

ФИЗИКА ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ

PACSnumbers: 61.72.Ff, 62.20.F-, 62.20.M-, 81.20.Hy, 81.40.Ef, 81.40.Lm, 83.50.Uv

Поліпшення структури та механічних характеристик гарячевальцьованої евтектоїдної сталі швидкісним термічним обробленням

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

*Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины,
бульв. Академіка Вернадського, 36,
03142 Київ, Україна*

**Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України,
вул. Наукова, 5,
79060 Львів, Україна*

Досліджено зміни структури та механічних властивостей гарячевальцьованої евтектоїдної сталі (0,76% С, 0,79% Мн, 0,32% Si) після додаткового швидкісного електротермічного оброблення — нормалізації або гартування з високотемпературним відпуском. Сталь після швидкісного нагрівання до 820°C охолоджували з різними швидкостями для одержання структур перліту чи суміші верхнього і нижнього бейніту та відпущеного мартенситу. Таке додаткове термічне оброблення поліпшує комплекс механічних властивостей гарячевальцьованої сталі, найефективніше після формування бейнітної структури. Встановлено, що руйнування високовідпущеної сталі за випробування на ударне вигинання та статичну тріщиностійкість супроводжується розшаруванням з поширенням тріщини у площині, паралельній площині вальцювання. Це зумовлює анізотропію ударної в'язкості. Статична тріщиностійкість K_{1c} сталі слабо змінюється, залежно від орієнтації площини руйнування зразків стосовно площини вальцювання, а її значення зберігаються на достатньо високому рівні.

Corresponding author: Julian Andriyovych 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
*G. V. Karpenko Physico-Mechanical Institute, N.A.S. of Ukraine,
5 Naukova Str., 79060 Lviv, Ukraine*

Citation: R. V. Teliovich, J. A. Garasym, H. V. Krechkovska, and N. O. Bondarevskaya, Improvement of Structure and Mechanical Characteristics of Hot-Rolled Eutectoid Steel by Means of High-Speed Heat Treatment, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **40**, No. 11: 1489–1508 (2018) (in Ukrainian), DOI: 10.15407/mfint.40.11.1489.

Ключові слова: евтектоїдна сталь, швидкісне електротермічне оброблення, механічні характеристики за розтягу, ударна в'язкість, статична тріщиностійкість, анізотропія.

The changes in structure and mechanical properties of hot-rolled eutectoid steel (0.76% C, 0.79% Mn, 0.32% Si) are studied after additional high-speed electrothermal treatment—normalization or quenching with high-temperature tempering. Steel after high-speed heating to 820°C was cooled at different rates to obtain pearlite structures or a mixture of the upper and lower bainites and tempered martensite. Such additional heat treatment improves the complex of mechanical properties of hot-rolled steel, most effectively after the formation of the bainitic structure. As found, the destruction of high-released steel after impact tests and static fracture toughness is accompanied by delamination with the propagation of a crack in a plane parallel to the rolling plane. This leads to anisotropy of the toughness. The static fracture toughness K_{1c} of steel is slightly changing, depending on the orientation of the plane of fracture of the samples relative to the rolling plane, and its values remain at a sufficiently high level.

Key words: eutectoid steel, high-speed electrothermal treatment, mechanical characteristics under tension, impact strength, static crack resistance, anisotropy.

Исследованы изменение структуры и механических свойств горячекатаной эвтектоидной стали (0,76% С, 0,79% Мн, 0,32% Si) после дополнительной скоростной электротермической обработки — нормализации или закалки с высокотемпературным отпуском. Сталь после скоростного нагрева до 820°C охлаждали с различными скоростями для получения структур перлита или смеси верхнего и нижнего бейнита и отпущенного мартенсита. Такая дополнительная термическая обработка улучшает комплекс механических свойств горячекатаной стали, наиболее эффективно после формирования бейнитной структуры. Установлено, что разрушение высокоотпущенной стали после испытаний на ударный изгиб и статическую трещиностойкость сопровождается расслоением с распространением трещины в плоскости, параллельной плоскости прокатки. Это приводит к анизотропии ударной вязкости. Статическая трещиностойкость K_{1c} стали слабо меняется в зависимости от ориентации плоскости разрушения образцов относительно плоскости прокатки, а её значения сохраняются на достаточно высоком уровне.

Ключевые слова: эвтектоидная сталь, скоростная электротермическая обработка, механические характеристики при растяжении, ударная вязкость, статическая трещиностойкость, анизотропия.

(Отримано 6 липня 2018 р.)

1. ВСТУП

Техніко-економічні переваги термічного оброблення конструкційних сталей з використанням різних високоефективних способів

швидкісного електронагрівання (електроконтактний, індукційний) відомі [1, 2]. Однак стосовно вуглецевих евтектоїдних сталей відомості про особливості структурно-фазових перетворень в них дотепер не систематизовані. Насамперед, це стосується таких найрозповсюдженіших способів термозміцнення як гартування з відпуском та нормалізація.

Однією з особливостей структурного стану сталевого прокату, сформованого під час інтенсивної гарячої деформації в аустенітній області, є наявність просторової структурно-фазової неоднорідності (шаруватости), що обумовлює анізотропію механічних характеристик. Процеси формування ферито-перлітної неоднорідності у вигляді шаруватої структури з фериту і перліту у низьковуглецевих сталях, які щонайширше використовують у виробництві листового прокату, вже детально вивчені [3].

Подібних досліджень сталей евтектоїдного класу дотепер немає. Необхідність їх проведення зумовлена, насамперед, відмінністю структури гарячевальцьованих сталей обох класів у вихідному стані. На відміну від низьковуглецевих сталей, в структурі сталей з вмістом вуглецю, близьким до евтектоїдного, відсутні відокремлені області фериту без наявних в них включень цементиту. Здебільшого це перлітоподібні або мартенситні структури. Поза сумнівом, така відмінність позначиться на зміні кінетичних і концентраційних умов розвитку фазових і структурних перетворень під час термічного зміцнення евтектоїдних сталей та на виникненні структурної неоднорідності.

Дану роботу присвячено вивченню можливостей електротермічного оброблення в поліпшенні механічних властивостей гарячевальцьованої сталі евтектоїдного класу.

2. МАТЕРІЯЛИ І МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ

Досліджували гарячевальцьовану малолеговану сталь з хемічним складом, близьким до евтектоїдного (табл. 1). Для заготовок сталі зі структурою гарячої деформації була використана найбільш продеформована, з відомими параметрами маршруту вальцювання ($\varepsilon \cong 1$), частина рейки (шийка) Р76. Рейки виготовлені шляхом гарячого вальцювання слябів в температурному інтервалі 1500...900°C згідно нормативної технології, діючій на металургійному комбінаті «Азовсталь». Із заготовок механічним способом вирізали орієнтовані в напрямку вальцювання довгі пластини (13×17×1200 мм³). Електротермічне оброблення пластин здійснювалось за допомогою дослідної установки [4] з використанням електроконтактного нагрівання струмом промислової частоти. Швидкість нагрівання пластин до температури аустенітизації 820...850°C, а також відпуску при 620°C, становила 3...5°C·с⁻¹.

ТАБЛИЦЯ 1. Хемічний склад сталі.

TABLE 1. Chemical composition of steel.

Хемічний склад сталі, % мас.							
C	Mn	Si	Cr	V	Ti	P	S
0,78	1,00	0,23	0,04	0,03	0,010	≤0,035	≤0,035

При формуванні остаточної структури сталі використовували режими термічного оброблення з різними температурно-часовими умовами охолодження (рис. 1). При нормалізації після швидкісної аустенізації пластини охолоджувались до кімнатної температури струменем теплого повітря ($V_{\text{ок}} = 5 \dots 2^\circ\text{C}\cdot\text{c}^{-1}$) (режим 1 на рис. 1), а для гартування — зануренням в оливу (режим 3). Після гартування пластини відпускали при 620°C з наступним охолодженням у воді. Термічне оброблення за режимом 2 полягало у комбінованому охолодженні пластин (спочатку з використанням охолоджувального середовища, яке запобігало би утворенню перліту, а після цього (нижче $500 \dots 450^\circ\text{C}$) на спокійному повітрі). З термооброблених пластин виготовляли стандартні зразки для визначення:

- базових характеристик міцності та пластичності за одновісного розтягу зі швидкістю деформування $5 \cdot 10^{-3} \text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{c}^{-1}$;
- ударної в'язкості *KCU* (концентратор типу Менаже) за темпе-

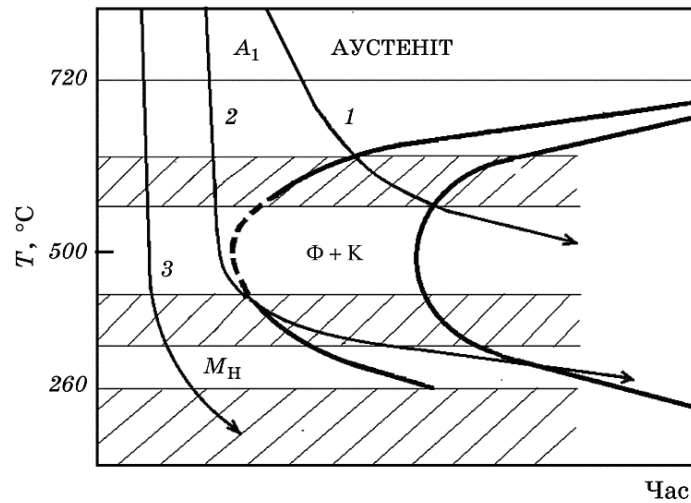


Рис. 1. Схеми охолодження сталі після нагрівання ($V_h = 3 \text{--} 5^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$) до $820 \text{--} 850^\circ\text{C}$.

Fig. 1. Schemes of cooling of steel after heating ($V_h = 3 \text{--} 5^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$) to $820 \text{--} 850^\circ\text{C}$.

ратур $+20$ і -40°C на маятниковому копрі за номінальних значень енергії копра $150\text{...}300$ Дж;

– статичної тріщиностійкості J_{1c} (з перерахунком в K_{1c}) при $+20$ і -40°C .

Ударну в'язкість і статичну тріщиностійкість оцінювали на зразках з концентраторами напружень, розташованими поперек напрямку вальцювання в площині вальцювання (варіант 1) та перпендикулярно до неї (варіант 2) (рис. 2). На тріщиностійкість випробували призматичні зразки 13×19 мм в перерізі з боковим концентратором напружень і попередньо наведеною втомною тріщиною (згідно з вимогами [5]), які навантажували за схемою триточкового вигину за швидкості переміщення рухомої траверси машини у $0,5$ мм·хв $^{-1}$.

Загалом, за кімнатної температури негартовані малолеговані сталі характеризуються високою пластичністю. Тому, для коректного оцінювання їхньої тріщиностійкості, використовують підходи нелінійної механіки руйнування, зокрема метод J -інтегралу [6] з реєстрацією діаграми «прикладене до зразка зусилля P — переміщення точки його прикладання Δ ». Визначені з цих діаграм значення J_1 перераховували в показник лінійної механіки руйнування (коефіцієнт інтенсивності напружень K_1).

Для металографічних досліджень використали методи оптичної та трансмісійної електронної мікроскопії за допомогою приладів Neophot-32 та JEM-200. Мікроструктуру виявляли хемічним травленням 3% -ним розчином азотної кислоти в етиловому спирті та пересиченим розчином пікринової кислоти. Вміст елементів легування в структурних складових сталі визначали рентгеноструктур-

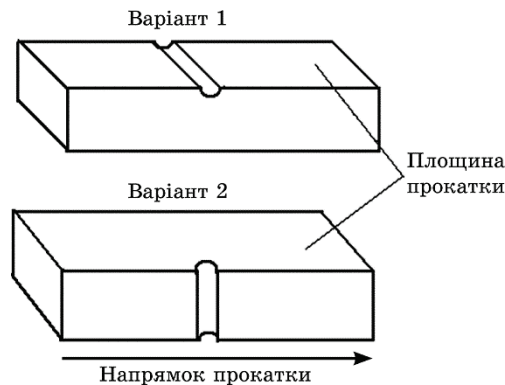


Рис. 2. Положення концентратора на зразках для випробувань на ударний вигин і статичну тріщиностійкість.

Fig. 2. Position of the concentrator on the tests for impact tests bend and static crack resistance.

ним аналізатором «Сомеса». Середні значення розмірів аустенітних зерен визначали обробленням цифрових зображень мікроструктури за допомогою програмного продукту Image-Pro Plus.

3. РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ

Характеристики сталі у вихідному стані. Результати металографічних досліджень показали, що після гарячого вальцювання в сталі сформувалася структура пластинкового перліту, товщина феритних прошарків в якому змінювалася від 0,15 до 0,9 мкм, а пластинок цементиту — від 0,02 до 0,05 мкм (рис. 3). У площинах шліфа, перпендикулярних до площини вальцювання, виявили структурну неоднорідність у вигляді паралельних площині вальцювання періодично розташованих смуг шириною 10...20 мкм, які відрізнялися за схильністю до травлення (світлі та темні смуги на рис. 4). Рентгеноспектральною аналізою показали деякі відмінності за хемічним складом в цих смугах, що могло спричинити різну інтенсивність травлення. Встановили, що в темних смугах вміст елементів легування (Cr, Si, Mn, Ti) дещо вищий, ніж у світлих (див. табл. 2).

Сталі у вихідному стані (після вальцювання) властиві невисока міцність, пластичність та низька ударна в'язкість (табл. 3). Однак критичне значення її статичної тріщиностійкості K_{Ic} досягло досить високого рівня ($90 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$).

Можливий прояв анізотропії ударної в'язкості через невисокі її значення встановити не вдалося.

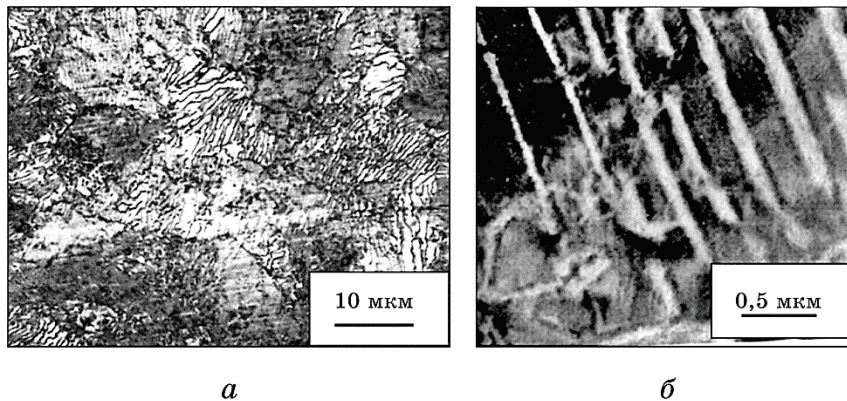


Рис. 3. Мікроструктура гарячевальцьованої сталі. *a, б* — оптична та трансмісійна електронна мікроскопія, відповідно.

Fig. 3. Microstructure of hot-rolled steel. *a, б*—optical and transmission electron microscopy, respectively.

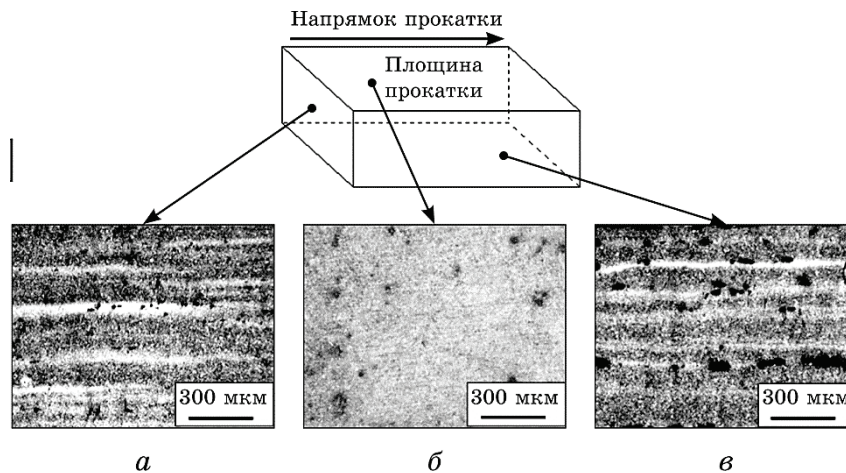


Рис. 4. Мікроструктура швидко відпущеної сталі в різних площинах. *а, в* — перпендикулярно площині прокатки, *б* — паралельно площині прокатки.

Fig. 4. Microstructure of fast-released steel in different planes. *a, в*—perpendicular to the rolling plane, *б*—parallel to the rolling plane.

Вплив умов аустенізації на розмір зерна аустеніту. Вплив швидкості та температури аустенізації гарячевальцьованої сталі на зміну середнього діаметра $D_{\text{сер.}}$ зерна аустеніту вивчали на зразках, попередньо нагрітих до різних температур зі швидкостями 3...5 та 30...40°C·с⁻¹ з наступним гартуванням у воду. Аналіза структур гартованої сталі з виявленими межами аустенітних зерен свідчить (рис. 5), що незалежно від температури аустенізації прискорене нагрівання зразків гальмує ріст аустенітного зерна в сталі (табл. 4). Середній розмір зерна аустеніту, сформованого за температури, близької до завершення поліморфного $\alpha \rightarrow \gamma$ -перетворення, менш чутливий до зростання швидкості нагрівання. Відзначили, що за незмінності швидкості охолодження під час гартування нерівномірність зміни розміру зерен аустеніту по об'єму зразків зростала з підвищенням температури аустенізації (рис. 5). Водночас, за не-

ТАБЛИЦЯ 2. Вміст легувальних елементів (% мас.) в смугах швидко відпущеної сталі.

TABLE 2. Content of alloying elements (% mass) in strips of quick release steel.

Тип смуг	Mn	Si	Cr	Ti	S	Fe + C
Світлі	1,05	0,26	0,045	0,01	0,003	Решта
Темні	1,1	0,29	0,062	0,015	0,008	Решта

ТАБЛИЦЯ 3. Механічні властивості термозміцненої сталі.

TABLE 3. Mechanical properties of thermoset steel.

№ п/п	Термічне оброблення	Механічні властивості								
		$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_e , МПа	δ , %	ψ , %	HB	КСУ, Дж/см ²		K_{Ic} , МПа·м ^{1/2}	
							20°C	-40°C	20°C	-40°C
1	Вихідний стан (гаряче-катаний прокат)	550	925	9,9	26,7	280	20 (вар.1)	-	90 (1)	-
2	Нормалізація, режим 1 ($V_n \cong 3...5^\circ\text{C}\cdot\text{c}^{-1}$, $T_n = 820^\circ\text{C}$, $V_{ок.} = 0,5...2^\circ\text{C}\cdot\text{c}^{-1}$)	585	1040	13,74	46,0	320	48 (вар.1)	-	130 (1)	-
							47 (вар.2)	-	120 (2)	-
3	Нормалізація, режим 2 ($V_n \cong 3...5^\circ\text{C}\cdot\text{c}^{-1}$, $T_n = 820^\circ\text{C}$, $V_{ок.} \geq V_{кр.}$ в інтервалі 820– 500°C, далі на повітрі)	1105	1300	14,0	47,0	390	110 (1)	-	380 (1),	-
							90 (2)	-	K_1	-
4	Швидкісне гартування ($T_n = 850^\circ\text{C}$, $V_n \cong 5^\circ\text{C}\cdot\text{c}^{-1}$, олива) + відпуск $T_n = 650^\circ\text{C}$, $V_n = 10^\circ\text{C}\cdot\text{c}^{-1}$)	1050	1220	10,65	43,6	400	106 (вар. 1)	40 (вар. 1)	-	80 (1)
							35 (вар. 2)	20 (вар. 2)	-	80 (2)

змінності температури аустенізації неоднорідність за розмірами зерен аустеніту зменшувалася в міру зростання швидкості нагрівання зразків під час гартування (рис. 6).

Вплив гартування зі швидкісним відпуском на структуру та властивості сталі. Мікроструктура сталі після повного циклу термічного оброблення із швидкісним нагріванням до температури аустенізації 850°C, гартуванням і наступним високотемпературним відпуском при 620°C (режим 3 на рис. 1) показана на рис. 7. Встановили, що після термічного оброблення за таким режимом в сталі формувалася структура відпущеного мартенситу з низькою густиною дислокацій в межах окремих комірок, з дещо огрубленими часточками цементиту, які здебільшого розташовувалися вздовж меж кристалів мартенситу або коміркової дислокаційної структури. Розмір комірок всередині кристалів мартенситу становив 150...250 мкм, а їх дезорієнтація досягала 3...50. Середній діаметер аустенітного зерна становив $D_{сер} \cong 15$ мкм, а товщина часточок карбідів змінювалася в діапазоні 0,014...0,028 мкм. Структурно-хімічна неоднорідність вихідного стану повністю успадковується.

За використання такого режиму термозміцнення вдалося майже вдвічі підвищити границю плинності ($\sigma_{0,2}$) і відносне звуження ψ сталі (табл. 3). Особливо відчутний позитивний вплив такого термічного оброблення на ударну в'язкість та статичну тріщиностійкість сталі. Зокрема, ударна в'язкість за випробування при +20°C зросла

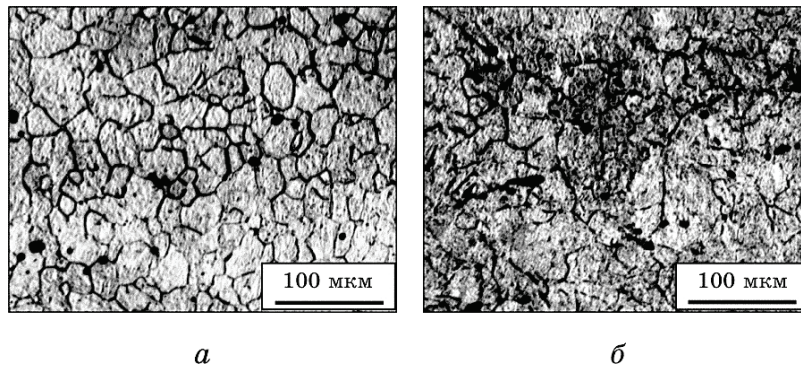


Рис. 5. Мікроструктура загартованої сталі з виявленими межами аустенітних зерен. *a, б* — температура нагріву 800 і 900°C відповідно; швидкість нагріву при аустенізації 5...7°C·с⁻¹.

Fig. 5. Microstructure of tempered steel with detected austenitic boundaries grains; *a, б*—heating temperature 800 and 900°C, respectively; heating rate for austenitic 5...7°C·s⁻¹.

у понад п'ять разів. Та найголовніше, що, якщо знехтувати відмінністю напрямків поширення руйнування за використання зразків 1 та 2 типів (згідно з рис. 2), то навіть за температури випробування у -40°C позитивний вплив такого термічного оброблення очевидний, причому і на ударну в'язкість, і на статичну тріщиностійкість (табл. 3).

Очевидна також відмінність за ударною в'язкістю зразків з різною орієнтацією концентратора відносно площини вальцювання (за випробування при +20°C ці значення для зразків з концентратором в площині вальцювання (варіант 1 на рис. 2) були в 3 рази вищими, ніж для зразків з концентратором, нанесеним за варіантом 2. За випробування при -40°C різниця між зразками з різною орієнтацією надрізів по відношенню до площини вальцювання не перевищувала 2 разів. А стосовно статичної тріщиностійкості, то навіть за

ТАБЛИЦЯ 4. Залежність середніх діаметрів зерен аустеніту (мкм) від швидкості і температури нагріву.

TABLE 4. Dependence of average diameters of austenite grains (μm) on the speed and temperature of heating.

Швидкість нагріву, °C·с ⁻¹	Температура нагріву, °C				
	800	850	900	950	975
3–5	16,5	20	23,5	29	–
30–40	–	16	16,5	18	21,0

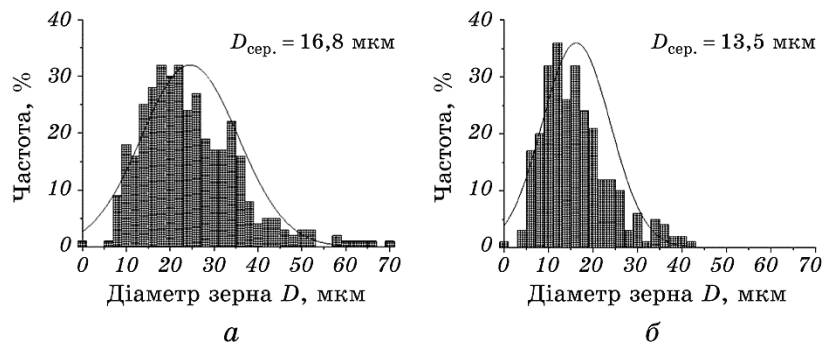


Рис. 6. Гістограми частотного розподілу середніх діаметрів аустенітних зерен; *a, б* — швидкості нагріву 3...5 та 30...40°C·с⁻¹ відповідно; температура гартування — 850°C.

Fig. 6. Histograms of frequency distribution of average diameters of austenitic grains; *a, б* is the heating rate of 3...5 and 30...40°C·s⁻¹, respectively; quenching temperature—850°C.

випробування при -40°C рівень K_{1c} залишився практично на тому ж рівні, що і за випробування вальцьованої сталі (без термічного оброблення) за температури +20°C (табл. 3).

Макрофрактографічна аналіза зламів термічно оброблених за режимом 3 зразків на удар і статичну тріщиностійкість виявила (рис. 8), що анізотропія опору крихкому руйнуванню за ударною в'язкістю зумовлена відмінністю реалізованих механізмів руйнування. У випадку випробування зразків з концентратором, розташованим в площині вальцювання, руйнування від концентратора

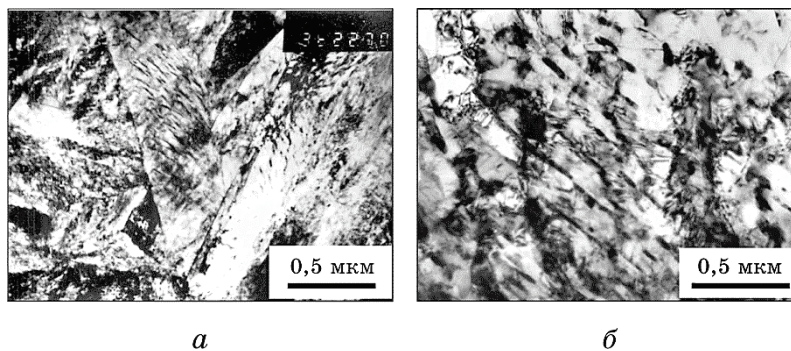


Рис. 7. Мікроструктури загартованої ($T_h = 850^\circ\text{C}$, $V_h = 3...5^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, олива) (*a*) та відпущеної ($T_r = 620^\circ\text{C}$, $V_h = 3...5^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$) (*б*) сталі.

Fig. 7. Microstructure of hardened ($T_h = 850^\circ\text{C}$, $V_h = 3...5^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, oil) (*a*) and released ($T_r = 620^\circ\text{C}$, $V_h = 3...5^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$) (*б*) steel.

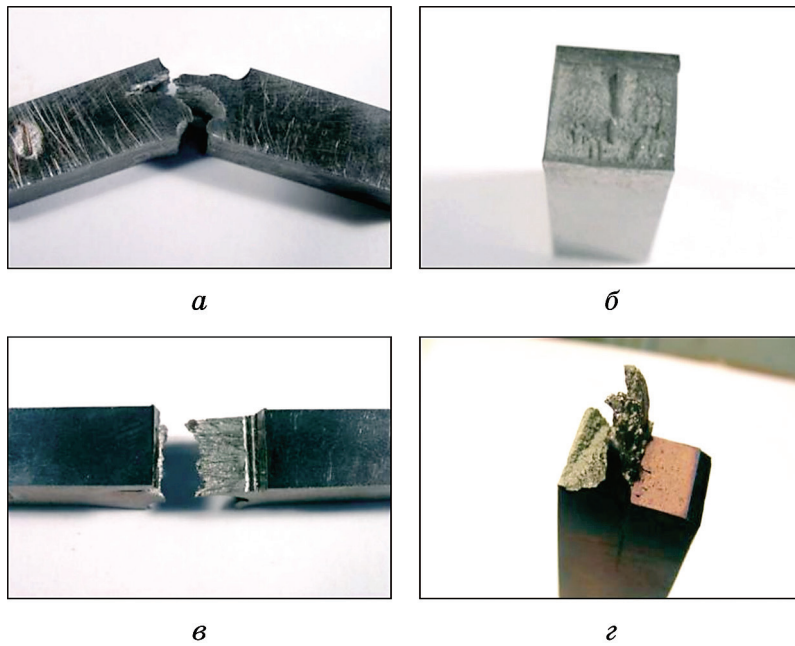


Рис. 8. Характер руйнування зразків відпущеної сталі після випробувань на ударний вигин (*а, б*) (+20°C) і статичну тріщиностійкість (*в, г*) (-40°C). *а, в, г* — положення концентратора в площині прокатки та *б* — перпендикулярно їй відповідно.

Fig. 8. The nature of the destruction of samples of released steel after testing on shock bend (*a, б*) (+20°C) and static crack resistance (*в, г*) (-40°C). *a, в, г* — position of the concentrator in the rolling plane and *б* — perpendicular to it, respectively.

відбувається не перпендикулярно до напрямку дії розтягувальних напружень у вершині надрізу, а майже паралельно до них, тобто вздовж, а не поперек зразка (рис. 8, *а*). Така особливість руйнування зразків після термічного оброблення спричинена розшаруванням вздовж напрямку вальцювання.

Внаслідок цього зростають енергетичні витрати на руйнування зразка, що зумовлює високий рівень *KCU* [7, 8]. Інший характер руйнування спостерігали за випробування зразків з концентратором, нанесеним перпендикулярно площині вальцювання (рис. 8, *б*). При цьому поверхня зламу зразків була перпендикулярною до напрямку дії напружень розтягу і, відповідно, орієнтована у поперечному перерізі зразка. Однак, на макропласкій поверхні зламу спостерігали вторинні тріщини у напрямі вальцювання, які також вказували на схильність сталі до розшарування.

За випробування на статичну тріщиностійкість за пониженої те-

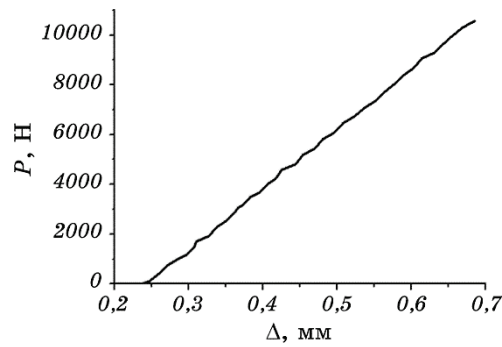


Рис. 9. Типова крива навантаження зразків відпущеної сталі при випробуванні на статичну тріщиностійкість (-40°C).

Fig. 9. Typical load curve of samples of released steel when tested on static fracture resistance (-40°C).

мператури зразків рейкової сталі з концентратором, нанесеним в площині вальцювання (варіант 1), залежність $P-\Delta$ зберігала лінійність аж до старту попередньо наведеної втомної тріщини (рис. 9), що дало можливість безпосередньо визначити рівень K_{1c} . Однак, як і за випробування на ударний вигин, подальший приріст тріщини Δa вже був не в площині росту втомної тріщини, а повздовж балкового зразка (рис. 8, в, з).

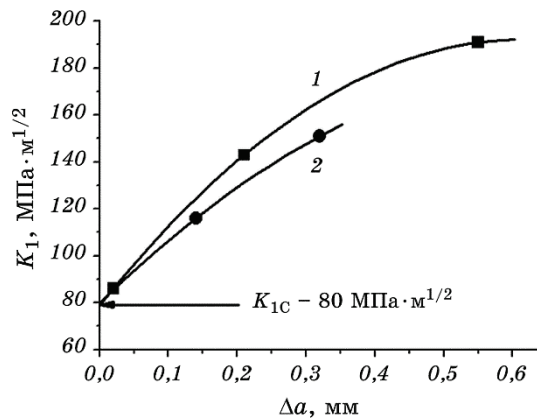


Рис. 10. Криві $K_1-\Delta a$ відпущеної сталі з різним способом нанесення концентратора. 1 — концентратор в площині прокатки, 2 — концентратор, перпендикулярний площині прокатки.

Fig. 10. Curves $K_1-\Delta a$ released steel with different application method the hub. 1—the concentrator in the rolling plane, 2—concentrator perpendicular to the rolling plane.

Для порівняння тріщиностійкості сталі з різною орієнтацією концентратора, визначені значення J_1 перераховано в значення K_1 і аналогічно до R -кривих в координатах $J_1-\Delta a$ побудували залежності $K_1-\Delta a$ (рис. 10). Встановили, що рівень K_{1c} сталі, термічно обробленої за режимом 3, не залежить від розташування концентратора по відношенню до площини вальцювання і становить $\cong 80 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$. Однак, за орієнтації концентратора (площини поширення втомної тріщини) поперек площини вальцювання поверхня статичного підростання тріщини не відхиляється від поперечного перерізу зразка. Аналізуючи результати, одержані на обох варіантах розташування концентраторів на зразках, прийшли до висновку, що старт тріщини за пониженої температури випробування, а, отже, значення K_{1c} , не залежать від орієнтації попередньо наведеної втомної тріщини відносно площини вальцювання. Цим підтвердили його універсальність як показника статичної тріщиностійкості матеріалу, а не зразка.

Вплив нормалізації за режимом 1 на структуру та властивості сталі. Після нормалізації сталі зі швидкісним нагріванням зразків (зі швидкістю $3\text{...}5^\circ\text{C}\cdot\text{c}^{-1}$) до температури аустенітизації 820°C формувалася дещо більш дисперсна, ніж в гарячевальцьованому варіанті сталі, структура перліту з феритними прошарками від $0,08$ до $0,5$ мкм та пластинами цементиту від $0,012$ до $0,03$ мкм (рис. 11, а). Як і при попередній схемі швидкісного термооброблення, структурно-хімічна неоднорідність повністю зберігається.

Порівняльна аналіза механічних характеристик, одержаних за

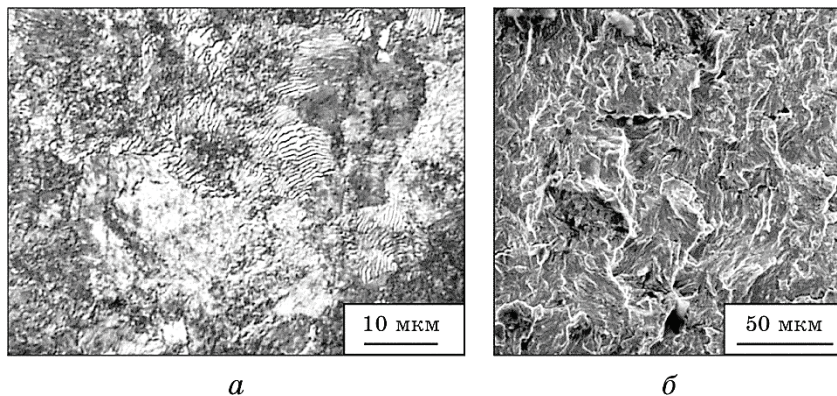


Рис. 11. Мікроструктура сталі після нормалізації від 820°C ; $V_n = 3\text{...}5^\circ\text{C}\cdot\text{c}^{-1}$ а — оптична мікроскопія, б — фрактограма поверхні руйнування зразка після випробувань на ударний вигин ($+20^\circ\text{C}$).

Fig. 11. Microstructure of steel after normalization from 820°C ; $V_n = 3\text{...}5^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ a is an optical microscopy; б is a fractograph of the surface of the sample's destruction after a shock bend test ($+20^\circ\text{C}$).

випробувань розтягом зразків нормалізованої за таким режимом сталі, свідчить, що комплекс характеристик міцності та пластичності поліпшився (табл. 3). Особливо помітно зросли характеристики пластичності δ і ψ (в 1,3...1,5 рази). Попри підвищення характеристик міцності та твердості сталі підвищилася також її ударна в'язкість (рівень KCU зріс більше, ніж у 2 рази) та статична тріщиностійкість (значення K_{1c} зросли на 30%). Важливою особливістю зміни цих характеристик для нормалізованої сталі зі структурою пластинкового перліту є їх нечутливість до розташування концентратора по відношенню до площини вальцювання (варіант 1 чи 2 за схемою на рис. 2). Зазначимо, що при випробах зразків на ударний вигин та тріщиностійкість з різним розташуванням концентратора, розповсюдження тріщини під час руйнування відбувалося виключно в площині, перпендикулярній до напрямку дії розтягувальних напружень. Крім того, після випробування на ударний вигин сталі, нормалізованої за режимом 1, на поверхнях зламів зразків виявили фрактографічні ознаки в'язкого руйнування у вигляді рельєфу, сформованого внаслідок зсуву (рис. 11, б).

Вплив нормалізації за режимом 2 на структуру та властивості сталі. Мікроструктуру сталі, сформовану в умовах охолодження з більш вищою швидкістю (за режимом 2 на рис. 1), ніж при реалізації режиму 1, показано на рис. 12, а, б. З огляду на те, що при цьому режимі охолодження основні процеси під час $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворення відбуваються за умов безперервного охолодження в температурному діапазоні, нижчому за температуру максимальної нестабільності аустеніту, одержану структуру класифікували як складну суміш

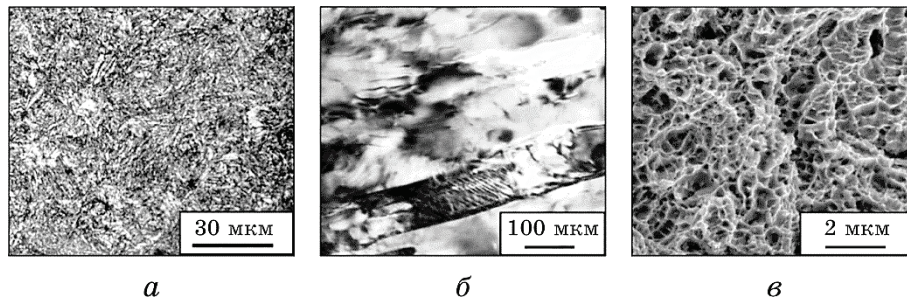


Рис. 12. Мікроструктура сталі після термічного оброблення згідно з режимом 2 (рис. 1). а, б — оптична та електронна мікроскопія відповідно; $T_h = 820^\circ\text{C}$; в — фрактограма поверхні руйнування зразка після випробувань на ударний вигин ($+20^\circ\text{C}$).

Fig. 12. Microstructure of steel after heat treatment according to mode 2 (Fig. 1). а, б—optical and electron microscopy, respectively; $T_h = 820^\circ\text{C}$; в is a fractograph of the surface of the sample destruction after a shock bend test ($+20^\circ\text{C}$).

верхнього та нижнього бейніту, можливо, з деякою часткою самовідпущеного мартенситу. Анізотропії ударної в'язкості термообробленої сталі не виявлено.

Зміцнена в такий спосіб сталь (з такою змішаною структурою) відрізнялася вищими характеристиками міцності ($\sigma_{0,2}$ і σ_B) в порівнянні з одержаними після нормалізації за режимом 1 при збереженні незмінними характеристик пластичності (δ і ψ). При цьому ударна в'язкість сталі після застосування режиму 2 у понад 4 рази вища, ніж після режиму 1 (табл. 3). Про значний запас статичної тріщиностійкості сталі після такого термічного оброблення свідчить також високий рівень K_{1c} (табл. 3).

Відзначили, що за випробування на ударний вигин і статичну тріщиностійкість сталі після режиму 2 термічного оброблення поширення тріщини, як і за попереднього режиму нормалізації, відбувалося також в площині, перпендикулярній до напрямку дії розтягувальних напружень. Фрактографічна аналіза поверхонь зламів зразків, випробуваних на ударний вигин, засвідчила типовий в'язкий характер руйнування без очевидних слідів розшарувань (рис. 12, в).

4. ОБГОВОРЕННЯ РЕЗУЛЬТАТІВ ДОСЛІДЖЕНЬ

Узагальнюючи результати досліджень механічних характеристик термічно зміцненої сталі, можна стверджувати, що додаткові швидкісні термічні оброблення сприяли значному поліпшенню характеристик міцності та пластичності гарячекатаної сталі. Найбільша ефективність у цьому досягається при реалізації режимів термозміцнення, які забезпечують формування в термообробленій сталі структури відпущеного мартенситу чи бейніту. Комплексне застосування режиму пришвидшеного нагрівання до температури і аустенітизації, і відпуску спричинило ряд особливостей зміни характеристик міцності й ударної в'язкості відпущеної сталі. Апробований спосіб термічного зміцнення неоднаковою мірою сприяє зростанню характеристик міцності $\sigma_{0,2}$ і σ_B . Якщо після термічного оброблення за режимом 3 границя плинності ($\sigma_{0,2}$) зростала майже в 2 рази порівняно з гарячевальцьованою сталлю, то границя міцності зростає всього на 25%. Але при цьому показники пластичності δ і ψ залишилися практично незмінними. На сьогодні вплив пришвидшеного нагрівання на кінетику протікання процесів під час відпуску та на механічні характеристики відпущених вуглецевих сталей вивчений достатньо ґрунтовно [1]. Встановлено, що при цьому, внаслідок різної швидкості процесів анігіляції дислокацій у мартенситній структурі та сфероїдизації карбідної фази під час

високотемпературного відпуску, вдається створювати структуру вуглецевих сталей, якій властивий комплекс високих характеристик міцності та пластичності [2]. Швидкісне нагрівання до температури відпуску позитивно впливає також на зростання ударної в'язкості та понижує температуру в'язко-крихкого переходу [9]. Серед чинників, що впливають на ефективність швидкісного відпуску, виділяють збільшення шляху вільного пробігу дислокацій за рахунок їх звільнення від атомів вуглецю, значне, додаткове зміцнення сталі за рахунок виділення більш дисперсних часточок карбідів, розміри яких не встигають збільшитися під час короткочасного нагрівання до температури відпуску [1]. У нашому випадку впливом саме цих чинників пояснюється одночасне поліпшення характеристик міцності та ударної в'язкості.

Разом з тим, комплексне застосування пришвидшеного нагрівання до температури аустенітизації і подальшого відпуску спричиняє анізотропію ударної в'язкості. Як вже зазначалося, ударна в'язкість високовідпущеної після гартування сталі (режим 3) з концентратором, орієнтованим перпендикулярно до напрямку вальцювання, але розташованим в площині вальцювання, майже втричі вища, ніж в разі концентратора, розташованого перпендикулярно площині вальцювання (табл. 3). Зазвичай вважається, що анізотропія ударної в'язкості зумовлена неоднорідним розподілом по товщині листового прокату прошарків із структурою з різними фізико-механічними властивостями або кристалографічною орієнтацією, з ослабленою адгезією меж зерен тощо [10–12]. Дотепер відсутні однозначні і переконливі дані про визначальну роль того чи іншого із перелічених чинників в погіршенні характеристик в'язкості руйнування. Відсутність ознак розшарування в зразках з концентратором, нанесеним в площині, перпендикулярній площині вальцювання, може свідчити про незначний вплив неметалевих включень на виникнення розшарувань. Найімовірніше, така особливість руйнування зумовлена низьким опором крихкому руйнуванню металу в межах металографічно зафіксованих смуг з дещо підвищеним вмістом елементів легування, або з підвищеною густиною дефектів деформаційного походження. За результатами досліджень впливу традиційного відпуску на в'язкість руйнування вуглецевої сталі евтектоїдного класу без структурної неоднорідності встановлено [13], що залежність критичного значення коефіцієнта інтенсивності напружень K_{1c} від температури відпуску описується кривою з екстремумом. Найвищі його значення ($\cong 80 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$) досягаються після відпуску загартованої сталі в інтервалі температур 450...550°C. За зниження температури відпуску до 250°C в'язкість руйнування знижується майже вдвічі. Зростання значень K_{1c} з підвищенням температури відпуску може бути пов'язане зі зменшенням деформаційного зміцнення металу в околі вершини тріщини та

кількості мікротріщин відколу, в основному, вздовж меж карбідів з матрицею.

Разом з тим, одержані результати механічних випробувань свідчать (табл. 3), що за використання термічного оброблення за режимом 3, в якому застосовували швидкісне нагрівання до температур аустенізації і відпуску, досягнуто також достатньо високого рівня K_{1c} . Проте, внаслідок особливостей процесу швидкісного відпуску, структурний стан сталі, термозміцненої за цим режимом, суттєво відрізняється від одержаного після традиційного високотемпературного відпуску. Такий підхід дав можливість досягти оптимального поєднання достатньо високих значень міцності, пластичності й опору крихкому руйнуванню для високовідпущених сталей. З'ясування особливостей процесу поширення тріщин під час руйнування швидко відпущених сталей передбачає подальші дослідження. При цьому слід взяти до уваги особливості структурного стану мартенситу, успадковані від аустеніту, сформованого за швидкого нагрівання.

Застосування пришвидшеного нагрівання до температури нормалізації сталі сприяє диспергізації зерен аустеніту і, відповідно, структурних складових пластинкового перліту, що зумовлює підвищення ударної в'язкості та статичної тріщиностійкості сталі після термічного оброблення за таким режимом (табл. 3). Дотепер дослідники не визначилися з концепцією щодо визначальної ролі окремих структурних складових перліту в евтектоїдних сталях у формуванні їхньої тріщиностійкості. На основі результатів дослідження морфології і розмірів структурних складових перліту евтектоїдної сталі після стандартного режиму нормалізації встановили, що зменшення відстані між пластинками цементиту в перліті викликає лише зростання міцності, але майже не впливає на характеристики опору крихкому руйнуванню (ударну в'язкість і статичну тріщиностійкість) [14, 15]. Таку низьку чутливість цих характеристик до розмірних характеристик складових структури пластинкового перліту пояснено особливостями механізму руйнування, зумовленого малою відстанню від вершини тріщини до зони дії максимальних розтягувальних напружень, яка менша за розмір перлітної колонії. Водночас відомо також, що диспергізація перлітної структури в цілому поліпшує комплекс механічних характеристик (з ударною в'язкістю включно) евтектоїдної сталі У8 [1]. Така неузгодженість в оцінках ролі дисперсності складових перлітних структур в механізмі руйнування сталей пов'язана, на наш погляд, з тим, що не було враховано вплив низки інших структурних чинників (неметалеві включення, розмір і стан аустенітних зерен, наявність концентраційних неоднорідностей, залишкові напруження тощо), які можуть істотно змінювати значення опору крихкому руйнуванню. Тому можна тільки припустити, що виявлене зрос-

тання ударної в'язкості сталі після додаткової швидкісної нормалізації зумовлене, в основному, диспергізацією структурних складових перліту і зерен аустеніту.

Результати аналізу механічних характеристик сталі після її термічного зміцнення за режимом 2 (рис. 1) свідчать про високу ефективність такого режиму термічного оброблення (табл. 3). За його реалізації вдалося досягти навіть вищого рівня міцності та характеристик пластичності, ніж властиві сталі після гартування і швидкісного відпуску (режим 3). Основною перевагою можна вважати те, що за допомогою використаного методу термічного зміцнення вдалося запобігти прояву анізотропії, про що свідчить практична відсутність чутливості ударної в'язкості (*KCU*) до орієнтації концентратора. З'ясування причин позитивного впливу бейнітної структури сталі на перелічені вище переваги її перлітної структури після нормалізації за режимом 2 та на особливості процесу руйнування потребує подальших системних досліджень. На наш погляд, відмінності в характері руйнування сталі з перлітною чи бейнітною структурою та високовідпущеною зумовлені впливом різної морфології часточок карбідної фази на розвиток процесів деформації і поширення тріщин.

Отже, шляхом оптимізації швидкості охолодження сталі після її швидкісної аустенітизації, можна без додаткового легування сформувати структурний стан, який дасть змогу в значній мірі уникнути анізотропії механічних характеристик, спричиненої розшаруванням вздовж волокон вальцювання.

5. ВИСНОВКИ

За результатами досліджень впливу швидкісного термічного оброблення на зміну структури і механічних характеристик гарячевальцьованої евтектоїдної сталі встановлено, що сталі із структурою пластинкового перліту, що сформувалася під час її вальцювання в області температур існування аустеніту, властивий низький рівень міцності та ударної в'язкості. Порівняно з повільним швидкісне нагрівання сталі ($V_n \cong 3 \dots 40^\circ\text{C}\cdot\text{с}^{-1}$) в операціях термічного оброблення спричиняє формування більш дисперсних, ніж в гарячекатаній сталі, остаточних структур з поліпшеними характеристиками міцності та пластичності. Найбільш високі значення міцності й опору крихкому руйнуванню досягнуто за термічного оброблення, температурно-часові умови якого під час охолодження забезпечують формування бейнітної чи мартенситної структури. Руйнування зразків швидковідпущеної після гартування сталі з концентратором в площині вальцювання супроводжується розшаруванням при динамічних навантаженнях. Разом з тим, розшарування не властиве сталям з перлітною чи бейнітною структурами (після обох режимів

нормалізації). Значення критичного коефіцієнта інтенсивності напружень K_{Ic} сталі після термічного оброблення не чутливі до орієнтації концентраторів і досягають достатньо високого рівня.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. В. Н. Гриднев, Ю. Я. Мешков, С. П. Ошкадеров, В. И. Трефилов, *Физические основы электротермического упрочнения стали* (Киев: Наукова думка: 1973).
2. R. V. Teliovich, O. M. Ivasishin, Ye. I. Yakushechkin, and D. I. Nikonenko, (Ed. P. J. Winkler) (Wienheim: Wiley-VCH: 1999), p. 352.
3. R. A. Grande, *Metallurgical Transactions*, **2**: 417 (1971).
4. В. Н. Гриднев, А. Д. Евпрев, Ю. Я. Мешков, С. П. Ошкадеров, Р. В. Телевич, *Приборы для исследования физических свойств материалов* (Киев: Наукова думка: 1974).
5. *Расчеты и испытания на прочность. Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик вязкости разрушения (трещиностойкости) при статическом нагружении: ГОСТ 25.506-85* (Москва: Изд-во стандартов: 1985).
6. *Standard Test Method for J-Integral Characterization of Fracture Toughness. ASTM. E 813 (Annual Book of ASTM Standards)*, vol. **03.01**, p. 713.
7. L. E. Kharchenko, O. E. Kunt, O. I. Zvirko, R. S. Savula, and Z. A. Duryahina, *Mater. Sci.*, **51**, No. 4: 530 (2016).
8. Н. Nykyforchyn, O. Zvirko, O. Tsyurulnyk, and N. Kret, *Engineering Failure Analysis*, **82**: 364 (2017).
9. Yu. Ya. Meshkov, I. S. Statsenko, and V. D. Bezbakh, *Metal Sci. Heat Treatment*, **36**, Iss. 2: 84 (1994).
10. B. I. Bramfitt and A. R. Marder, *Met. Trans. A*, **8A**, August: 1263 (1977).
11. Wei Yan, Wei Sha, Lin Zhu, Wei Wang, Yi-Yin Shan, and Ke Yang, *Metallurgical and Materials Transactions A*, **41A**, Iss. 1: 159 (2010).
12. N. F. Tankoua, J. Crepin, P. Thibaux et al., *Proc. 21eme Congrès Français de Mécanique (Aug. 26–30, 2013, Bordeaux)*.
13. А. В. Иванов, Н. А. Чельшев, В. И. Воротищев, В. Н. Цвигун и др., *Изв. ВУЗов. Черная металлургия*, № 2: 60 (1990).
14. О. Н. Романив, Е. А. Шур, А. И. Ткач, Т. Н. Киселева, В. Н. Синькович, *Физико-химическая механика материалов*, № 4: 42 (1982).
15. О. Н. Романив, Е. А. Шур, В. Н. Синькович, А. И. Ткач, Т. Н. Киселев, *Физико-химическая механика материалов*, № 2: 37 (1983).

REFERENCES

1. V. N. Gridnev, Yu. Ya. Meshkov, S. P. Oshkaderov, and V. I. Trefilov, *Fizicheskie Osnovy Elektrotermicheskogo Uprochneniya Stali* (Kiev: Naukova Dumka: 1973) (in Russian).
2. R. V. Teliovich, O. M. Ivasishin, Ye. I. Yakushechkin, and D. I. Nikonenko, (Ed. P. J. Winkler) (Wienheim: Wiley-VCH: 1999), p. 352.
3. R. A. Grande, *Metallurgical Transactions*, **2**: 417 (1971).

4. V. N. Gridnev, A. D. Evprev, Yu. Ya. Meshkov, S. P. Oshkaderov, and R. V. Teliovich, *Pribory dlya Issledovaniya Fizicheskikh Svoistv Materialov* (Kiev: Naukova Dumka: 1974) (in Russian).
5. *Raschyoty i Ispytaniya na Prochnost. Metody Mekhanicheskikh Ispytaniy Metallov. Opredelenie Kharakteristik Vyazkosti Razrusheniya (Treshchynostoikosti) pri Staticheskoy Nagruzhonii: GOST 25.506-85* (Moscow: Izd-vo Standartov: 1985) (in Russian).
6. *Standard Test Method for J-Integral Characterization of Fracture Toughness. ASTM. E 813 (Annual Book of ASTM Standards)*, vol. **03.01**, p. 713.
7. L. E. Kharchenko, O. E. Kunt, O. I. Zvirko, R. S. Savula, and Z. A. Duryahina, *Mater. Sci.*, **51**, No. 4: 530 (2016).
8. H. Nykyforchyn, O. Zvirko, O. Tsyurulnyk, and N. Kret, *Engineering Failure Analysis*, **82**: 364 (2017).
9. Yu. Ya. Meshkov, I. S. Statsenko, and V. D. Bezbakh, *Metal Sci. Heat Treatment*, **36**, Iss. 2: 84 (1994).
10. B. I. Bramfitt and A. R. Marder, *Met. Trans. A*, **8A**, August: 1263 (1977).
11. Wei Yan, Wei Sha, Lin Zhu, Wei Wang, Yi-Yin Shan, and Ke Yang, *Metallurgical and Materials Transactions A*, **41A**, Iss. 1: 159 (2010).
12. N. F. Tankoua, J. Crepin, P. Thibaux et al., *Proc. 21eme Congrès Français de Mécanique (Aug. 26–30, 2013, Bordeaux)*.
13. A. V. Ivanov, N. A. Chelyshev, V. I. Vorotishchev, V. N. Tsvigun et al., *Izv. VUZov. Chernaya Metallurgiya*, No. 2: 60 (1990) (in Russian).
14. O. N. Romaniv, E. A. Shur, A. I. Tkach, T. N. Kiseleva, and V. N. Sin'kovich, *Fiziko-Khimicheskaya Mekhanika Materialov*, No. 4: 42 (1982) (in Russian).
15. O. N. Romaniv, E. A. Shur, V. N. Sin'kovich, A. I. Tkach, and T. N. Kiselev, *Fiziko-Khimicheskaya Mekhanika Materialov*, No. 2: 37 (1983) (in Russian).