cong 1,2\%$ Mn, $\cong 1,0\%$ Cr, $\cong 1,8\%$ Ni, $\cong 0,7\%$ Mo, $\cong 0,01\%$ P, $\cong 0,001\%$ S, $\cong 0,005\%$ В [мас. %]) в листовій заготовці товщиною у 6 мм, виготовленій у промислових умовах шляхом високотемпературного вальцювання з наступним гартуванням і низьким (150°C) відпуском (аналог технології виготовлення ARMOX-500) [6]. В процесі виготовлення у криці сформовано структуру низьковідпущеного мартенситу з незначним вмістом ($\cong 5\%$) бейніту. Твердість криці — 50–51 HRC. Критичні температури фазових перетворень: $A_1 = 715^\circ\text{C}$, $A_3 = 810^\circ\text{C}$, $M_n = 310^\circ\text{C}$.

Під час вибору даної марки криці для подальших досліджень було враховано, що: криця відноситься до класу високоміцних низьколегованих криць, які завдяки поєднанню низької собівартості виготовлення з високими механічними та службовими характеристиками широко використовуються як зносостійкі, захисні та куленепробивні матеріали; технологічні режими промислового виробництва листового прокату з даної криці та рівень її легованості забезпечують формування у ній необхідної структури, придатної для виконання досліджень без додаткової корекції режимів гарячого вальцювання та термічного оброблення.

Швидкісне термічне оброблення зразків криці для металографічних досліджень, вирізаних механічним способом з листової заготовки, включало нагрів зі швидкостями у $2-50 \text{ К}\cdot\text{с}^{-1}$ до різних температур гартування та наступне охолодження у воді. Нагрів зразків зі швидкостями до $5 \text{ К}\cdot\text{с}^{-1}$ здійснювали шляхом посадки їх у нагріту до заданої температури електропіч, а з більш високими швидкостями ($20-50 \text{ К}\cdot\text{с}^{-1}$) — за допомогою установки для досліджень в умовах електроконтактного нагріву [2].

Структурний стан криці у термооброблених зразках вивчали за допомогою методів оптичної (Neophot-32) та сканувальної (Techscan) електронної мікроскопії. Для виявлення меж аустенітних зерен використовували пересичений водний розчин пікринової кислоти з добавками поверхнево-активних речовин. Для визначення морфологічних характеристик зеренної структури аустеніту (величини середнього діаметра перерізу зерна та середньоквадратичного відхилення його величини) використовували програмне забезпечення Image-Pro Plus.

3. РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

3.1. Вихідний структурний стан криці в листовому прокаті

Під час застосування в операціях термозміцнення методів швидкісного нагріву вихідний структурний стан криць перед нагрівом набуває особливого значення через здатність впливати на кінетичні параметри процесів фазових і структурних перетворень і, відповідно, на кінцеву структуру та її механічні властивості [2]. Як було встановлено [7], особливості структурного стану криці в листовому прокаті, виготовленому шляхом високотемпературної деформації, пов'язані з шаруватим характером розподілу по його товщині смуг підвищеного щавлення, де розташовані дрібні зерна колишнього аустеніту, та смуг крупніших зерен. На можливість виникнення за високотемпературної деформації ГЦК-металів дисипативних структур у вигляді смуг, які утворились у місцях дислокаційних скупчень, вказують автори [8]. Не виключено, що формування просторової структурної неоднорідності відбувається ще на стадії кристалізації розтопу даної легованої криці [9–11]. Та подібну неоднорідність в розподілі легувальних елементів, які присутні в даній криці (Cr, Ni, Mo), по товщині крицевого листа за допомогою методів сканувальної електронної мікроскопії не виявлено. Найвиразніше така структурна неоднорідність спостерігається у центральній частині поперечного перерізу листа, де має місце найбільше скупчення смуг із дрібними зернами, зорієнтованими паралельно напрямку вальцювання. Смуги з дрібними зернами, як правило, чергуються із шарами крупних ($d_{\text{сер}} = 20\text{--}30$ мкм) зерен аустеніту. З наближенням до поверхонь вальцювання густина полос з дрібними зернами поступово зменшується [7]. Докладно з'ясувати просторове розміщення вказаних структурних елементів вдається, якщо проаналізувати розташування їх у перерізі, перпендикулярному напрямку вальцювання. На рисунку 1, б видно, що зазначені смуги, як і в перерізах, паралельних напрямку деформації (рис. 1, а), розташовані переважно паралельно поверхням вальцювання. Основна різниця між ними полягає в тому, що полоси з дрібними зернами в досліджуваній криці мають обмежену ширину (8–15 мкм) (рис. 1, б). Треба зауважити, що особливості в просторовому розташуванні вказаних структурних складових виявляються лише за застосування для хемічного щавлення криці розчину пікринової кислоти з додаванням поверхнево-активних речовин, що зумовлює утворення на поверхні шліфа досліджуваної криці характерного рельєфу. З використанням для вказаних цілей розчину азотної кислоти шаруватий характер розподілу зерен аустеніту візуально не виявлено. Інша особливість структури гарячекатаної листової криці у вихідному стані пов'язана з наявністю зубчастих меж зерен колишнього аустеніту,

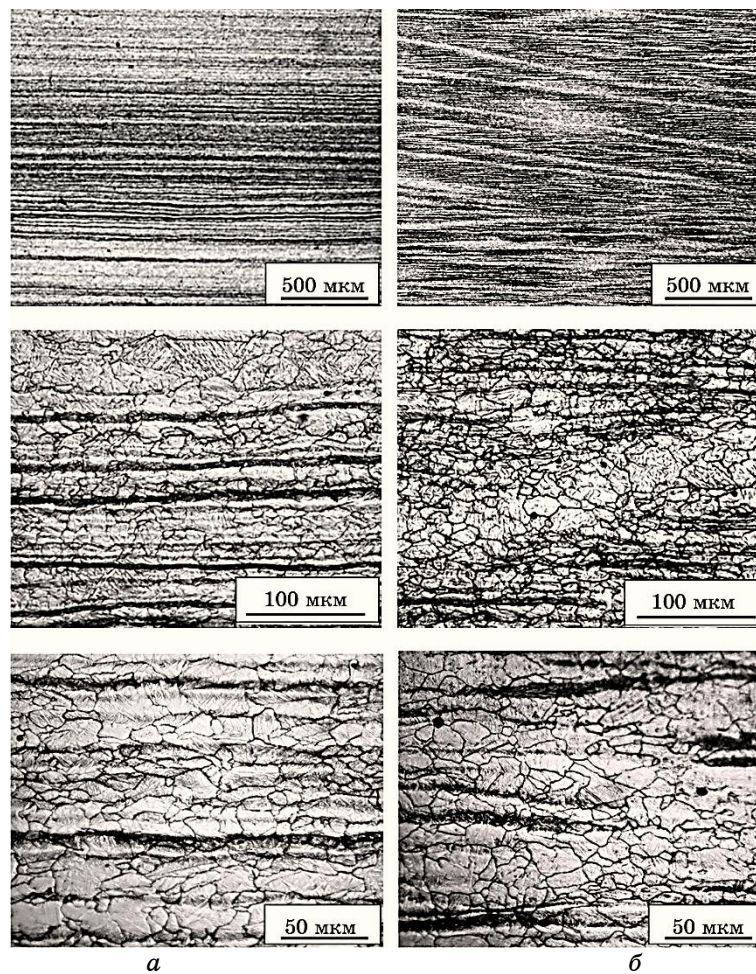


Рис. 1. Мікроструктура листової криці (вихідний стан); *a* і *б* — в перерізах листа паралельно та перпендикулярно напрямку вальцювання відповідно.

Fig. 1. Microstructure of sheet steel (initial state); *a* and *б*—in sheet sections parallel and perpendicular to the rolling direction, respectively.

що може свідчити про незавершеність розвитку рекристалізаційних процесів в умовах промислового виробництва листового прокату.

3.2. Формування зеренної структури новоутвореного аустеніту за швидкісного нагріву гарячекатаної криці

Шаруватий характер розподілу зерен аустеніту різної величини по товщині крицевого гарячедеформованого листа зберігається в умо-

вах швидкісної аустенітизації та гартування. Мікроструктури загартованої криці у перерізах, по різному орієнтованих відносно напрямку вальцювання, після швидкісного ($V_n = 30 \text{ K}\cdot\text{c}^{-1}$) нагріву до температури завершення аустенітизації ($t = 820^\circ\text{C}$) показано на рис. 2. Видно, що в даних умовах нагріву вдається зберегти не тільки просторову неоднорідність зеренної структури, яка властива структурі криці у вихідному стані (після гарячого вальцювання), але й добитися певної її диспергізації (у 1,5–2 рази) та посилити її однорідність по величині зерна. Пов'язано це, насамперед, з особливостями кінетики формування під час неперервного нагріву аустенітної фази в криці з неоднорідною вихідною структурою.

Процес поетапного формування аустеніту за швидкісного нагріву листової криці вдається прослідкувати, аналізуючи результати металографічних досліджень зеренної структури новоутвореного аустеніту в загартованій від різних температур криці. Враховуючи наявність у криці у вихідному стані (перед нагрівом) структури з шаруватим характером розподілу зерен аустеніту різної величини, процеси формування під час швидкісного нагріву нового аустеніту досліджували як в об'ємах смуг з дрібними зернами колишнього

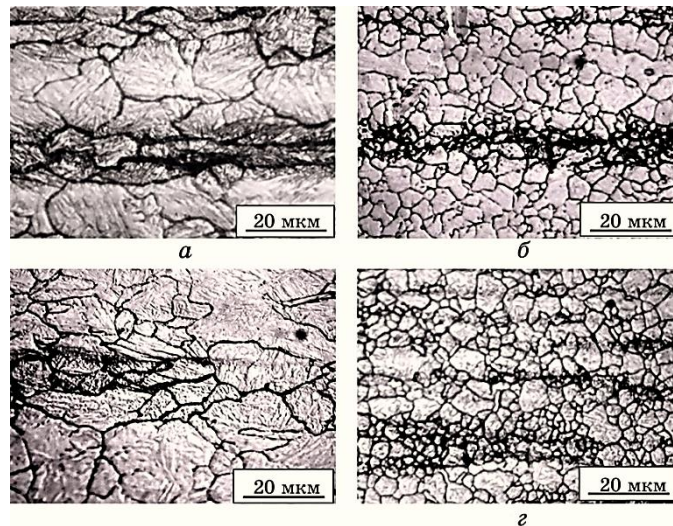


Рис. 2. Мікроструктура криці з виявленими межами аустенітних зерен у вихідному стані (*a, в*) та після гартування від $t = 820^\circ\text{C}$ (*б, г*); швидкість нагріву — $30 \text{ K}\cdot\text{c}^{-1}$; *a, б* та *в, г* — в перерізах листа паралельно та перпендикулярно напрямку вальцювання відповідно.

Fig. 2. Microstructure of steel with detected austenite grain boundaries in the initial state (*a, в*) and after quenching from $t = 820^\circ\text{C}$ (*б, г*); heating rate is of $30 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$; *a, б* and *в, г*—in sections of the sheet parallel and perpendicular to the direction of rolling, respectively.

аустеніту, так і між ними, де зосереджені в основному крупні зерна колишнього аустеніту.

На рисунку 3 представлено мікроструктури загартованої криці

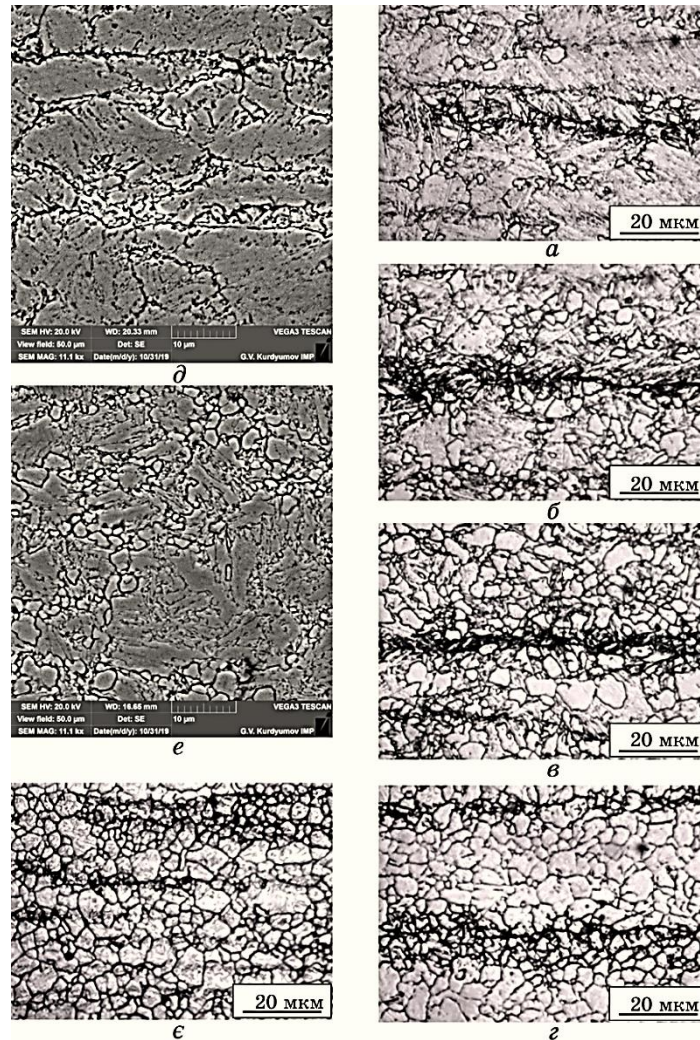


Рис. 3. Мікроструктури загартованої з міжкритичного інтервалу температур $\alpha \rightarrow \gamma$ -перетворення криці (а, б, в, г, д). Швидкість нагріву під час аустенізації $V_H = 30 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$; д та в — у перерізах паралельно та перпендикулярно напрямкам вальцювання відповідно.

Fig. 3. Microstructures hardened from the intercritical temperatures of the $\alpha \rightarrow \gamma$ -transformation of steel (а, б, в, г, д). The heating rate during austenitization is of $30 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$; д and в — sections parallel and perpendicular to the rolling directions, respectively.

після швидкісного нагріву ($V_n = 30 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$) до температур, вищих за A_{c1} (740°C), з виявленими межами зерен як новоутвореного, так і колишнього аустеніту. Видно, що утворення перших порцій нового аустеніту в об'ємах криці з крупними зернами здійснюється переважно поблизу меж зерен колишнього аустеніту, який був сформований у процесі попереднього термомеханічного оброблення під час виготовлення листового прокату (рис. 3, а, д, е). За подальшого нагріву в міжкритичному інтервалі температур $\alpha \rightarrow \gamma$ -перетворення формування нових порцій аустеніту відбувається шляхом додаткового утворення його усередині зерен колишнього аустеніту (рис. 3, б). З підвищенням температури нагріву відбувається укрупнення зерен раніше сформованого аустеніту, що зумовлює зростання величини середнього діаметра перерізу зерен новоутвореного аустеніту та посилення його неоднорідності по величині зерна. Частково позбутися цього небажаного явища можливо шляхом пришвидшення нагріву за аустенітизації криці (рис. 4), зменшуючи таким чином час перебування криці в області високих температур. Одержані результати свідчать, що шляхом підвищення швидкості нагріву за аустенітизації криці з 3 до $30 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$ можна одержати аустеніт з більш дисперсною зеренною структурою.

Формування зеренної структури аустеніту в смугах, які містять дрібні зерна колишнього аустеніту, в умовах швидкісного нагріву криці відбувається з певними особливостями, які стають найбільш помітними у порівнянні з морфологічними характеристиками зеренної структури новоутвореного аустеніту в решті об'єму. Результати металографічних досліджень свідчать, що величина аустенітних зерен, які виникають на початку $\alpha \rightarrow \gamma$ -перетворення у полосах і поза ними, практично однакова (0,7 і 0,8 мкм) (рис. 3, д та рис. 4). Однак з підвищенням температури нагріву та подальшим розвитком процесу аустенітоутворення у даних шарах формується аустеніт з дисперснішими зернами, ніж в решті об'єму криці. Загальновідомо [12–14] про бар'єрну дію дисперсних виділень (карбідів, нітридокарбідів, оксидів, сегрегацій легувальних елементів і таке інше), які здатні істотно сповільнити переміщення висококутових меж аустеніту і тим самим стримати ріст аустенітних зерен з підвищенням температури нагріву.

Наявність подібних виділень в об'ємі криці як у вихідному, так і в термозміцненому стані нами за допомогою методів сканувальної електронної мікроскопії не виявлено.

Вірогідно, причина вказаного сповільненого росту зерна аустеніту в даних смугах пов'язана з особливостями дислокаційної структури, яку було сформовано в процесі гарячої деформації. Не виключено, що в даному випадку на формування нової зеренної структури аустеніту впливає дисперсність початкового аустенітного зерна перед нагрівом криці [14].

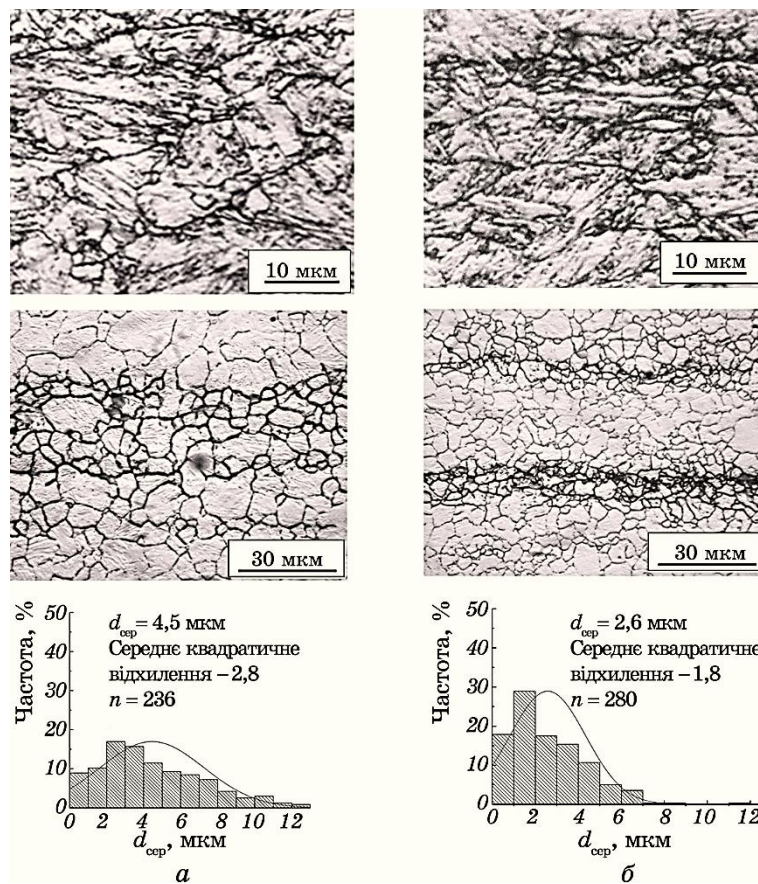


Рис. 4. Мікроструктура загартованої від температур початку й закінчення $\alpha \rightarrow \gamma$ -перетворення криці та гістограми розподілу перерізів середніх діаметрів зерен аустеніту; *a* і *б*— швидкість нагріву — 3 і 30 $\text{K}\cdot\text{s}^{-1}$ відповідно.

Fig. 4. The microstructure of steel hardened from the starting and ending temperatures of the $\alpha \rightarrow \gamma$ -transformation and the histogram of the distribution of cross-sections of the average diameters of austenite grains; *a* and *б*—heating rate is of 3 and 30 $\text{K}\cdot\text{s}^{-1}$, respectively.

Разом з тим, епітаксійний вплив сусідніх крупних зерен аустеніту, який формується в об'ємах криці поза ними, не спостерігається. Різниця у величині аустенітних зерен, сформованих в смугах поза ними, зберігається за нагріву до високих температур (1150–1200°C) і зникає лише внаслідок розвитку процесів збиральної рекристалізації (рис. 5).

На нашу думку, слід очікувати, що подальше зростання швидкості нагріву викличе поглиблення неоднорідності величини аустенітного зерна та тим самим підсилення шаруватого характеру роз-

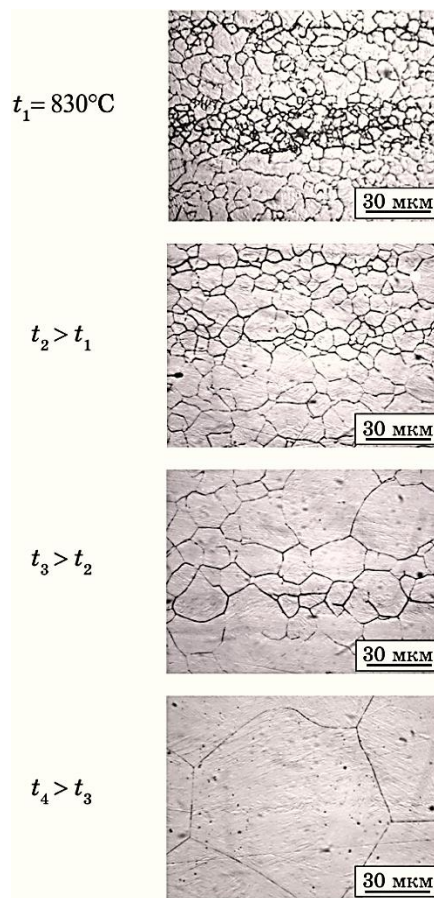


Рис. 5. Зеренна структура аустеніту в загартованій від різних температур нагріву криці; швидкість нагріву $V_n = 30 \text{ K} \cdot \text{c}^{-1}$.

Fig. 5. Grain structure of austenite in steel hardened from different heating temperatures; heating rate is of $30 \text{ K} \cdot \text{s}^{-1}$.

поділу по товщині листа зерен новоутвореного аустеніту. З практичної точки зору це означає, що, застосовуючи пришвидшений нагрів, вдасться відновити у термозміцненій криці шаруватий характер розподілу по величині аустенітних зерен, який був сформований у гарячекатаному листовому прокаті в процесі попереднього гарячого вальцювання. Тобто в крицевому матеріалі з даним хімічним складом вдається сформувати квазіламінатну структуру, яка буде містити просторово орієнтовані ділянки матеріалу з різною величиною зерна та, відповідно, механічними властивостями (рис. 5).

Важливим є також те, що в результаті даного оброблення формується структура термозміцненої криці з подрібненими зернами аус-

теніту без ознак анізотропії форми зерен. Оптимальні геометричні параметри смуг, величини та морфологія зерен аустеніту їх можуть контролюватися шляхом підбору режимів гарячого вальцювання та завершального швидкісного термічного оброблення.

4. ВИСНОВКИ

Одержані в роботі результати досліджень процесу формування зеренної структури у високоміцній криці 30XГН2МА промислового виробництва в процесі швидкісної аустенізації уможливають зробити наступні висновки.

1. Зеренна структура криці у листовій заготівці промислового виробництва (вихідний етап) характеризується наявністю просторової неоднорідності, зумовленої пошаровим розподілом по товщині листа дрібних і крупних зерен аустеніту.

2. В процесі швидкісної аустенізації утворення перших порцій нової аустенітної фази в гарячекатаній низьковуглецевій криці розпочинається переважно у примезових об'ємах колишнього аустеніту з подальшим простяганням у його об'ємі за зростання температури нагріву, що унеможливорює прояв структурної спадковості та сприяє диспергізації кінцевої зеренної структури.

3. На початковому етапі аустенітоутворення середній діаметер зерен новоутвореного аустеніту в об'ємах (як з крупними, так і дрібними зернами колишнього аустеніту) є практично однаковим (0,8 і 0,7 мкм). Але з подальшим розвитком процесу $\alpha \rightarrow \gamma$ -перетворення швидкість зростання розміру зерен новоутвореного аустеніту, сформованого в середовищі дрібних зерен колишнього аустеніту, дещо нижча, ніж в об'ємах крупних зерен. Це сприяє формуванню шаруватого характеру розподілу величин зерен, властивого структурі вихідного стану.

4. В умовах швидкісного ($V_n = 30 \text{ K}\cdot\text{c}^{-1}$) нагріву за аустенізації усунути шаруватий характер розподілу аустенітних зерен вдається за нагріву до високих температур ($> 1000^\circ\text{C}$) лише з розвитком процесів збиральної рекристалізації.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. М. Л. Бернштейн, *Термомеханическая обработка стали. Т. 2* (Москва: Металлургия: 1968).
2. В. Н. Гриднев, Ю. Я. Мешков, С. П. Ошкадеров, В. И. Трефилов, *Физические основы электротермического упрочнения стали* (Киев: Наукова думка: 1973).
3. В. Н. Гриднев, Ю. Я. Мешков, С. П. Ошкадеров, Н. Ф. Черненко, *Технологические основы электротермической обработки стали* (Киев: Наукова думка: 1977).
4. Р. В. Телевич, Ю. А. Гарасим, Н. О. Бондаревская, *Металлофиз. новейшие*

- технол.*, **40**, № 7: 877 (2018).
5. В. Д. Садовский, *Структурная наследственность в стали* (Москва: Металлургия: 1973).
 6. [Armoх protection plate. Armoх 500T.](#)
 7. Ю. А. Гарасим, Н. О. Бондаревська, Р. В. Тельович, В. І. Бондарчук, В. А. Голуб, С. Г. Седов, *Металлофіз. новітні технол.*, **43**, № 9:1235 (2021).
 8. Е. Э. Засимчук, Т. В. Турчак, А. И. Баскова, Л. В. Тарасенко, А. С. Гаценко, *Доповіди Національної академії наук України*, № 3: 65 (2015).
 9. M. Maisuradze and M. A. Ryzhkov, *Diagnostics Resource and Mechanics of Materials and Structures*, **3**: 42 (2017).
 10. O. Krauss, *Metall. Mater. Trans. B*, **34**, No. 6: 781 (2005).
 11. J. Verhoeven, *Jornal of Materials Enjinerig and Performance*, **9**, No. 6: 286 (2000).
 12. S. Mishra and T. DebRoy, *Mat. Sci. Technol.*, **22**, Iss. 3: 253 (2006).
 13. Q. Sha, L. Qiao, R. Xu, G. Huang, and Z. Sun, *Mater. Sci. Forum*, **638 642**: 3496 (2010).
 14. В. Н. Новиков, *Известия АН СССР. Серия физическая*, **46**, № 4: 680 (1982).

REFERENCES

1. M. L. Bernshtein, *Termomekhanicheskaya Obrabotka Stali. Vol. 2* (Moskva: Metallurgiya: 1968) (in Russian).
2. V. N. Gridnev, Yu. Ya. Meshkov, S. P. Oshkaderov, and V. I. Trefilov, *Fizicheskie Osnovy Ehlektrotermicheskogo Uprochneniya Stali* (Kiev: Naukova Dumka: 1973) (in Russian).
3. V. N. Gridnev, Yu. Ya. Meshkov, S. P. Oshkaderov, and N. F. Chernenko, *Tekhnologicheskie Osnovy Ehlektrotermicheskoi Obrabotki Stali* (Kiev: Naukova Dumka: 1977) (in Russian).
4. R. V. Teliovich, Ju. A. Garasym, and N. O. Bondarevska, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **40**, No. 7: 877 (2018) (in Russian).
5. V. D. Sadovskiy, *Strukturnaya Nasledstvennost v Stali* (Moskva: Metallurgiya: 1973) (in Russian).
6. [Armoх protection plate. Armoх 500T.](#)
7. Ju. A. Garasym, N. O. Bondarevska, R. V. Teliovich, V. I. Bondarchuk, V. A. Golub, and S. H. Sedov, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **43**, No. 9: 1235 (2021) (in Ukrainian).
8. E. Eh. Zasimchuk, T. V. Turchak, A. I. Baskova, L. V. Tarasenko, and A. S. Gatsenko, *Dopov. Nac. Akad. Nauk Ukr.*, No. 3: 65 (2015) (in Russian).
9. M. Maisuradze and M. A. Ryzhkov, *Diagnostics Resource and Mechanics of Materials and Structures*, **3**: 42 (2017).
10. O. Krauss, *Metall. Mater. Trans. B*, **34**, No. 6: 781 (2005).
11. J. Verhoeven, *Jornal of Materials Enjinerig and Performance*, **9**, No. 6: 286 (2000).
12. S. Mishra and T. DebRoy, *Mat. Sci. Technol.*, **22**, Iss. 3: 253 (2006).
13. Q. Sha, L. Qiao, R. Xu, G. Huang, and Z. Sun, *Mater. Sci. Forum*, **638 642**: 3496 (2010).
14. V. N. Novikov, *Izvestiya AN SSSR. Seriya Fizicheskaya*, **46**, No. 4: 680 (1982) (in Russian).