

## ДЕФЕКТЫ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЁТКИ

PACS numbers: 61.72.Ff, 62.20.M-, 62.20.Qp, 64.75.Nx, 81.05.Vx, 81.30.Kf, 81.40.Gh

### Формирование гетерофазной структуры в низколегированной стали применением инновационной технологии термической обработки «Quenching and Partitioning»

В. И. Зурнаджи, В. Г. Ефременко, В. Г. Гаврилова, Р. А. Кусса,  
А. В. Ефременко, В. В. Кудин\*, М. В. Помазков

*Государственное высшее учебное заведение  
«Приазовский государственный технический университет»,  
ул. Университетская, 7,  
87555 Мариуполь, Украина  
\*Запорожский национальный технический университет,  
ул. Жуковского, 64,  
69063 Запорожье, Украина*

В статье описаны фазово-структурный состав и механические свойства низколегированной стали 60С2ХФА, подвергнутой обработке «Quenching and Partitioning» (Q-n-P). Режим обработки включал: а) аустенизацию при 880°C; б) закалочное охлаждение до температуры «Quenching» (240, 200, 160°C) в ванне с расплавом сплава Вуда; в) выдержку при температуре «Partitioning» (270, 300°C) в ванне с расплавом ПОС-61 в течение 300–3600 с для перераспределения углерода из мартенсита в аустенит; г) окончательное охлаждение на спокойном воздухе. Установлено, что Q-n-P-обработка приводит к формированию мультифазной структуры, состоящей из мартенсита отпуска, бескарбидного нижнего бейнита и остаточного аустенита. Лучшее сочетание свойств достигается при закалке до 160–200°C с формированием 50–70% мартенсита и последующей выдержке

Corresponding author: Vasyl' Georhiyovych Efremenko  
E-mail: vgefremenko@gmail.com

*State Higher Education Institute 'Pryazovskiy State Technical University',  
7 Universytets'ka Str., UA-87555 Mariupol, Ukraine  
\*Zaporizhzhya National Technical University,  
64 Zhukovsky Str., UA-69063 Zaporizhzhya, Ukraine*

Citation: V. I. Zurnadzhy, V. G. Efremenko, V. G. Gavrilova, R. O. Kussa, A. V. Efremenko, V. V. Kudin, and M. V. Pomazkov, Formation of a Heterophase Structure in Low-Alloyed Steel by Means of Application of Innovative Technology of Heat Treatment by 'Quenching and Partitioning', *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **40**, No. 12: 1603–1624 (2018) (in Russian), DOI: 10.15407/mfint.40.12.1603.

при 300°C в течение времени, необходимого для завершения бейнитного превращения (300 с). В этом случае концентрация углерода в аустените повышается до 0,95–1,05%, что сопровождается ростом объёмной доли остаточного аустенита до 19%. После такой обработки достигается высокая прочность (предел прочности — 2000–2100 МПа, твёрдость — 52–54 HRC) при повышенных пластичности ( $\delta = 4\text{--}6\%$ ,  $\psi = 4\text{--}19\%$ ) и ударной вязкости ( $KCU_{20} = 59\text{--}67$  Дж/см<sup>2</sup>). Разрушение Q-n-P-обработанной стали при динамическом нагружении происходит по преимущественно вязкому механизму, сочетающему квазискол с образованием ямок вязкого отрыва. Увеличение времени выдержки на стадии «Partitioning» приводит к снижению уровня комплекса механических свойств, что связано с уменьшением содержания остаточного аустенита до 11–12%, предположительно, за счёт превращения обогащённого аустенита по бейнитной реакции. Это сопровождается дополнительным повышением содержания углерода в остаточном аустените до 1,28–1,32%.

**Ключевые слова:** Q-n-P-обработка, прочность, пластичность, мартенсит, аустенит, бескарбидный бейнит.

У статті описано фазово-структурний склад і механічні властивості низьколегованої сталі 60С2ХФА, підданої обробленню «Quenching and Partitioning» (Q-n-P). Режим оброблення включав: а) аустенітизацію при 880°C; б) гартувальне охолодження до температури «Quenching» (240, 200, 160°C) у ванні з розтопом Вудового стопу; в) витримку за температури «Partitioning» (270, 300°C) у ванні з розтопом ПОС-61 впродовж 300–3600 с для перерозподілу вуглецю з мартенситу в аустеніт; г) остаточне охолодження на спокійному повітрі. Встановлено, що Q-n-P-оброблення приводить до формування мультифазної структури, що складається з мартенситу відпускання, безкарбідного нижнього бейніту та залишкового аустеніту. Оптимальне поєднання властивостей досягається при загартуванні до 160–200°C з формуванням 50–70% мартенситу та подальшій витримці при 300°C протягом часу, потрібного для завершення бейнітного перетворення (300 с). У цьому випадку концентрація вуглецю в аустеніті підвищується до 0,95–1,05%, що супроводжується зростанням об'ємної частки залишкового аустеніту до 19%. Після такого оброблення досягається висока міцність (межа міцності — 2000–2100 МПа, твердість — 52–54 HRC) за підвищених пластичності ( $\delta = 4\text{--}6\%$ ,  $\psi = 4\text{--}19\%$ ) й ударної в'язкості ( $KCU_{20} = 59\text{--}67$  Дж/см<sup>2</sup>). Руйнування Q-n-P-обробленої сталі при динамічному навантаженні відбувається за переважно в'язким механізмом, що поєднує квазисколення з утворенням ямок в'язкого відриву. Збільшення часу витримки на стадії «Partitioning» призводить до пониження рівня комплексу механічних властивостей, що пов'язане зі зменшенням вмісту залишкового аустеніту до 11–12%, ймовірно, за рахунок перетворення збагаченого аустеніту за бейнітною реакцією. Це супроводжується додатковим підвищенням вмісту вуглецю в залишковому аустеніті до 1,28–1,32%.

**Ключові слова:** Q-n-P-оброблення, міцність, пластичність, мартенсит, аустеніт, безкарбідний бейніт.

The article contains a description of the phase–structural composition and

mechanical properties of low-alloyed steel 60Si2CrVA (0.53% C; 1.46% Si; 0.44% Mn; 0.95% Cr; 0.10% V; 0.016% S; 0.013% P) subjected to 'Quenching and Partitioning' (Q-n-P) heat treatment. This treatment is known for notable improving the complex of mechanical properties in low-alloyed steels that is beneficial for steel cost reducing. Treatment mode included: a) austenitization at 880°C; b) quenching to the temperature 'Q' (240, 200, 160°C) in the bath of Wood's alloy melt; c) holding at 'Partitioning' temperature (270, 300°C) in a bath with a Pb-Sn alloy melt for 300–3600 s to partition the carbon from fresh martensite to austenite; d) final cooling in a quiescent air. The present work is carried out using SEM microscopy (Ultra-55, Carl Zeiss), TEM microscopy (JEM-100-C-XII, Jeol), x-ray diffraction (Pro-IV, Rigaku), mechanical testing (tensile testing, fracture toughness, hardness measurements). The volume fraction of quenched martensite is calculated according to Koistinen-Marburger equation. As established, the Q-n-P treatment results in the formation of multiphase structure consisting of the tempered martensite, carbide-free lower bainite, retained austenite, and dispersed vanadium carbides. The best combination of mechanical properties is achieved by quenching to 160–200°C with the formation of 50–70% of martensite and subsequent holding at 300°C for a time required to complete the bainite transformation ( $\cong 300$  s). In this case, the carbon concentration in the austenite rises to 0.95–1.05% that is accompanied by an increase in the volume fraction of retained austenite to 19%. According the data of TEM observations, the retained austenite is revealed as blocky or elongated areas adjacent to martensite as well as films of 20–60 nm width lying between the bainitic ferrite laths of 100–470 nm width. No sign of carbides (transition ones or cementite) is found on the TEM images. This is because of presence of 1.46% Si, which effectively inhibits the carbide precipitation from austenite and from martensite. The mentioned above treatment allows to achieve high strength (ultimate tensile strength of 2000–2100 MPa) and bulk hardness of 52–54 HRC combined with the increased ductility (elongation of 4–6%, reduction of 4–19%) and impact toughness ( $KCU_{20} = 59\text{--}67$  J/cm<sup>2</sup>) with PSE values of 10.6–12 GPa. The fracture of Q-n-P-treated steel under dynamic loading occurs through the predominantly ductile mechanism that combines the quasi-cleavage fracture with the void coalescence and dimples formation. The quenching at 240°C results in the lower content of quenched martensite (18%) that leads to decrease of the retained-austenite volume fraction after partitioning. The increase in the soaking time at the 'Partitioning' stage up to 1800–3600 s leads to degradation of mechanical properties, which is ascribed to a decrease in the content of retained austenite down to 11–12%, presumably, because of prolonged transformation of the enriched austenite into the bainite via bainitic reaction. This is accompanied by an increase in the carbon content in the retained austenite up to 1.28–1.32%. The presumable scenarios of structure transformations under Q-n-P heat treatment are discussed.

**Key words:** Q-n-P treatment, strength, ductility, martensite, austenite, carbide-free bainite.

*(Получено 19 апреля 2018 г.; окончат. вариант — 17 октября 2018 г.)*

## 1. ВВЕДЕНИЕ

Проблема повышения комплекса механических свойств сталей не теряет своей актуальности, поскольку от её решения зависят рост конкурентоспособности металлопродукции, возможность снижения веса конструкций и механизмов, обеспечение энергоэффективности работы машин и механизмов и т.д. [1–3]. В этом направлении наиболее привлекательны технологии, позволяющие повысить свойства стального проката без использования дефицитных легирующих элементов. К таким технологиям относится термическая обработка на основе принципа «Quenching and Partitioning» (Q-n-P), предложенного в начале 2000-х годов J. Speer [2] и впоследствии развитого в работах различных авторов [4–6]. Q-n-P-обработка состоит из ряда последовательных операций [5–7], таких как: 1) аустенитизация; 2) закалка («Quenching») с приостановкой охлаждения при температуре «Q», лежащей ниже мартенситной точки стали  $M_n$ ; 3) выдержка («Partitioning») при температуре «P» (как правило, выше  $M_n$ ), обеспечивающей достаточную диффузионную подвижность атомов углерода; 4) окончательное охлаждение. На стадии «Partitioning» углерод диффундирует из мартенсита в аустенит, что стабилизирует последний в отношении мартенситного превращения и приводит к росту количества остаточного аустенита ( $A_{ост}$ ) в структуре стали [8]. Факт перераспределения углерода из мартенсита в аустенит при Q-n-P-обработке экспериментально подтверждён с применением волновой дисперсионной спектроскопии, а также методик «field-emission EPMA» и «3D-Atom Probe Tomography» [9–11]. В результате проведения Q-n-P-обработки в стали формируется мультифазная структура, в которой  $A_{ост}$  обеспечивает повышение пластичности при сохранении высокой прочности, характерной для отпущенного мартенсита. В работах [2, 12] указывается на возможность протекания деформационного мартенситного превращения  $A_{ост}$  при нагружении Q-n-P-обработанных сталей, что вносит дополнительный вклад в повышение комплекса свойств за счёт реализации ТРИП-эффекта [13, 14]. Таким образом, Q-n-P-обработка позволяет достичь высокопрочного состояния в сравнительно дешёвых низколегированных сталях, что представляет интерес с экономической точки зрения.

Для того чтобы углерод накапливался в  $\gamma$ -фазе на стадии «Partitioning», сталь должна содержать свыше 1,0% кремния, эффективно тормозящего выделение карбидов из аустенита [2, 15, 16]. Этому условию отвечают рессорные стали с повышенным содержанием углерода (60С2, 60С2ХФА, 70С3А и др.). Вместе с тем, применение Q-n-P-обработки к таким сталям остаётся практически неизученным, поскольку в большинстве работ, посвящённых данной технологии, рассматриваются стали, содержащие не более 0,30% С

[17, 18]. В связи с этим представляло интерес исследовать возможности Q-n-P-обработки в повышении комплекса механических свойств высокоуглеродистых сталей, обладающих склонностью к хрупкому разрушению при высоком уровне прочности [19].

## 2. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ МЕТОДИКА

В работе использовали сталь 60С2ХФА в состоянии поставки (горячекатаный прутки диаметром 20 мм) химического состава: 0,53% С; 1,46% Si; 0,44% Mn; 0,95% Cr; 0,10% V; 0,016% S; 0,013% P. Прутки были прокованы на квадрат сечением  $12 \times 12 \text{ мм}^2$ , из которого изготовили образцы для механических испытаний и микроструктурных исследований. С помощью оптического дилатометра было установлено, что критические точки стали  $A_{c1}$ ,  $A_{c3}$  и  $M_n$  составляют  $790^\circ\text{C}$ ,  $840^\circ\text{C}$  и  $257^\circ\text{C}$  соответственно. С учётом положения критических точек были выбраны параметры термической обработки (график обработки представлен на рис. 1).

Аустенитизацию образцов производили в лабораторной электропечи при  $880^\circ\text{C}$  в течение 10 мин. После этого образцы подстуживали на воздухе до  $700^\circ\text{C}$  и охлаждали в расплаве сплава Вуда до температуры «Q» ( $240^\circ\text{C}$ ,  $200^\circ\text{C}$ ,  $160^\circ\text{C}$ , выдержка 60 с) с последующей выдержкой при температуре «P» ( $270^\circ\text{C}$ ,  $300^\circ\text{C}$ ) в ванне с расплавом сплава ПОС-61 в течение 300–3600 с. По завершении стадии «P» образцы остывали на спокойном воздухе. Для сравнения часть образцов была подвергнута закалке от  $880^\circ\text{C}$  в масле с отпуском при

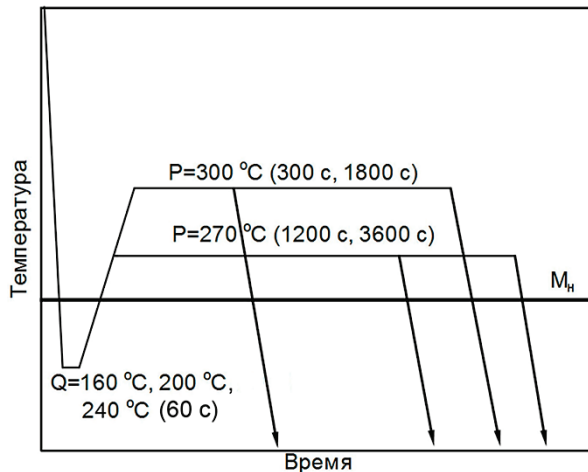


Рис. 1. Схема экспериментальных режимов Q-n-P-обработки.

Fig. 1. The scheme of experimental modes of Q-n-P processing.

300–600°C в течение 1 ч.

Механические свойства определяли на образцах с диаметром рабочей части 5 мм испытанием на одноосное растяжение согласно ГОСТ 1497-84. Ударную вязкость определяли согласно ГОСТ 9454-78 при комнатной температуре на образцах размером 7×10×55 мм<sup>3</sup> с U-образным надрезом. На каждый режим использовали по 3 образца с усреднением результатов. Твёрдость измеряли по методу Роквелла при нагрузке 150 кгс; значение твёрдости принимали как среднее от 5–7 измерений.

Для исследования микроструктуры и поверхности изломов применили сканирующий электронный микроскоп (СЭМ) Ultra-55 (Carl Zeiss). Тонкую структуру изучали с помощью просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ) JEM-100-C-XII (JEOL) при ускоряющем напряжении 100 кВ. Определение фазового состава стали производили рентгеноструктурным методом на дифрактометре Pro-IV (Rigaku) в  $\text{CuK}_\alpha$ -излучении. Количество остаточного аустенита рассчитывали по выражению [20]:

$$A_{\text{ост}} = \frac{100\%}{1 + G \left( \frac{I_\alpha}{I_\gamma} \right)}, \quad (1)$$

где  $I_\alpha$  и  $I_\gamma$  — интегральные интенсивности пиков аустенита (200), (220), (311) и  $\alpha$ -фазы (200), (211);  $G$  — коэффициент, соответствующий различным комбинациям пиков. Значение  $G$  выбирали равным: 2,46 для  $I_\alpha(200)/I_\gamma(200)$ ; 1,32 для  $I_\alpha(200)/I_\gamma(220)$ ; 1,78 для  $I_\alpha(200)/I_\gamma(311)$ ; 1,21 для  $I_\alpha(211)/I_\gamma(200)$ ; 0,65 для  $I_\alpha(211)/I_\gamma(220)$ ; 0,87 для  $I_\alpha(211)/I_\gamma(311)$  [20]. Объёмную долю  $A_{\text{ост}}$  находили усреднением значений для разных пар линий.

Для определения концентрации углерода в остаточном аустените использовали выражение:

$$a_\gamma = 0,3556 + 0,0453x_{\text{C}} + 0,000095x_{\text{Mn}}, \quad (2)$$

где  $a_\gamma$  — параметр решётки аустенита (нм),  $x_{\text{C}}$  и  $x_{\text{Mn}}$  — концентрация углерода и марганца в аустените (% масс.) соответственно [21].

Параметр решётки аустенита находили по положению пиков аустенита  $(200)_\gamma$  и  $(220)_\gamma$  на дифрактограмме [22]:

$$a_\gamma = \sqrt{h^2 + k^2 + l^2} \frac{\lambda}{2 \sin \theta}, \quad (3)$$

где  $h, k, l$  — индексы плоскости отражения,  $\lambda$  — длина волны рентгеновского излучения. Для более точного определения угла  $\theta$  использовали аппроксимацию Гаусса. Найденные значения  $\theta$  усред-

няли перед подстановкой в выражение (3).

### 3. РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Механические свойства стали 60С2ХФА в состоянии закалки и отпуска приведены в табл. 1. Из таблицы следует, что в интервале температуры отпуска 300–400°С сталь обладает достаточно высокой прочностью (1861 МПа) при очень низких пластичности и ударной вязкости. Заметное повышение пластичности происходит

**ТАБЛИЦА 1.** Механические свойства, количество  $A_{\text{ост}}$  и содержание углерода в аустените ( $C_\gamma$ ) в стали 60С2ХФА после термической обработки.

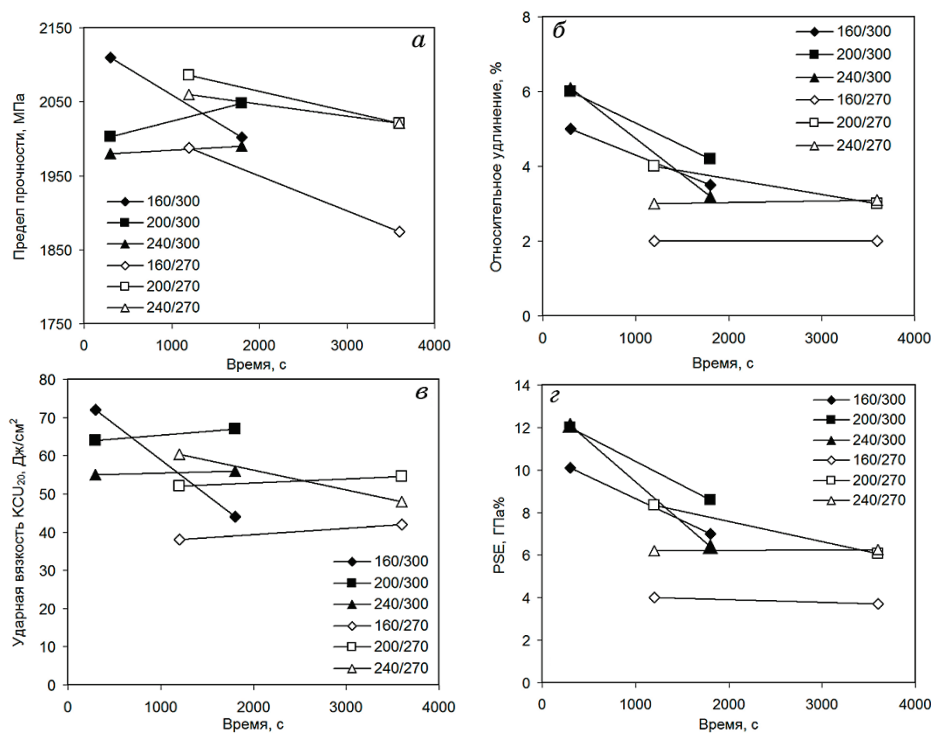
**TABLE 1.** Mechanical properties, the amount of  $A_{\text{ост}}$ , and the carbon content in austenite ( $C_\gamma$ ) in steel 60С2ХФА after heat treatment.

Температура отпуска, °С	$\sigma_{0,2}$ , ±56 МПа	$\sigma_B$ , ±62 МПа	$\delta$ , ±1,1 %	$\psi$ , ±1,9 %	КСУ <sub>20</sub> , ±4,5 Дж/см <sup>2</sup>	Твёр- дость, ±0,6 HRC	$A_{\text{ост}}$ , %	$C_\gamma$ , %	PSE, ±1,7 ГПа·%
Закалка и отпуск									
300	1861	1861	1,5	0	14	57	6,4	–	2,8
400	1844	1844	1	0	16	53	–	–	1,8
500	1240	1349	7	26	44	47	–	–	9,4
600	1025	1113	13	48	47	45	–	–	14,5
Q-п-Р-обработка (Q = 160°С)									
P = 270°С (1200 с)	1920	1988	2	4	38	53	18,5	0,95	4,0
P = 270°С (3600 с)	1818	1874	2	4	42	54	16,8	1,05	3,8
P = 300°С (300 с)	1811	2110	5	19	72	53	19,0	1,00	10,6
P = 300°С (1800 с)	1899	2002	4	16	44	53	11,3	1,28	8,0
Q-п-Р-обработка (Q = 200°С)									
P = 270°С (1200 с)	1855	2086	4	6	52	52	16,4	1,01	8,3
P = 270°С (3600 с)	1884	2021	3	6	55	53	15,2	1,16	6,1
P = 300°С (300 с)	1777	2003	6	19	64	53	17,1	1,05	12,0
P = 300°С (1800 с)	1963	2048	4	15	67	52	12,3	1,32	8,2
Q-п-Р-обработка (Q = 240°С)									
P = 270°С (1200 с)	1821	2060	3	6	60	52	15,7	0,79	6,2
P = 270°С (3600 с)	1822	2021	3	6	48	52	11,5	1,19	6,3
P = 300°С (300 с)	1786	1980	6	8	55	53	14,8	0,90	11,9
P = 300°С (1800 с)	1799	1990	3	11	56	53	6,3	1,29	6,0

лишь после отпуска при  $500^{\circ}\text{C}$ , когда предел прочности снижается почти на  $500\text{ МПа}$  (до  $1349\text{ МПа}$ ). Для комплексной оценки прочности и пластичности стали применяют показатель PSE (Product of Strength and Elongation), получаемый перемножением предела прочности и относительного удлинения [23]. Значения показателя PSE для закалённой и отпущенной стали 60С2ХФА варьируются от  $2,8$  до  $14,5\text{ ГПа}\cdot\%$ , причём высокопрочному состоянию отвечают низкие значения PSE.

Применение Q-n-P-обработки привело к росту значений  $\sigma_{\text{в}}$  до  $1980\text{--}2110\text{ МПа}$ , т.е. предел прочности увеличился на  $6\text{--}12\%$  относительно закалки и низкого отпуска. Одновременно сталь стала проявлять пластичность, что выразилось в росте относительного удлинения до  $3\text{--}6\%$  и относительного сужения — до  $4\text{--}19\%$ . Существенно (в  $2,7\text{--}4,8$  раза) повысилась ударная вязкость: она возросла с  $14\text{ Дж}/\text{см}^2$  (после закалки и низкого отпуска) до  $38\text{--}67\text{ Дж}/\text{см}^2$ .

Оптимальное сочетание механических свойств было зафиксиро-



**Рис. 2.** Влияние выдержки на стадии «Partitioning» на механические свойства Q-n-P-обработанной стали 60С2ХФА.

**Fig. 2.** The effect of aging at the 'Partitioning' stage on the mechanical properties of Q-n-P treated 60C2XFA steel.



вано Q-n-P-обработкой по режимам  $Q_{160}/P_{300}/(300 \text{ с})$  и  $Q_{200}/P_{300}/(300 \text{ с})$ . После таких режимов предел прочности составил 1980–2110 МПа при твёрдости 53 HRC, относительные удлинение и сужение составили 5–6% и 19% соответственно, а ударная вязкость — 64–72 Дж/см<sup>2</sup>. Для данных режимов показатель PSE варьируется от 10,6 до 12,0 ГПа·%. Такие же значения удлинения ( $\delta = 6\%$ ) и PSE (11,9 ГПа·%) характерны и для режима  $Q_{240}/P_{300}/(300 \text{ с})$ , однако в этом случае несколько понижены предел прочности (1980 МПа), относительное сужение (8%) и ударная вязкость (55 Дж/см<sup>2</sup>).

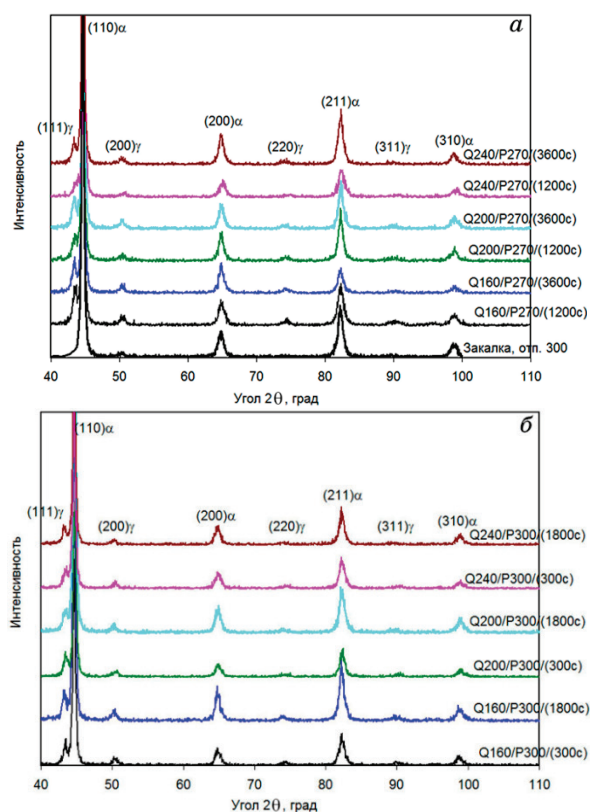
Влияние параметров Q-n-P-обработки на механические свойства стали 60С2ХФА иллюстрируется рис. 2. Максимальная прочность ( $\sigma_{\text{в}} = 2110 \text{ МПа}$ ) отмечена для режима  $Q_{160}/P_{300}/(300 \text{ с})$  (рис. 2, а). В случае  $P = 270^\circ\text{C}$  более высокая прочность характерна для режимов с  $Q = 200\text{--}240^\circ\text{C}$ . Наблюдается общая тенденция снижения предела прочности по мере увеличения длительности стадии «Partitioning». В то же время для некоторых режимов эта тенденция или отсутствует ( $Q_{240}/P_{300}$ ), или имеет обратный характер ( $Q_{200}/P_{300}$ ).

Наиболее высокие значения относительного удлинения (5–6%) характерны для режимов с «Partitioning» при  $300^\circ\text{C}$  с короткой (300 с) выдержкой (рис. 2, б). По мере увеличения стадии «P» значения  $\delta$  снижаются до 3–4%. В случае  $P = 270^\circ\text{C}$  влияние времени выдержки на удлинение становится несущественным, а минимальная пластичность соответствует подстуживанию до  $160^\circ\text{C}$ .

Анализируя данные, представленные на рис. 2, в, можно отметить, что образцы, обработанные при  $P = 300^\circ\text{C}$ , имеют в целом более высокий (на  $\approx 15\%$ ) уровень ударной вязкости, чем при  $P = 270^\circ\text{C}$ . При этом длительность стадии «Partitioning» (за исключением режима  $Q_{160}/P_{300}$ ) слабо влияет на значения этого параметра. После обработки по режиму  $Q_{160}/P_{300}/(300 \text{ с})$  была зафиксирована максимальная ударная вязкость, превышающая 70 Дж/см<sup>2</sup>.

Изменение показателя PSE в зависимости от режима Q-n-P-обработки (рис. 2, з) по характеру совпадает с изменением относительного удлинения. Это указывает на то, что в данном случае параметр PSE определяется именно уровнем  $\delta$ , поскольку разброс в отдельных значениях  $\sigma_{\text{в}}$  не превышает 10%.

Приведённые данные показывают, что применение Q-n-P-обработки приводит к формированию в стали 60С2ХФА особо высокопрочного состояния [24] с повышенным уровнем пластичности и ударной вязкости, характерным для сталей, легированных никелем [25]. Подобное изменение свойств под воздействием Q-n-p-обработки объясняется ростом объёмной доли остаточного аустенита в структуре стали [2, 26, 27]. Для оценки фазового состояния Q-n-P-обработанных образцов были выполнены рентгеноструктурные исследования, результаты которых представлены на рис. 3 и 4, а также приведены в табл. 1. На дифрактограмме образца, подвергнутого за-

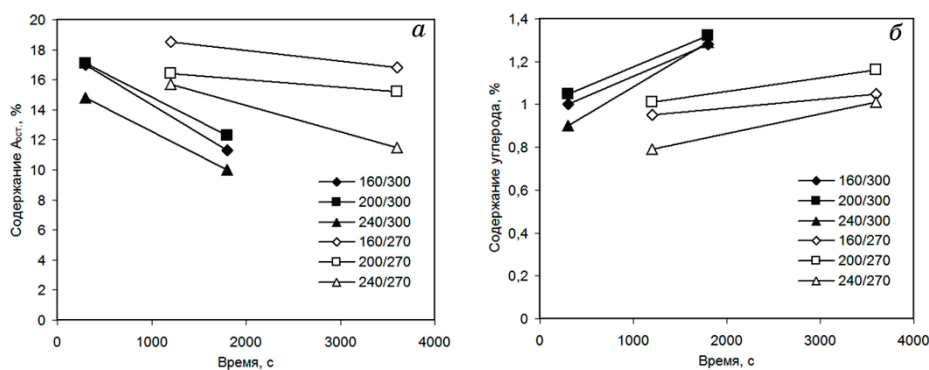


**Рис. 3.** Диффрактограммы образцов стали 60C2XΦА, прошедших Q-n-P-обработку при P = 270°C (а) и P = 300°C (б).

**Fig. 3.** Diffractograms of 60C2XΦA steel samples that underwent Q-n-P treatment at P = 270°C (a) and P = 300°C (b).

калке и низкому отпуску, присутствует лишь один слабый пик (200) аустенита, что говорит о невысоком содержании  $A_{ост}$  в структуре стали (6,4%). В то же время, на диффрактограммах Q-n-P-образов, обработанных при Q = 160°C и Q = 200°C, чётко выявляются все дифракционные максимумы  $\gamma$ -железа, лежащие в исследованном диапазоне углов 2 $\theta$ , а именно (111), (200), (220) и (311); это указывает на повышенную объёмную долю аустенита в структуре (16,3–19%) (табл. 1).

Рост температуры «Q» до 240°C привёл к уменьшению интегральной интенсивности аустенитных максимумов, что соответствует меньшему содержанию остаточного аустенита в стали (12,7–15,7%). Как следует из рис. 4, а, максимальное количество  $A_{ост}$  фиксируется при Q = 160–200°C с небольшими выдержками на стадии «Partitioning». С увеличением времени выдержки доля аустенита в структуре снижается, причём наиболее резко — при повы-



**Рис. 4.** Влияние выдержки на стадии «Partitioning» на количество  $A_{ост}$  (а) и содержание углерода в аустените (б) Q-n-P-обработанной стали 60С2ХФА.

**Fig. 4.** The effect of aging the ‘Partitioning’ stage on the quantity of  $A_{ост}$  (a) and the carbon content in austenite (б) Q-n-P treated 60С2ХФА steel.

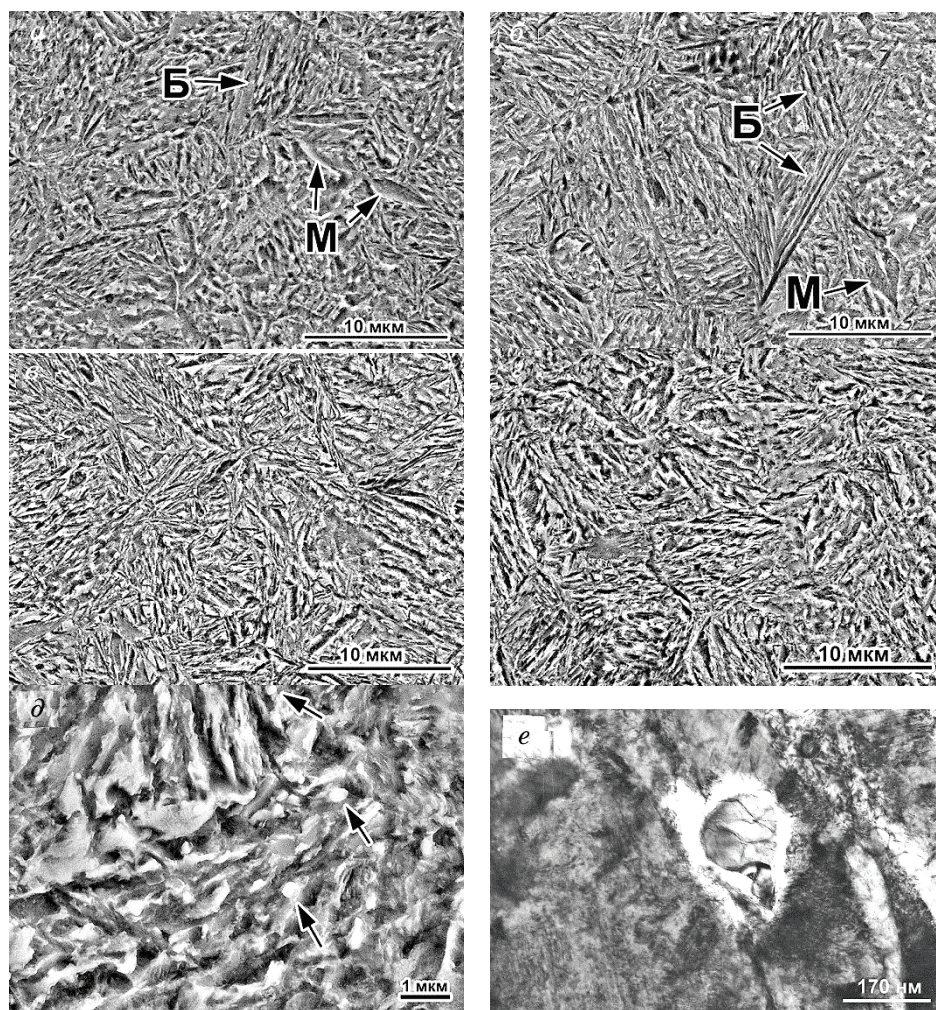
шенной температуре «Р».

Таким образом, Q-n-P-обработка увеличила количество  $A_{ост}$  в 2–3 раза по сравнению с закалкой и низким отпуском. Это стало следствием насыщения аустенита углеродом на стадии «Partitioning». Как следует из рис. 4, б, с увеличением длительности этой стадии концентрация углерода в аустените нарастает, причём наиболее интенсивно (до 1,30–1,35%) — при температуре повышенной диффузионной подвижности углерода ( $P = 300^{\circ}\text{C}$ ) (рис. 4, б). В случае приостановки закалки при температуре, близкой к точке  $M_n$  ( $Q = 240^{\circ}\text{C}$ ), количество углерода в остаточном аустените заметно снижается при любой температуре «Partitioning». В целом, изменение концентрации углерода в аустените хорошо коррелирует с динамикой количества  $A_{ост}$  при варьировании режимами Q-n-P-обработки.

СЭМ изображения микроструктуры Q-n-P-обработанных образцов представлены на рис. 5. Судя по изображениям, микроструктура стали состоит из мартенсита и пакетов реек бейнитного феррита (рис. 5, а, б). Существенных отличий в микроструктуре образцов, обработанных по различным режимам, не выявлено. Во всех случаях в структуре присутствуют округлые включения диаметром 0,09–0,26 мкм, предположительно являющиеся карбидами ванадия (рис. 5, д, е).

Тонкую структуру образцов изучали с помощью ПЭМ. В участках бейнита выявлены параллельные рейки бейнитного феррита толщиной от 100 до 470 нм; они чередуются с аустенитом, залегающим в виде плёночных прослоек толщиной от 20 до 70 нм (рис. 6, а). Также в структуре присутствует мартенсит, имеющий по сравнению с бейнитом более высокую плотность дислокаций (рис. 6, б).

Мартенсит граничит с блочными или вытянутыми участками



**Рис. 5.** Микроструктура стали 60С2ХΦА после Q-n-P-обработки по режимам:  $Q_{160}/P_{300}/(300 \text{ с})$  (а);  $Q_{160}/P_{270}/(300 \text{ с})$  (б);  $Q_{240}/P_{300}/(300 \text{ с})$  (в);  $Q_{240}/P_{270}/(1200 \text{ с})$  (г-е). (а-д) — СЭМ-изображения, е — ПЭМ-изображение.

**Fig. 5.** The microstructure of 60C2XΦA steel after Q-n-P treatment according to the following modes:  $Q_{160}/P_{300}/(300 \text{ s})$  (a);  $Q_{160}/P_{270}/(300 \text{ s})$  (b);  $Q_{240}/P_{300}/(300 \text{ s})$  (c);  $Q_{240}/P_{270}/(1200 \text{ s})$  (d-e). (a-d)—SEM images, e—TEM image.

аустенита (рис. 6, в). Присутствие аустенита подтверждается тёмнополюсными изображениями структуры, выполненными в рефлексах  $\gamma$ -фазы (рис. 6, в, г).

Отличительной особенностью тонкой структуры Q-n-P-образцов является отсутствие цементитных карбидов, которые не были выявлены при анализе электронограмм и тёмнополюсных изображе-

ний. В то же время, в мартенситных рейках обнаружены промежуточные карбиды (показаны стрелками на рис. 6, *д*), возникшие в результате отпуска мартенсита на стадии «Partitioning». Выделение промежуточных карбидов из мартенсита в сталях с повышенным содержанием кремния при Q-n-P-обработке было описано ранее в ряде работ [28–30]. Полученные результаты подтверждают данные J. Speer [31] о том, что кремний подавляет лишь выделение цементита, оказывая слабое ингибирующее влияние на формирование  $\epsilon$ -карбида.

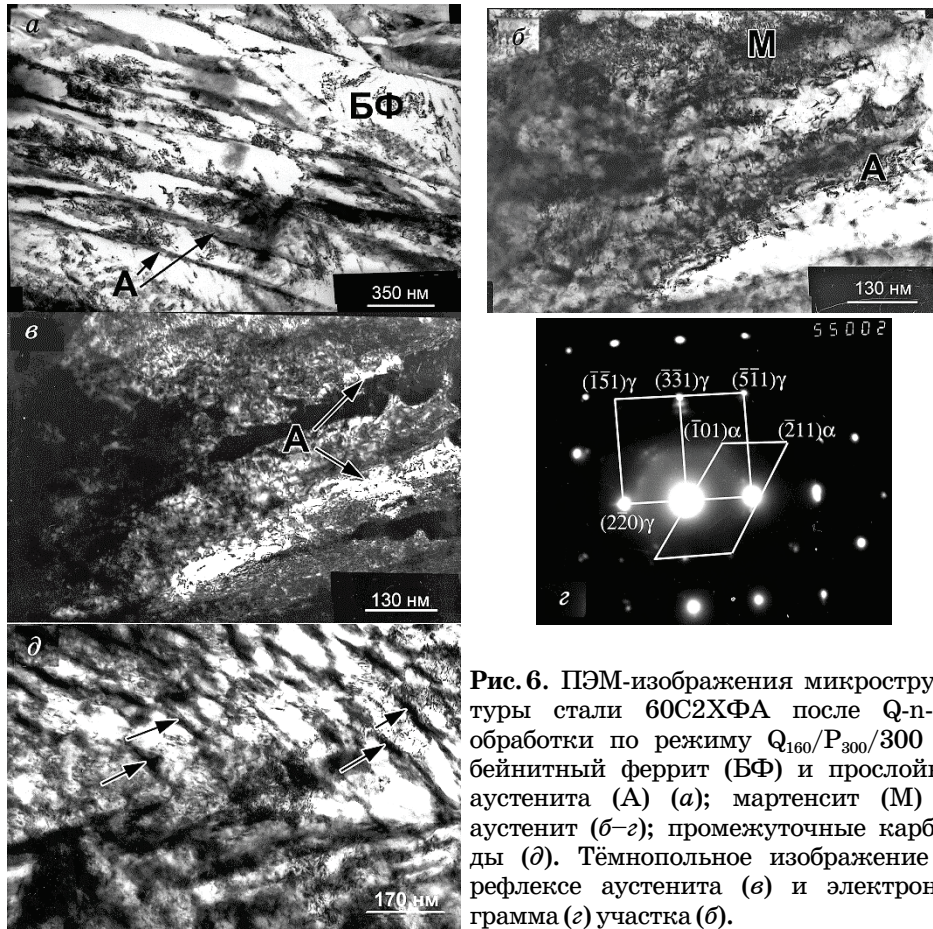
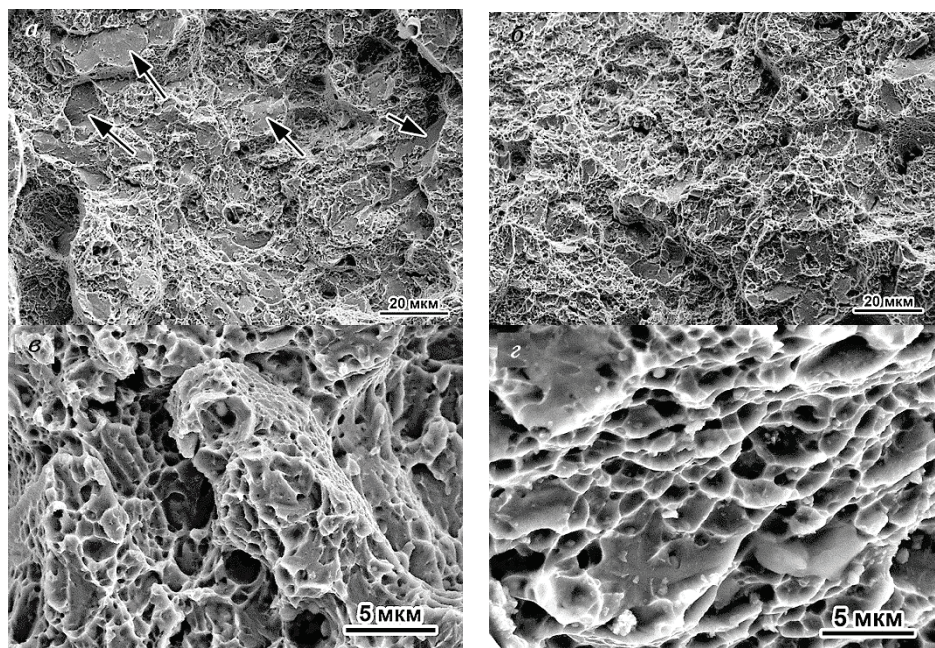


Рис. 6. ПЭМ-изображения микроструктуры стали 60C2XФА после Q-n-P-обработки по режиму Q<sub>160</sub>/P<sub>300</sub>/300 с: бейнитный феррит (БФ) и прослойки аустенита (А) (а); мартенсит (М) и аустенит (б–г); промежуточные карбиды (д). Тёмнопольное изображение в рефлексе аустенита (е) и электронограмма (z) участка (б).

Fig. 6. TEM images of the microstructure of 60C2XFA steel after Q-n-P treatment according to Q<sub>160</sub>/P<sub>300</sub>/300 s mode: bainitic ferrite (БФ) and austenite layer (А) (a); martensite (М) and austenite (б–г); intermediate carbides (д). The dark-field image in the austenite reflex (e) and electron diffraction pattern (z) of section (б).

Повышение количества  $A_{ост}$  в результате Q-n-P-обработки вносит изменение в механизм разрушения образцов при динамическом приложении нагрузки (рис. 7). Излом стали в состоянии закалки и отпуска при 300°C отличается наличием крупных фасеток скола по плоскостям спайности (показаны стрелками на рис. 7, а), чередующихся с участками квазискола. В Q-n-P-обработанных образцах площадь участков скола резко уменьшена (рис. 7, б). Поверхность излома в основном сформирована участками квазискола с развитым рельефом (рис. 7, в), а также зонами вязкого ямочного отрыва (рис. 7, г). Таким образом, характер излома свидетельствует о более энергоёмком механизме разрушения Q-n-P-образцов, что согласуется с существенным ростом ударной вязкости стали по сравнению с закалкой и низким отпуском.

Механизм формирования микроструктуры на стадии «Partitioning» является ключевым в понимании процессов, протекающих в ходе Q-n-P-обработки. Согласно существующим представлениям возможны два сценария структурообразования на стадии «Partitioning». По одному из сценариев в ходе выдержки происходит лишь перераспределение углерода из мартенсита в аустенит, сопро-



**Рис. 7.** Вид изломов ударных образцов: закалка и отпуск при 300°C (а); Q-n-P-обработка ( $Q_{160}/P_{300}/300$  с) (б, в).

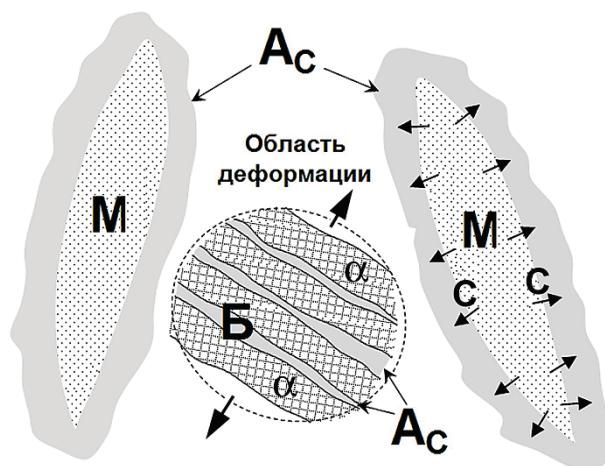
**Fig. 7.** The form of fractures of impact samples: quenching and tempering at 300°C (a); Q-n-P processing ( $Q_{160}/P_{300}/300$  s) (б, в).

вождаемое увеличением количества  $A_{\text{ост}}$  [2]. Согласно второму сценарию на количество остаточного аустенита и его насыщенность углеродом влияют конкурирующие процессы, а именно: а) перераспределение углерода, ведущее к повышению количества  $A_{\text{ост}}$ , и б) бейнитное превращение, снижающее долю остаточного аустенита [9]. По всей видимости, второй сценарий реализуется при Q-n-P наиболее часто, поскольку известно, что формирование мартенсита в ходе прерванной закалки резко дестабилизирует переохлаждённый аустенит к бейнитному превращению за счёт формирования дополнительных мест зарождения  $\alpha$ -фазы в результате деформации аустенита мартенситными кристаллами [32–34]. Поэтому, несмотря на то, что стадия «Partitioning» проводится, как правило, при температурах повышенной устойчивости аустенита в районе точки  $M_n$ , выдержка на стадии «P» может сопровождаться превращением аустенита в бейнит. Подтверждением второго «сценария» является присутствие бейнита в структуре Q-n-P-обработанных образцов стали 60С2ХФА (рис. 5, б).

Ранее авторы данной статьи исследовали влияние предварительного подстуживания ниже точки  $M_n$  на кинетику бейнитного превращения в стали 60С2ХФА [35]. Было установлено, что в случае охлаждения до 160°C превращение при 300°C и 270°C завершается (приостанавливается) после выдержки в течение 300 с и 700 с, а в случае охлаждения до 200°C — после 820 с и 300 с соответственно.

Сопоставление этих данных с графиком Q-n-P-обработки (рис. 1) показывает, что для всех опробованных режимов длительность стадии «Partitioning» превышает время завершения бейнитного превращения при конкретной температуре выдержки, т.е. данное превращение вносит определённый вклад в формирование микроструктуры и свойств стали. Как показано в классической работе [36], наличие повышенного количества кремния в стали препятствует выделению цементита в ходе бейнитной реакции, приводя к накоплению углерода в аустенитных участках (при концентрациях до 1% кремний не оказывает подобного влияния [37]). Это способствует формированию бескарбидного бейнита с повышенной долей остаточного аустенита. Поскольку бескарбидный нижний бейнит обладает высоким уровнем свойств [1, 38, 39], его присутствие в структуре Q-n-P обработанной стали является желательным.

Можно предположить, что накопление углерода в аустените в разных участках структуры протекает по различным механизмам (рис. 8). Моделирование процесса перераспределения углерода из мартенсита в аустенит [40, 41] и результаты исследований, приведённых в [9–11], убедительно показывают, что в ходе «Partitioning» углерод накапливается в прилегающем к мартенситу слое аустенита толщиной до  $\cong 5$  нм. Это объясняется разницей в энергии активации диффузии углерода в  $\alpha$ - и  $\gamma$ -фазах (80,4 кДж/моль и



**Рис. 8.** Схема формирования обогащённого углеродом аустенита ( $A_c$ ) на стадии «Partitioning».

**Fig. 8.** Scheme of the formation of carbon-rich austenite ( $A_c$ ) at the stage of 'Partitioning'.

135,7 кДж/моль, соответственно [30]).

Согласно расчётам, выполненным по методике [30], гомогенизация аустенитного участка шириной 70 нм по углероду при температурах «Partitioning» требует достаточно длительных выдержек, составляющих 285 с при  $P = 300^\circ\text{C}$  и 1405 с — при  $P = 270^\circ\text{C}$ . Следовательно, в процессе «Partitioning» аустенитные участки пребывают в неоднородном по углероду состоянии. Пограничные участки аустенита в наибольшей степени деформированы мартенситом, однако быстрому развитию бейнитного превращения в этих участках препятствует их насыщенность углеродом [41]. Зона пластической деформации распространяется за пределы насыщенного аустенитного слоя, поэтому по мере удаления от мартенситного кристалла, и, соответственно, снижения концентрации углерода, в аустените стимулируется бейнитное превращение. Его началу предшествует перераспределение углерода в  $\gamma$ -фазе с расслоением на обогащённые и обеднённые участки аустенита [42]. Обеднённые участки превращаются в рейки  $\alpha$ -фазы, а обогащённые сохраняются в виде плёночных прослоек остаточного аустенита. Выделению карбидов из  $\alpha$ - и  $\gamma$ -фаз препятствует кремний, присутствующий в составе стали. Ширина обогащённой зоны вокруг мартенсита и толщина аустенитных прослоек в бейните снижаются с температурой выдержки в результате ограничения диффузионной подвижности атомов углерода.

В то время как режимы с  $Q = 160^\circ\text{C}$  и  $200^\circ\text{C}$  практически равноценны по влиянию на количество  $A_{\text{ост}}$ , повышение температуры «Q»



до 240°C приводит к уменьшению доли аустенита в структуре. Это объясняется различиями в количестве мартенсита закалки, возникшего на стадии «Quenching». Количество мартенсита можно определить по известному выражению Koistinen–Marburger [43], описывающему кинетику атермического мартенситного превращения в сталях:

$$f = 1 - \exp(-0,012(M_n - T)), \quad (4)$$

где  $f$  — объёмная доля мартенсита, образованного при температуре  $T$  [°C] ниже мартенситной точки  $M_n$ .

Расчёт по выражению (4) показал, что количество мартенсита закалки при температурах «Q», равных 240°C, 200°C и 160°C, составляет 18,4%, 49,5% и 68,8%, соответственно. Таким образом, в случае при охлаждении до 240°C возникает небольшое количество мартенсита, недостаточное для создания протяжённой межфазной границы «мартенсит/аустенит», через которую может происходить перераспределение углерода на стадии «Partitioning». Следовательно, при выборе параметров Q-n-P-обработки необходимо ориентироваться на получение в структуре 50–70% мартенсита закалки. В этом случае после Q-n-P-обработки в стали сформируется триплексная структура (мартенсит отпуска, бескарбидный бейнит,  $A_{ост}$ ), обладающая высоким комплексом свойствами. Увеличение количества мартенсита свыше 70% может привести к резкому уменьшению доли бейнита в пользу мартенсита отпуска со снижением уровня свойств.

Для всех использованных режимов Q-n-p-обработки длительность стадии «Partitioning» превышает время завершения (приостановки) бейнитного превращения при соответствующей температуре [35]. Тем не менее, с ростом времени выдержки количество остаточного аустенита снижается, что указывает на возобновление бейнитного превращения на поздних стадиях обработки. Таким образом, можно говорить об определённой стадийности бейнитного превращения в стали 60С2ХФА с периодическим затуханием по мере обогащения углеродом остающейся  $\gamma$ -фазы. Подтверждением последнего является рост концентрации углерода в остаточном аустените (до ~1,3% C) по мере удлинения стадии «Partitioning» (рис. 4, б).

Длительность «Partitioning» должна выбираться с учётом кинетики бейнитного превращения при данной температуре с тем, чтобы аустенит с пониженной концентрацией углерода успевал максимально полно превращаться в бейнит на стадии «Partitioning». В противном случае он превращается в мартенсит по её завершению, что чревато охрупчиванием металла. В то же время слишком длинные выдержки вызывают снижение объёмной доли  $A_{ост}$ , что, как

следует из рис. 2, отрицательно сказывается на механических свойствах стали.

Представленные результаты показывают, что Q-n-P-обработка достаточно эффективно повышает комплекс механических свойств низколегированной стали, позволяя достичь высокопрочного состояния ( $\sigma_{\text{в}}$  свыше 2000 МПа) при сохранении вязкого характера разрушения.

Исследования выполнены в рамках проекта (№ 0117U002270), финансируемого Министерством образования и науки Украины.

#### 4. ВЫВОДЫ

1. Q-n-P-термическая обработка с закалочным охлаждением до 160–200°C и последующей выдержкой при 300°C в течение 300 с приводит к формированию в стали 60С2ХФА гетерофазной структуры, состоящей из мартенсита отпуска (50–69%), бескарбидного бейнита и остаточного аустенита (17–19%). Такая структура обеспечивает стали высокопрочное состояние ( $\sigma_{\text{в}} = 2000\text{--}2100$  МПа, твёрдость 53 HRC) при повышенных пластичности ( $\delta = 5\text{--}6\%$ ,  $\psi = 19\%$ ) и ударной вязкости ( $KCU_{20} = 64\text{--}72$  Дж/см<sup>2</sup>); показатель PSE составляет 10,6–12 ГПа·%. Увеличение времени выдержки на стадии «Partitioning» сопровождается снижением комплекса свойств, что связано с уменьшением содержания остаточного аустенита в структуре.

2. Q-n-P-обработанная сталь 60С2ХФА разрушается при динамическом нагружении преимущественно по вязкому механизму, сочетающему квазискол с образованием ямок вязкого отрыва.

3. Q-n-P-обработка приводит к 1,5–2-кратному обогащению остаточного аустенита в стали 60С2ХФА по углероду относительно её марочного состава. По мере увеличения длительности выдержки на стадии «Partitioning» от 300 до 1800 с при P = 300°C и от 1200 до 3600 с при P = 270°C концентрация углерода в остаточном аустените возрастает с 0,95–1,05% до 1,28–1,32%.

#### ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. C. Garcia-Mateo, T. Sourmail, F. G. Caballero, V. Smanio, M. Kuntz, C. Ziegler, A. Leiro, E. Vuorinen, R. Elvira, and T. Teeri, *Mater. Sci. Technol.*, **30**: 1071 (2014).
2. J. G. Speer, D. V. Edmonds, F. C. Rizzo, and D. K. Matlock, *Current Opinion in Solid State Mater. Sci.*, **8**: 219 (2004).
3. V. V. Kukhar, A. V. Grushko, and I. V. Vishtak, *Solid State Phenom.*, **284**: 408 (2018).
4. Q. Li, X. Huang and W. Huang, *Mater. Sci. Eng. A*, **662**: 129 (2016).
5. N. Zhong, X. D. Wang, L. Wang, and Y. H. Rong, *Mater. Sci. Eng. A*, **506**: 111

- (2009).
6. S. Yan, X. Liu, W. J. Liu, T. Liang, B. Zhang, L. Liu, and Y. Zhao, *Mater. Sci. Eng. A*, **684**: 261 (2017).
  7. J. G. Speer, F. C. Rizzo, D. K. Matlock, and D. V. Edmonds, *Mat. Res.*, **8**: 417 (2005).
  8. V. G. Efremenko, V. I. Zurnadzhi, Yu. G. Chabak, O. V. Tsvetkova, and A. V. Dzherenova, *Mater. Sci.*, **53**, No. 1: 67 (2017).
  9. A. J. Clarke, J. G. Speer, M. K. Miller, R. E. Hackenberg, D. V. Edmonds, D. K. Matlock, and E. De Moor, *Acta Mater.*, **56**: 16 (2008).
  10. M. J. Santofimia, L. Zhao, R. Petrov, C. Kwakernaak, W. G. Sloof, and J. Sietsma, *Acta Mater.*, **59**: 6059 (2011).
  11. Y. Toji, G. Miyamoto, and D. Raabe, *Acta Materialia*, **86**: 137 (2015).
  12. H. Jirkova, B. Masek, M. F.-X. Wagner, D. Langmajerova, L. Kucerova, R. Treml, and D. Kiener, *J. Alloys Compd.*, **615**: 163 (2014).
  13. O. Hesse, J. Merker, M. Brykov, and V. Efremenko, *Tribol. Schmierungstechn.*, **60**, No. 6: 37 (2013) (in German).
  14. L. S. Malinov, *Russian Metallurgy (Metally)*, **6**: 81 (1999).
  15. M. F. Gallagher, J. G. Speer, D. K. Matlock, and N. M. Fonstein, *Proc. of Symp. 'Zinc-Coated Steels' (Sept., 2002)* (Warrendale, PA: ISS-AIME: 2002), p. 153.
  16. C. Garcia-Mateo, F. G. Caballero, T. Sourmail, M. Kuntz, J. Cornide, V. Smanio, and R. Elvira, *Mater. Sci. Eng. A*, **549**: 185 (2012).
  17. J. Sun, H. Yu, S. Wang, and Y. Fan, *Mater. Sci. Eng. A*, **596**: 89 (2014).
  18. J. Zhang, H. Ding, C. Wang, J. Zhao, and T. Ding, *Mater. Sci. Eng. A*, **585**: 132 (2013).
  19. O. P. Ostash, V. V. Kulyk, V. D. Poznyakov, O. A. Haivorons'kyi, L. I. Markashova, V. V. Vira, Z. A. Duriagina, and T. L. Tepla, *Arch. Mater. Sci. Eng.*, **86**, No. 2: 49 (2017).
  20. J. Sun and H. Yu, *Mater. Sci. Eng. A*, **586**: 100 (2013).
  21. N. H. Van Dijk, A. M. Butt, and L. Zhao, *Acta Mater.*, **53**, No. 20: 5439 (2005).
  22. M. Zhou, G. Xu, and L. Wang, *Trans. Indian Inst. Met.*, **70**, No 6: 1447 (2017).
  23. S. Zhou, K. Zhang, Y. Wang, J. F. Gu, and Y. H. Rong, *Mater. Sci. Eng. A*, **528**: 8006 (2011).
  24. М. И. Гольдштейн, С. В. Грачев, Ю. Г. Векслер, *Специальные стали* (Москва: Металлургия: 1985).
  25. L. N. Belyakov, A. F. Petrakov, N. G. Pokrovskaya, and A. B. Shal'kevich, *Met. Sci. Heat Treat.*, **39**, No. 8: 334 (1998).
  26. A. D. Koval', V. G. Efremenko, M. N. Brykov, M. I. Andrushchenko, R. A. Kulikovskii, and A. V. Efremenko, *J. Friction Wear*, **33**, No. 2: 153 (2012).
  27. G. Gao, H. Zhang, X. Gui, P. Luo, Z. Tan, and B. Bai, *Acta Mater.*, **76**: 425 (2014).
  28. F. H. Akbary, J. Sietsma, G. Miyamoto, T. Furuahara, and M. J. Santofimia, *Acta Mater.*, **104**: 72 (2016).
  29. F. H. Akbary, J. Sietsma, G. Miyamoto, N. Kamikawa, R. H. Petrov, T. Furuahara, and M. J. Santofimia, *Mater. Sci. Eng. A*, **677**: 505 (2016).
  30. H. Y. Li, X. W. Lu, W. J. Li, and X. J. Jin, *Metall. Mater. Trans. A*, **41**: 1284 (2010).
  31. D. V. Edmonds, K. He, F. C. Rizzo, B. C. De Cooman, D. K. Matlock, and J. G. Speer, *Mater. Sci. Eng. A*, **438–440**: 25 (2006).

32. A. Navarro-Lopez, J. Sietsma, and M. J. Santofimia, *Metall. Mater. Trans.*, **47**: 1028 (2016).
33. O. Hesse, J. Liefeth, M. Kunert, A. Kapustyan, M. Brykov, and V. Efremenko, *Tribol. Schmierungstech.*, **63**, No. 2: 5 (2015) (in German).
34. W. Gong, Y. Tomota, S. Harjoa, Y. H. Sua, and K. Aizawa, *Acta Mater.*, **85**, No. 15: 243 (2015).
35. В. И. Зурнаджи, В. Г. Ефременко, М. Н. Брыков, А. В. Джеренова, *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*, № 2: 23 (2017).
36. Г. В. Курдюмов, Л. М. Утевский, Р. И. Энтин, *Превращения в железе и стали* (Москва: Наука: 1977).
37. С. О. Кузьмин, В. Г. Ефременко, Ю. Г. Чабак, Е. В. Цветкова, *Металлофиз. новейшие технол.*, **35**, No 9: 1271 (2013).
38. J. Zhao, J. Li, H. Ji, and T. Wang, *Materials (Basel)*, **10**, No. 8: 874 (2017).
39. C. Garcia-Mateo and F. G. Caballero, *ISIJ Int.*, **11**: 1736 (2005).
40. E. J. Seo, L. Cho, and B.C. De Cooman, *Acta Mater.*, **107**: 354 (2016).
41. A. S. Nishikawa, M. J. Santofimia, J. Sietsma, and H. Goldenstein, *Acta Mater.*, **142**: 142 (2018).
42. А. А. Жуков, В. И. Савуляк, Т. Ф. Архипова, *Металлофиз. новейшие технол.*, **21**, No. 2: 93 (1999).
43. D. P. Koistinen and R. E. Marburger, *Acta Metall.*, **7**, No. 1: 59 (1959).

## REFERENCES

1. C. Garcia-Mateo, T. Sourmail, F. G. Caballero, V. Smanio, M. Kuntz, C. Ziegler, A. Leiro, E. Vuorinen, R. Elvira, and T. Teeri, *Mater. Sci. Technol.*, **30**: 1071 (2014).
2. J. G. Speer, D. V. Edmonds, F. C. Rizzo, and D. K. Matlock, *Current Opinion in Solid State Mater. Sci.*, **8**: 219 (2004).
3. V. V. Kukhar, A. V. Grushko, and I. V. Vishtak, *Solid State Phenom.*, **284**: 408 (2018).
4. Q. Li, X. Huang and W. Huang, *Mater. Sci. Eng. A*, **662**: 129 (2016).
5. N. Zhong, X. D. Wang, L. Wang, and Y. H. Rong, *Mater. Sci. Eng. A*, **506**: 111 (2009).
6. S. Yan, X. Liu, W. J. Liu, T. Liang, B. Zhang, L. Liu, and Y. Zhao, *Mater. Sci. Eng. A*, **684**: 261 (2017).
7. J. G. Speer, F. C. Rizzo, D. K. Matlock, and D. V. Edmonds, *Mat. Res.*, **8**: 417 (2005).
8. V. G. Efremenko, V. I. Zurnadzhi, Yu. G. Chabak, O. V. Tsvetkova, and A. V. Dzherenova, *Mater. Sci.*, **53**, No. 1: 67 (2017).
9. A. J. Clarke, J. G. Speer, M. K. Miller, R. E. Hackenberg, D. V. Edmonds, D. K. Matlock, and E. De Moor, *Acta Mater.*, **56**: 16 (2008).
10. M. J. Santofimia, L. Zhao, R. Petrov, C. Kwakernaak, W. G. Sloof, and J. Sietsma, *Acta Mater.*, **59**: 6059 (2011).
11. Y. Toji, G. Miyamoto, and D. Raabe, *Acta Materialia*, **86**: 137 (2015).
12. H. Jirkova, B. Masek, M. F.-X. Wagner, D. Langmajerova, L. Kucerova, R. Treml, and D. Kiener, *J. Alloys Compd.*, **615**: 163 (2014).
13. O. Hesse, J. Merker, M. Brykov, and V. Efremenko, *Tribol. Schmierungstech.*, **60**, No. 6: 37 (2013) (in German).

14. L. S. Malinov, *Russian Metallurgy (Metally)*, **6**: 81 (1999).
15. M. F. Gallagher, J. G. Speer, D. K. Matlock, and N. M. Fonstein, *Proc. of Symp. 'Zinc-Coated Steels' (Sept., 2002)* (Warrendale, PA: ISS-AIME: 2002), p. 153.
16. C. Garcia-Mateo, F. G. Caballero, T. Sourmail, M. Kuntz, J. Cornide, V. Smanio, and R. Elvira, *Mater. Sci. Eng. A*, **549**: 185 (2012).
17. J. Sun, H. Yu, S. Wang, and Y. Fan, *Mater. Sci. Eng. A*, **596**: 89 (2014).
18. J. Zhang, H. Ding, C. Wang, J. Zhao, and T. Ding, *Mater. Sci. Eng. A*, **585**: 132 (2013).
19. O. P. Ostash, V. V. Kulyk, V. D. Poznyakov, O. A. Haivorons'kyi, L. I. Markashova, V. V. Vira, Z. A. Duriagina, and T. L. Tepla, *Arch. Mater. Sci. Eng.*, **86**, No. 2: 49 (2017).
20. J. Sun and H. Yu, *Mater. Sci. Eng. A*, **586**: 100 (2013).
21. N. H. Van Dijk, A. M. Butt, and L. Zhao, *Acta Mater.*, **53**, No. 20: 5439 (2005).
22. M. Zhou, G. Xu, and L. Wang, *Trans. Indian Inst. Met.*, **70**, No 6: 1447 (2017).
23. S. Zhou, K. Zhang, Y. Wang, J. F. Gu, and Y. H. Rong, *Mater. Sci. Eng. A*, **528**: 8006 (2011).
24. M. I. Gol'dshtein, S. V. Grachev, and Yu. G. Veksler, *Special'nye Stali* [Alloyed Steels] (Moscow: Metallurgiya: 1985) (in Russian).
25. L. N. Belyakov, A. F. Petrakov, N. G. Pokrovskaya, and A. B. Shal'kevich, *Met. Sci. Heat Treat.*, **39**, No. 8: 334 (1998).
26. A. D. Koval, V. G. Efremenko, M. N. Brykov, M. I. Andrushchenko, R. A. Kulikovskii, and A. V. Efremenko, *J. Friction Wear*, **33**, No. 2: 153 (2012).
27. G. Gao, H. Zhang, X. Gui, P. Luo, Z. Tan, and B. Bai, *Acta Mater.*, **76**: 425 (2014).
28. F. H. Akbary, J. Sietsma, G. Miyamoto, T. Furuhashi, and M. J. Santofimia, *Acta Mater.*, **104**: 72 (2016).
29. F. H. Akbary, J. Sietsma, G. Miyamoto, N. Kamikawa, R. H. Petrov, T. Furuhashi, and M. J. Santofimia, *Mater. Sci. Eng. A*, **677**: 505 (2016).
30. H. Y. Li, X. W. Lu, W. J. Li, and X. J. Jin, *Metall. Mater. Trans. A*, **41**: 1284 (2010).
31. D. V. Edmonds, K. He, F. C. Rizzo, B. C. De Cooman, D. K. Matlock, and J. G. Speer, *Mater. Sci. Eng. A*, **438–440**: 25 (2006).
32. A. Navarro-Lopez, J. Sietsma, and M. J. Santofimia, *Metall. Mater. Trans.*, **47**: 1028 (2016).
33. O. Hesse, J. Liefelth, M. Kunert, A. Kapustyan, M. Brykov, and V. Efremenko, *Tribol. Schmierungstech.*, **63**, No. 2: 5 (2015) (in German).
34. W. Gong, Y. Tomota, S. Harjoa, Y. H. Sua, and K. Aizawa, *Acta Mater.*, **85**, No. 15: 243 (2015).
35. V. I. Zurnadzhy, V. G. Efremenko, M. N. Brykov, and A. V. Dzherenova, *Novi Materially i Tekhnologii v Metallurgii ta Mashinobuduvanni*, No. 2: 23 (2017) (in Russian).
36. G. V. Kurdyumov, L. M. Utevskii, and R. I. Entin, *Prevrashcheniya v Zheleze i Stali* [Transformations in Iron and Steels] (Moscow: Nauka: 1977) (in Russian).
37. S. O. Kuz'min, V. G. Efremenko, Yu. G. Chabak, and E. V. Tsvetkova, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **35**, No. 9: 1271 (2013) (in Russian).
38. J. Zhao, J. Li, H. Ji, and T. Wang, *Materials (Basel)*, **10**, No. 8: 874 (2017).
39. C. Garcia-Mateo and F. G. Caballero, *ISIJ Int.*, **11**: 1736 (2005).
40. E. J. Seo, L. Cho, and B.C. De Cooman, *Acta Mater.*, **107**: 354 (2016).

41. A. S. Nishikawa, M. J. Santofimia, J. Sietsma, and H. Goldenstein, *Acta Mater.*, **142**: 142 (2018).
42. A. A. Zhukov, V. I. Savuliak, and T. F. Arkhipova, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **21**, No. 2: 93 (1999) (in Russian).
43. D. P. Koistinen and R. E. Marburger, *Acta Metall.*, **7**, No. 1: 59 (1959).