

УДК 669.1.017

## ЗАСТОСУВАННЯ Q-n-P-ОБРОБКИ ДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ ЗНОСОТРИВКОСТІ НИЗЬКОЛЕГОВАНОЇ СТАЛІ З 0,75% С

В. Г. ЄФРЕМЕНКО, В. І. ЗУРНАДЖИ, Ю. Г. ЧАБАК,  
О. В. ЦВЕТКОВА, А. В. ДЖЕРЕНОВА

*Приазовський державний технічний університет, Маріуполь*

Вивчено вплив Q-n-P-обробки, яка полягає у перерваному гартуванні з подальшою витримкою при 250...350°C, на мікроструктуру, твердість і абразивну зносотривкість сталі 75ХГ2С. Встановлено, що Q-n-P-обробка призводить до формування структури з підвищеним (до 27,5%) вмістом залишкового аустеніту. Обробка з припиненням гартувального охолодження при 100°C з подальшою витримкою при 250°C (10 min) підвищує абразивну тривкість на 8% порівняно з повністю загартованим станом за значно нижчої твердості (57 і 63 HRC, відповідно).

**Ключові слова:** Q-n-P-обробка, сталь, аустеніт, мартенсит, зносотривкість.

Технологію термообробки металовиробів продовжують удосконалювати, створюючи та розвиваючи її новий технологічний напрямок під назвою “Quenching and Partitioning” (Q-n-P) [1]. Він дає можливість досягнути високоміцного стану в сталях, які не містять дорогих легувальних елементів, створювати в сталях багатофазну структуру з підвищеним вмістом залишкового аустеніту (А), здатного до прояву TRIP-ефекту [2]. Q-n-P-технологія складається з таких стадій [3, 4]: “Q” (“quenching”) – гартування з припиненням охолодження за температури  $t_1$  в інтервалі між точками  $M_s$  і  $M_f$ ; “P” (“partitioning”) – нагрів і витримка за температури  $t_2$ , що лежить вище точки  $M_s$  і є достатньою для активізації дифузії вуглецю; остаточне охолодження. На стадії “P” вуглець дифундує з мартенситу до аустеніту, збільшуючи кількість залишкового аустеніту [5]. Під час навантаження такий аустеніт перетворюється в мартенсит деформації, що забезпечує одночасне зростання міцності та пластичності внаслідок реалізації TRIP-ефекту [2, 6]. Зазвичай Q-n-P застосовують для обробки сталей з низьким та середнім вмістом вуглецю [7, 8]; використання цієї технології для сталей з понад 0,5% С залишається недостатньо висвітленим у літературі. Крім того, практично не вивчено (за винятком [9]) вплив Q-n-P-обробки на зносотривкість сталі, хоча цей метод є перспективним з огляду на отримання метастабільного аустеніту. Раніше показано [10–15], що деформаційне мартенситне перетворення аустеніту під час зношування (ДМПЗ) суттєво збільшує зносотривкість сталей і чавунів. У заевтектонічних сталях необхідну кількість і ступінь метастабільності аустеніту досить легко досягають традиційним гартуванням через розчинення вторинних карбідів, що впливає на положення точки  $M_s$ . У сталях з вмістом вуглецю, близьким до евтектоїдного (0,7...0,8%), для більшої кількості А необхідний підвищений рівень легування, і в цьому сенсі Q-n-P-обробка є досить перспективним напрямком. Мета цієї роботи – дослідити вплив Q-n-P-технології на мікроструктуру і абразивну зносотривкість низьколегованої сталі з 0,75% С.

**Матеріал і методи досліджень.** Як матеріал для досліджень використовували сталь лабораторної виплавки хімічного складу: 0,73% С; 0,91 Si; 2,10 Mn; 0,69 Cr;

0,08% Al (умовна марка 75ХГ2С). Злиток масою 20 kg прокований у смугу товщиною 15 mm та відпалений при 850°C. Досліджували кінетику ізотермічного перетворення переохолодженого аустеніту за температур 300...700°C (через 50°C) на зразках розмірами 2,5×10×10 mm магнетним методом із застосуванням тензометричної системи фіксації кількості магнетної фази; витримували у ванні розплавленого олова. Температуру початку мартенситного перетворення (точку  $M_s$ ) визначали оптичним дилатометром за охолодження зразків діаметром 2 mm та довжиною 20 mm від 850°C на повітрі.

Q-p-P-обробці піддавали зразки для випробувань на абразивне зношування розмірами 25×10×7 mm. Цю обробку здійснювали шляхом аустенізації зразків при 850°C (15 min) з подальшим охолодженням у киплячій воді впродовж 10 s із перенесенням у ванну з розплавом суміші солей  $K_2NO_3$  і  $NaNO_2$ . Температура ванни становила 250, 300 та 350°C. Після витримки зразки охолоджували у воді (20°C).

Випробовували на абразивне зношування за схемою "Three-body-abrasion" тертям по поверхні гумового вала діаметром 40 mm з абразивним прошарком. Абразивом служив електрокорунд крупністю 0,3...0,5 mm, швидкість його подачі в зону тертя 500 g/min. Швидкість обертання вала 300 rot/min, навантаження на зразок 10 N, тривалість випробування 1 h. Знос зразків оцінювали за втратою маси ( $\Delta m$ ), яку визначали зважуванням на вагах ВЛР-20 з точністю 0,0001 g.

Мікроструктуру зразків досліджували із застосуванням мікроскопа "Axiovert 40 МАТ", твердість вимірювали на твердомірі Роквелла за шкалою "С". Рентгеноструктурний аналіз виконували за допомогою дифрактометра ДРОН-3 у залізному  $K_{\alpha}$ -випромінюванні. Кількість залишкового аустеніту підраховували за формулою

$$A = \frac{100\%}{1 + 0,72(I_{\alpha}/I_{\gamma})},$$

де  $I_{\alpha}$  та  $I_{\gamma}$  – інтенсивність дифракційних максимумів (110)  $\alpha$ -заліза та (111)  $\gamma$ -заліза, відповідно.

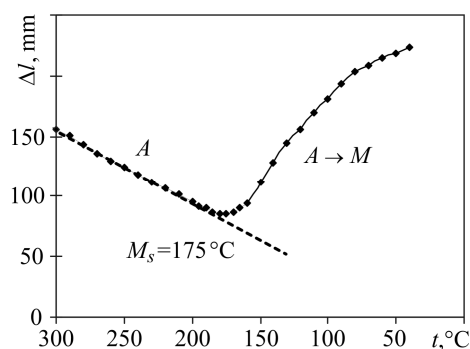


Рис. 1. Дилатометрична крива охолодження сталі 75ХГ2С.

Fig. 1. Dilatometric cooling curve of 75XG2C steel.

### Результати та їх обговорення.

#### Вибір параметрів Q-p-P-обробки.

Для вибору параметрів Q-p-P-обробки на першому етапі досліджень визначили температуру  $M_s$  початку мартенситного перетворення та кінетику ізотермічного перетворення переохолодженого аустеніту в сталі 75ХГ2С. Температуру  $M_s$  (175°C) знайшли за перегином на дилатометричній кривій охолодження, пов'язаним із появою перших порцій мартенситу (рис. 1). На рис. 2а показані кінетичні криві ізотермічного перетворення аустеніту ( $\alpha$  – повнота перетворення) в сталі 75ХГ2С при 500...700°C; нижче

500°C його перетворення в межах витримки 40 min не зафіксували. За кінетичними кривими побудували С-діаграму ізотермічного перетворення аустеніту в сталі 75ХГ2С (рис. 2b), згідно з якою сталь має перлітний тип прогартваності із різким гальмуванням перетворення в бейнітній області [16].

За отриманими результатами задали режими Q-p-P-обробки. Температуру призупинення охолодження ( $t_1 = 100^\circ\text{C}$ ) на стадії "quenching" вибрали значно

нижчою за  $M_s$ , щоб отримати достатню кількість мартенситу. На стадії “partitioning” витримували при  $t_2 = 250, 300$  та  $350^\circ\text{C}$  упродовж 1, 5, 10, 20 та 30 min, тобто в температурному інтервалі високої стабільності аустеніту в бейнітній області. Реалізовані режими Q-n-P-обробки показані в масштабі C-діаграми (рис. 2b).

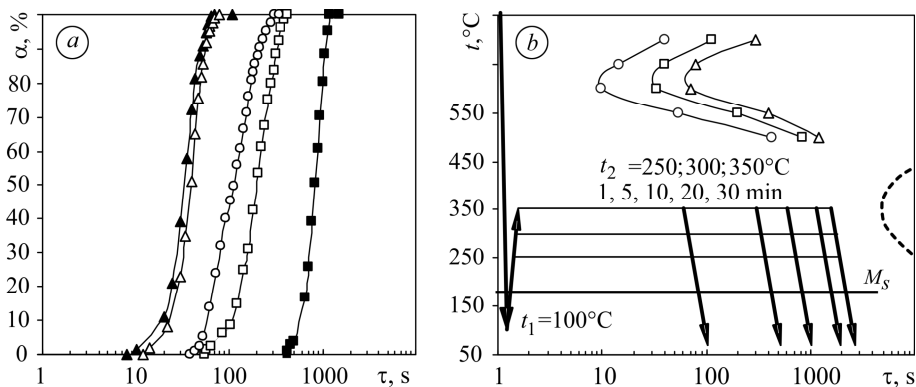


Рис. 2. Кінетичні криві перетворення переохолодженого аустеніту в сталі 75XГ2С (а: ■ –  $500^\circ\text{C}$ ; □ –  $550^\circ\text{C}$ ; ▲ –  $600^\circ\text{C}$ ; △ –  $650^\circ\text{C}$ ; ○ –  $700^\circ\text{C}$ ) і відповідна C-діаграма з графіком режимів Q-n-P-обробки (b: ○ – 2%; □ – 50%; △ – 100%).

Fig. 2. Kinetic curves of supercooled austenite transformation in 75XГ2С steel (a: ■ –  $500^\circ\text{C}$ ; □ –  $550^\circ\text{C}$ ; ▲ –  $600^\circ\text{C}$ ; △ –  $650^\circ\text{C}$ ; ○ –  $700^\circ\text{C}$ ) and corresponding TTT-diagram with Q-n-P-treatment (b: ○ – 2%; □ – 50%; △ – 100%).

**Вплив Q-n-P-обробки на твердість і зносотривкість сталі 75XГ2С.** Досліджували вплив параметрів витримки (стадія “partitioning”) на твердість сталі порівняно з твердістю зразків, які пройшли повне гартування в оливі (рис. 3). У загартованому стані сталь 75XГ2С має твердість 63 HRC, проте вже після 1 min витримки за кожної із трьох температур  $t_2$  (250, 300,  $350^\circ\text{C}$ ) твердість загартованої сталі знижується досить суттєво, а через 10 min поступово стабілізується на певному рівні. У Q-n-P-зразках після різкого зниження в перші 10 min твердість продовжує поступово знижуватися впродовж всієї витримки (до 30 min). Для будь-якої температури і тривалості витримки загартовані зразки мають вищу твердість порівняно з Q-n-P-зразками; особливо велика різниця у значеннях характерна для  $t_2 = 350^\circ\text{C}$ . Що вища температура витримки, то нижчий загальний рівень твердості як загартованих, так і Q-n-P-оброблених зразків.

Усі Q-n-P-зразки пройшли випробування на абразивне зношування (рис. 4). Як еталон використали сталь 75XГ2С, загартовану із низьким відпуском ( $200^\circ\text{C}$ ); її знос 0,0765 g. Близьке значення  $\Delta m$  (0,075 g) отримали після Q-n-P-обробки з  $t_2 = 250^\circ\text{C}$  із витримкою 1 min; зі збільшенням часу витримки до 5 і 10 min знос поступово знизився до 0,071 і 0,069 g, відповідно, незважаючи на зафіксоване зменшення твердості (рис. 3b). За тривалішої витримки (20 min) відбулося різке збільшення втрати маси (до 0,078 g), що перевищує втрату маси еталона. Збереження цієї тенденції призвело до зростання зносу Q-n-P-зразків до 0,083 g після 30 min витримки.

Подібний характер зношування зафіксували і під час випробувань Q-n-P-зразків, оброблених при  $t_2 = 300^\circ\text{C}$ . Відмінність – менш виражене зниження зносу і зміщення його мінімуму ( $\Delta m = 0,072$  g) до 5 min витримки. Зношування зразків, оброблених при  $t_2 = 350^\circ\text{C}$ , за тривалості витримки 5...30 min більше, ніж еталонного зразка. За максимальної витримки (30 min) знос всіх Q-n-P-зразків досяг максимуму ( $\Delta m = 0,082...0,083$  g) незалежно від температури “partitioning”. Таким чином, найкраща зносотривкість Q-n-P-обробленої сталі 75XГ2С за витримки при  $t_2 = 250^\circ\text{C}$  впродовж 10 min.

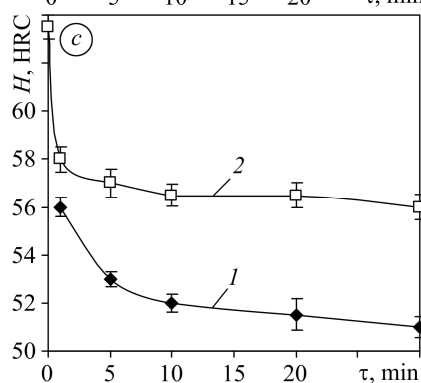
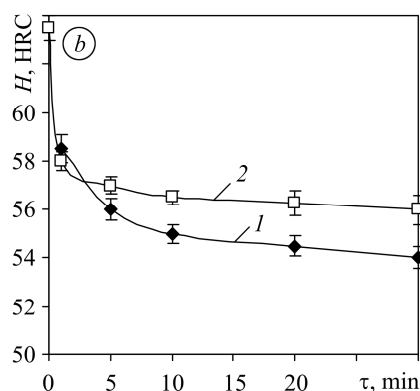
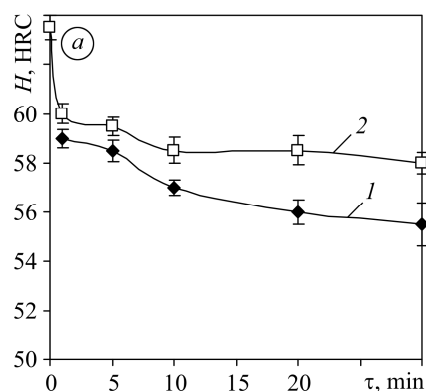


Рис. 3. Зміна твердості сталі 75XГ2C під час витримки при 250°C (a), 300°C (b), 350°C (c): 1 – Q-n-P-обробка; 2 – гартування.

Fig. 3. Hardness change of 75XГ2C steel under holding at 250°C (a), 300°C (b), 350°C (c): 1 – Q-n-P-treatment; 2 – hardening.

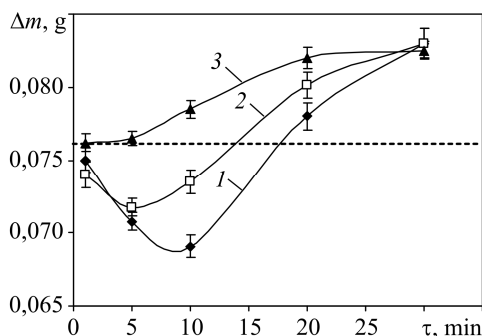


Рис. 4. Вплив тривалості витримки на стадії “partitioning” на абразивний знос Q-n-P-обробленої сталі 75XГ2C: 1 – 250°C; 2 – 300°C; 3 – 350°C.

Fig. 4. Effect of holding time at the “partitioning” stage on abrasive wear of Q-n-P-treated 75XГ2C steel: 1 – 250°C; 2 – 300°C; 3 – 350°C.

**Мікроструктура Q-n-P-обробленої сталі 75XГ2C.** Для більшості зразків основним елементом мікроструктури є дрібноголчастий мартенсит з голками довжиною 4...8 μm (рис. 5); між голками рівномірно розподілені ізольовані світлі ділянки залишкового аустеніту. Зі збільшенням витримки мартенсит витравлюється інтенсивніше, що пояснюється його розпадом з виділенням дисперсних карбідів. Зразки, оброблені при  $t_2 = 250^\circ\text{C}$ , зберігають мартенситно-аустенітну структуру незалежно від тривалості витримки (рис. 5a). Зі зростанням температури і тривалості витримки кількість  $A$  візуально знижується, а голчаста будова мартенситу стає менш вираженою (рис. 5b). При  $t_2 = 350^\circ\text{C}$  аустеніт ідентифікували в структурі лише після 1 min витримки; за більших витримок структура є однорідна з втратою голчастої морфології (рис. 5c).

Рентгеноструктурні дослідження виявили залишковий аустеніт у сталі 75XГ2C і зміну його кількості в результаті Q-n-P-обробки. На рис. 6 подані дифрактограми Q-n-P-зразків ( $t_2 = 250, 300^\circ\text{C}$ ) в інтервалі  $2\Theta = 54...58^\circ$ , якому відповідають найсильніші дифракційні рефлекси  $\alpha$ -заліза (фериту, мартенситу) та  $\gamma$ -заліза (аустеніту). У всіх випадках на дифрактограмах фіксуємо чітко вираже-

ний рефлекс від площини (111)  $\gamma$ -заліза, що вказує на присутність достатньо великої кількості залишкового аустеніту в структурі Q-n-P-оброблених зразків.

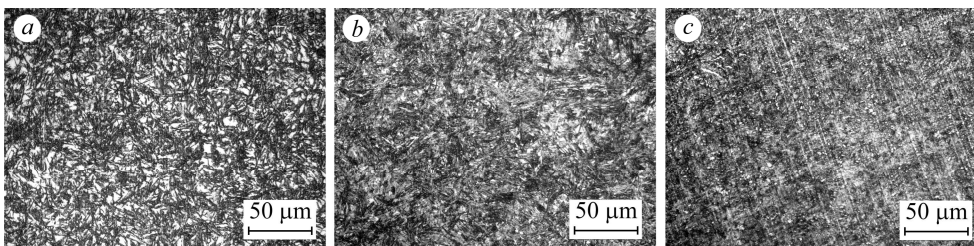


Рис. 5. Мікροструктура сталі 75XГ2С після Q-n-P-обробки з витримкою на стадії “partitioning” при 250°C (a), 300°C (b), 350°C (c) упродовж 30 min.

Fig. 5. Microstructure of 75XГ2С steel after Q-n-P-treatment with holding at the “partitioning” stage at 250°C (a), 300°C (b), 350°C (c) for 30 min.

Результати підрахунку його кількості показують (див. таблицю), що при  $t_2 = 250^\circ\text{C}$  після 5 min витримки об’ємна частка  $A$  становить 15,3%, а зі збільшенням витримки до 10 min його кількість майже подвоюється. Це суттєво перевищує кількість залишкового аустеніту в сталі 75XГ2С після стандартної термічної обробки – гартування із низьким відпуском (10,5%). За подальшої витримки частка аустеніту дещо знижується (до 22,2%) з одночасною появою на дифрактограмі рефлексів (121) та (211), характерних для цементитного карбиду. Поява цементиту вказує на часткове виділення вуглецю з аустеніту (бейнітну реакцію), що відповідає зменшенню кількості  $A$ .

#### Зміна кількості залишкового аустеніту (%) за Q-n-P-обробки

$t_2, ^\circ\text{C}$	Тривалість витримки, min			
	1	5	10	30
250	–	15,3	27,5	22,2
300	26,6	–	16,2	12,7

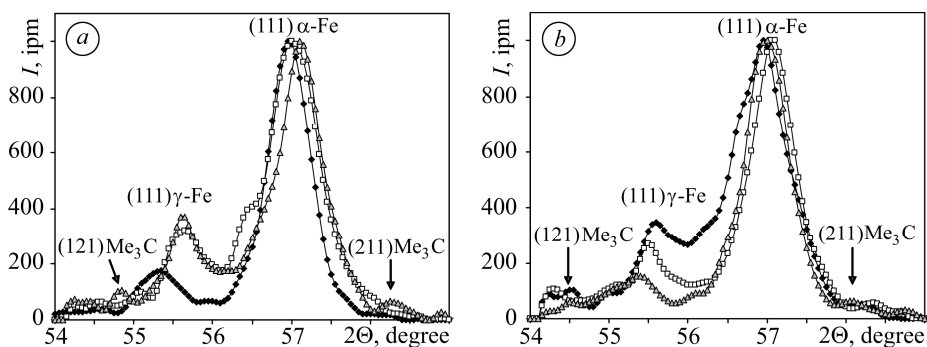


Рис. 6. Дифрактограми Q-n-P-зразків, оброблених з різною витримкою при 250°C (a:  $\blacklozenge$  – 5 min;  $\square$  – 10;  $\triangle$  – 30) та 300°C (b:  $\blacklozenge$  – 1 min;  $\square$  – 10;  $\triangle$  – 30).

Fig. 6. XRD-patterns of Q-n-P-samples treated with different holding at 250°C (a:  $\blacklozenge$  – 5 min;  $\square$  – 10;  $\triangle$  – 30) and 300°C (b:  $\blacklozenge$  – 1 min;  $\square$  – 10;  $\triangle$  – 30).

Активізація дифузії зі збільшенням температури  $t_2$  призводить до різкого пришвидшення перерозподілу вуглецю, внаслідок чого вже після 1 min витримки при  $t_2 = 300^\circ\text{C}$  кількість  $A$  сягає 26,6%. За подальшої витримки об’ємна частка аустеніту зменшується до 12,7% (після 30 min). Тут рефлекси цементиту присутні на дифрактограмах незалежно від часу витримки; ранню появу цементитних карбідів можна пов’язати як з виділенням карбідів з аустеніту, так і з процесами відпуску мартенситу.

**Обговорення результатів.** Аналіз результатів показує, що Q-n-P-обробка призводить до формування в сталі 75XГ2С особливого мікроструктурного стану, відмінного від того, що є в результаті гартування і відпуску. Цей стан зумовлений протіканням таких процесів, як дифузія вуглецю з мартенситу в аустеніт і насичення останнього вуглецем; відпуск мартенситу; розпад аустеніту за бейнітною реакцією; перетворення аустеніту в “свіжий” мартенсит під час завершального охолодження. За підвищеної температури і тривалих витримок можливий повний розпад аустеніту на стадії “partitioning”, тоді останній процес відсутній. Таким чином, в Q-n-P-сталі може бути різне поєднання фазово-структурних компонентів, а саме: відпущений мартенсит, *A*, “свіжий” мартенсит (I); відпущений мартенсит, *A*, бейніт, “свіжий” мартенсит (II); відпущений мартенсит, бейніт (III).

При  $t_2 = 250^\circ\text{C}$  мікроструктура формується переважно за варіантом I. Q-n-P-зразки поступаються за твердістю загартованим зразкам і за збільшення витримки різниця у значеннях твердості монотонно зростає з 1,0 (1 min) до 2,5 HRC (30 min) (див. рис. 3a). Це пояснюється тим, що при  $250^\circ\text{C}$  дифузія вуглецю з мартенситу в аустеніт протікає мляво і аустеніт стабілізується поступово з наростанням його кількості зі збільшення витримки. Очевидно, за цієї температури бейнітне перетворення розвивається повільно, що підтверджується результатами мікроструктурного дослідження.

При  $t_2 = 300^\circ\text{C}$  дифузія вуглецю і насичення аустеніту різко пришвидшуються. Вже після 1 min витримки кількість *A* сягає ~30%; незважаючи на це, твердість Q-n-P-обробленого зразка дещо перевищує твердість загартованого. Можна припустити, що мартенсит в останньому розпадався з виділенням карбідів (що викликало різке зниження його тетрагональності і твердості з 63,5 до 58 HRC), а в Q-n-P-обробленому зразку відбувався енергетично вигідніший (без формування зародків), але й повільніший дифузійний перерозподіл вуглецю між мартенситом і аустенітом, внаслідок чого мартенсит зберіг підвищену тетрагональність. За більших витримок твердість Q-n-P-зразків стає нижчою, ніж загартованої сталі. Це можна пов'язати з поступовим перетворенням аустеніту в бейніт, внаслідок чого зменшується кількість “свіжого” мартенситу. Таким чином, при  $t_2 = 300^\circ\text{C}$  формується мікроструктура, яка відповідає варіанту II.

Під час витримки при  $t_2 = 350^\circ\text{C}$  описані процеси відбуваються настільки швидко, що після витримки впродовж 30 min аустеніт майже повністю перетворюється в бейніт з відповідним зниженням твердості. У цьому випадку реалізується структурний варіант III.

Зменшення кількості *A* під час витримки при  $300\dots350^\circ\text{C}$  дозволяє припустити, що кінетика бейнітного перетворення аустеніту за Q-n-P-обробки істотно відрізняється від кінетики перетворення переохолодженого аустеніту. Згідно з C-діаграмою, бейнітне перетворення останнього за температур  $300\dots450^\circ\text{C}$  не відбувається впродовж 40 min витримки; тоді як за Q-n-P-обробки воно вже практично завершується після 30 min витримки при  $350^\circ\text{C}$ . Припускаємо, що причина такого різкого прискорення перетворення полягає в присутності у структурі Q-n-P-зразків певної кількості мартенситу, що створює в аустенітних ділянках високі напруги розтягу. Напруги різного знаку, за винятком гідростатичних стискальних напруг, суттєво прискорюють бейнітне перетворення в сталях [17]. Іншою можливою причиною прискорення бейнітного перетворення є формування великої кількості зародків  $\alpha$ -фази на міжфазній межі мартенсит–аустеніт [18].

Описана вище динаміка зміни мікроструктурного стану за варіювання параметрами Q-n-P-обробки вплинула на зміну зносотривкості сталі 75XГ2С (див. рис. 4). Зниження абразивного зносу для загартованого стану відповідає початковим стадіям “partitioning” при 250 і  $300^\circ\text{C}$ , а мінімальне значення втрати маси

зафіксували після 10 min витримки при 250°C за твердості 57 HRC. Позитивний вплив Q-n-P-обробки на зносотривкість сталі пояснюється появою в структурі підвищеної кількості *A*, який, судячи з підвищення зносотривкості, проявляє свою метастабільність до ДМПЗ [19]. Незважаючи на те, що при  $t_2 = 250^\circ\text{C}$  залишковий аустеніт зберігається в структурі за будь-якої тривалості витримки, крива зносу сталі має мінімум при 10 min. Ділянка зниження на ній пов'язана зі зростанням кількості метастабільного *A*, а підвищення – зі стабілізацією аустеніту до ДМПЗ внаслідок його насичення вуглецем. Присутність у структурі м'якого аустеніту, який не зазнає деформаційного мартенситного перетворення під час зношування, негативно позначається на зносотривкості сталі [13, 14]. Перетворення аустеніту в бейніт при  $t_2 = 300$  і  $350^\circ\text{C}$  призводить до різкого погіршення зносотривкості.

Подані результати показують, що Q-n-P-обробка за оптимальним режимом дозволяє підвищити абразивну зносотривкість сталі 75ХГ2С на 8%. При цьому формується гетерогенна структура, яка складається з фаз різної твердості. Поєднання ділянок відпущеного мартенситу підвищеної в'язкості і твердішого "свіжого" мартенситу з прошарками пластичного аустеніту може забезпечити зростання опору сталі крихкому руйнуванню, а отже, підвищити її механічні і експлуатаційні властивості.

### ВИСНОВКИ

Встановлено, що Q-n-P-обробка із зупиненням гартування при 100°C і подальшою витримкою при 250...350°C забезпечує отримання в сталі 75ХГ2С гетерогенної мікроструктури із підвищеною об'ємною часткою залишкового аустеніту. Кількість залишкового аустеніту залежить від температури і тривалості витримки на стадії "partitioning". При  $t_2 = 250^\circ\text{C}$  об'ємна частка *A* поступово зростає до 27,5% (10 min), після чого знижується до 22,2% (30 min). При  $t_2 = 300...350^\circ\text{C}$  кількість *A* сягає максимуму на початку стадії "partitioning" (1 min) і монотонно знижується за подальшої витримки. Встановлено, що охолодження нижче точки  $M_s$  на першій стадії Q-n-P-обробки прискорює розпад аустеніту в сталі 75ХГ2С при 250...350°C. Показано, що Q-n-P-обробка підвищує абразивну зносотривкість сталі 75ХГ2С. Її максимальне зростання (на 8%) порівняно з гартуванням із низьким відпуском відбувається при 250°C за витримки 10 min.

*РЕЗЮМЕ.* Изучено влияние Q-n-P-обработки, которая заключается в прерванной закалке с последующей выдержкой при 250...350°C, на микроструктуру, твердость и абразивную износостойкость стали 75ХГ2С. Установлено, что Q-n-P-обработка приводит к формированию структуры с повышенным (до 27,5%) содержанием остаточного аустенита. Обработка с приостановлением закалочного охлаждения при 100°C с последующей выдержкой при 250°C (10 min) повышает абразивную износостойкость стали на 8% относительно полностью закаленного состояния при значительно более низкой твердости (57 и 63 HRC, соответственно).

*SUMMARY.* The influence of Q-n-P-treatment, which consists in interrupted quenching followed by holding at 250...350°C, on the microstructure, hardness and abrasion resistance of 75ХГ2С steel is investigated. It is found that Q-n-P-treatment leads to the formation of structure with an increased (27.5%) content of retained austenite. Processing with quenching interruption at 100°C followed by holding at 250°C for 10 min increases the abrasion wear resistance of the steel by 8% as compared to the fully quenched state at a significantly lower hardness (57 and 63 HRC, respectively).

1. Carbon partitioning to austenite from martensite or bainite during the quench and partition (Q&P) process: A critical assessment / A. J. Clarke, J. G. Speer, M. K. Miller, R. E. Hackenberg, D. V. Edmonds, D. K. Matlock, F. C. Rizzo, K. D. Clarke, E. De Moor // Acta Materialia. – 2008. – 56, № 1. – P. 16–22.

2. *Influence of metastable retained austenite on macro and micromechanical properties of steel processed by the Q&P process* / H. Jirková, B. Masek, M. F.-X. Wagner, D. Langmajerová, L. Kucerová, R. Tremel, D. Kiener // *J. of Alloys and Compounds*. – 2014. – **615**. – P. 163–168.
3. *Hsu T. Y., Jin X. J., and Rong Y. H.* Strengthening and toughening mechanisms of quenching-partitioning-tempering steels // *J. of Alloys and Compounds*. – 2013. – 577S. – P. 568–571.
4. *Toji Y., Miyamoto G., and Raabe D.* Carbon partitioning during quenching and partitioning heat treatment accompanied by carbide precipitation // *Acta Materialia*. – 2015. – **86**. – P. 137–147.
5. *Carbon partitioning into austenite after martensite transformation* / J. Speer, D. K. Matlock, B. C. De Cooman, J. G. Schroth // *Acta Materialia*. – 2003. – **51**. – P. 2611–2622.
6. *Effect of fresh martensite on the stability of retained austenite in quenching and partitioning steel* / D. De Knijf, R. Petrov, C. Föjer, A. I. Kestens Leo // *Mater. Sci. & Engng: A*. – 2014. – **615**. – P. 107–115.
7. *Quenching and partitioning martensite – A novel steel heat treatment* / D. V. Edmonds, K. He, F. C. Rizzo, B. C. De Cooman, D. K. Matlock, J. G. Speer // *Mater. Sci. and Engng: A*. – 2006. – **438–440**. – P. 25–34.
8. *Influence of alloying elements on the microstructure evolution and mechanical properties in quenched and partitioned steels* / N. Maheswari, S. Ghosh Chowdhury, K. C. Hari Kumar, S. Sankaran // *Mater. Sci. & Engng: A*. – 2014. – **600**. – P. 12–20.
9. *Liu S. G., Dong S. S., and Yang F.* Application of quenching–partitioning–tempering process and modification to a newly designed ultrahigh carbon steel // *Materials and Design*. – 2014. – **56**. – P. 37–43.
10. *Impact-abrasive-corrosion wear of Fe-based alloys: Influence of microstructure and chemical composition upon wear resistance* / V. G. Efremenko, K. Shimizu, T. Noguchi, A. V. Efremenko, Yu. G. Chabak // *Wear*. – 2013. – **305**, № 1–2. – P. 155–165.
11. *Zur Festigkeit niedriglegierter Stähle mit erhöhtem Kohlenstoffgehalt gegen abrasiven Verschleiß* / O. Hesse, J. Merker, M. Brykov, V. Efremenko // *Tribologie und Schmierungstechnik*. – 2013. – **60**, № 6. – P. 37–43.
12. *Malinov L. S. and Kharlashkin V. A.* Effect of cementation and heat treatment of steel 10Г12 on metastable austenite in the structure, abrasive and impact wear resistance // *Metallurgical and Mining Industry*. – 2011. – **3**, № 2. – P. 58–62.
13. *Principles of development of grinding media with increased wear resistance. Part 1. Abrasive wear resistance of iron-based alloys* / A. D. Koval', V. G. Efremenko, M. N. Brykov, M. I. Andrushchenko, R. A. Kulikovskii, A. V. Efremenko // *J. of Friction and Wear*. – 2012. – **33**, № 1. – P. 39–46.
14. *Colaço R. and Vilar R.* On the influence of retained austenite in the abrasive wear behaviour of a laser surface melted tool steel // *Wear*. – 2005. – **258**, № 1–4. – P. 225–231.
15. *Abrasive resistance of metastable V–Cr–Mn–Ni spheroidal carbide cast irons using the factorial design method* / V. G. Efremenko, K. Shimizu, A. P. Cheiliakh, T. V. Pastukhova, Yu. G. Chabak, K. Kusumoto // *Int. J. of Minerals, Metallurgy, and Materials*. – 2016. – **23**. – P. 645–657.
16. *Попова Л. Е., Понов А. А.* Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-раствора в сплавах титана. – М.: Металлургия, 1991. – 504 с.
17. *Bhadeshia K. D. H.* Effect of stress & strain on formation of bainite in steel // *Hot Workability of Steels and Light Alloys-Composites* / Ed. H. J. McQueen, E. V. Konpleva, N. D. Ryan. – Montreal: Canadian Institute of Mining, Minerals and Petroleum, 1996. – P. 543–556.
18. *Navarro-Lopez A., Sietsma J., and Santofimia M. J.* Effect of prior a thermal martensite on the isothermal transformation kinetics below Ms in a low-C high-Si steel // *Metallurgical and materials Transactions A*. – 2016. – **47**, № 3. – P. 1028–1039.
19. *Principles for developing grinding media with increased wear resistance. Part 2. Optimization of steel composition to suit conditions of operation of grinding media* / A. D. Koval', V. G. Efremenko, M. N. Brykov, M. I. Andrushchenko, R. A. Kulikovskii, A. V. Efremenko // *J. of Friction and Wear*. – 2012. – **33**, № 2. – P. 153–159.

Одержано 17.02.2016