

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

УДК 691.87:691.714:539.434

© Зурнаджи В.И.¹, Ефременко В.Г.², Матвиенко В.Н.³,
Брыков М.Н.⁴, Цветкова Е.В.⁵, Ксенита М.А.⁶

ФАЗОВО-СТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 60С2ХФА В СОСТОЯНИИ Q-n-P-T ОБРАБОТКИ

В статье описано влияние низкого отпуска на фазово-структурное состояние и механические свойства стали 60С2ХФА, предварительно подвергнутой Q-n-P («Quenching and Partitioning») термообработке. Установлено, что Q-n-P обработка (аустенизация с закалочным охлаждением до 160 °С и последующей выдержкой при 300 °С в течение 300 с) существенно повышает комплекс механических свойств стали по сравнению со стандартной закалкой и отпуском при 300 °С. Отпуск приводит к дополнительному росту прочности и пластичности стали. Изменения свойств связаны с формированием многофазной микроструктуры (мартенсит/нижний бейнит/аустенит), содержащей повышенное количество остаточного аустенита. Отпуск при температуре выше 200 °С уменьшает долю аустенита в структуре, что вызывает некоторое снижение ударной вязкости.

Ключевые слова: Q-n-P-T, микроструктура, прочность, пластичность, ударная вязкость.

Зурнаджи В.І., Єфременко В.Г., Матвієнко В.М., Брыков М.М., Цветкова О.В., Ксенита М.А. Фазово-структурний стан і механічні властивості сталі 60С2ХФА після Q-n-P-T обробки. В статті описано вплив низького відпуску на фазово-структурний стан та механічні властивості сталі 60С2ХФА, яку було піддано Q-n-P («Quenching and Partitioning») термічній обробці. Встановлено, що Q-n-P обробка (аустенизація із гартувальним охолодженням до 160 °С і наступною витримкою при 300 °С впродовж 300 с) істотно підвищує комплекс механічних властивостей сталі в порівнянні зі стандартним загартуванням та відпуском при 300 °С. Відпуск призводить до додаткового зростання міцності та пластичності сталі. Покращення властивостей пов'язано із формуванням багатofазної микроструктури (мартенсит/нижній бейніт/аустеніт), яка містить підвищену кількість залишкового аустеніту. Відпуск при температурі більш ніж 200 °С зменшує долю аустеніту в структурі, що викликає деяке зниження ударної в'язкості.

Ключові слова: Q-n-P-T, микроструктура, міцність, пластичність, ударна в'язкість.

V.I. Zurnadzy, V.G. Efremenko, V.M. Matvienko, M.M. Brykov, O.V. Tsvetkova, M.A. Ksenita. The phase-structural state and mechanical properties of 60Si2CrVA steel in the state of Q-n-P-T treatment. The article is dedicated to the effect of low-temperature tempering (at 200, 250, 300 °C for 90 min) on microstructure and mechanical properties of 60Si2CrVA steel, subjected to Q-n-P treatment. It has been found that

¹ аспірант, ГВУЗ «Приазовський державний технічний університет», г. Мариуполь, vadim.zurnadzy@gmail.com

² д-р техн. наук, професор, ГВУЗ «Приазовський державний технічний університет», г. Мариуполь, vgefremenko@gmail.com

³ д-р техн. наук, професор, ГВУЗ «Приазовський державний технічний університет», г. Мариуполь, matvivenkovn@gmail.com

⁴ д-р техн. наук, професор, ГВУЗ «Запорозький національний технічний університет», г. Запорозьке

⁵ канд. физ.-мат. наук, доцент, ГВУЗ «Приазовський державний технічний університет», г. Мариуполь

⁶ студент, ГВУЗ «Приазовський державний технічний університет», г. Мариуполь

the Q-n-P treatment greatly enhances the mechanical properties of 60Si2CrVA steel as compared to conventional treatment (quenching and tempering at 300 °C). This is due to the formation of a heterogeneous structure combining martensite, lower bainite and residual austenite. A low-temperature tempering at 200-300 °C after Q-n-P treatment results in a 2-fold increase in ductility while maintaining higher strength and hardness. After Q-n-P and Q-n-P-T treatments the steel can be destroyed through a more ductile mechanism combining a quasi-cleavage and the dimples formation. The tempering at 300 °C provides the highest level of the PSE («strength/ductility»), but causes a 30% decrease in impact toughness as compared to Q-n-P treatment. As the tempering temperature rises, the amount of residual austenite decreases to 14 vol. % with the increase in carbon concentration in residual austenite. The tempering at 300 °C leads to the formation of cementite carbides, which bring about a decrease in the impact toughness and the brittle component increase on the fracture surface.

Keywords: *Q-n-P-treatment, austenite, martensite, strength, ductility, impact toughness.*

Постановка проблемы и анализ последних исследований и публикаций. В настоящее время особую актуальность приобретают вопросы разработки и внедрения в производство технологий термической обработки, позволяющих достичь высокого комплекса механических и эксплуатационных свойств в низколегированных сталях. Применение высокопрочных сталей дает возможность уменьшать сечение изделий, облегчая конструкции и механизмы, что приводит к снижению затрат на их изготовление и эксплуатацию. Одним из направлений, обеспечивающих сочетание высоких прочности, пластичности и ударной вязкости в стали, является получение многофазной структуры композиционного типа, содержащей повышенное количество остаточного аустенита ($A_{ост}$). Аустенит обеспечивает релаксацию напряжений за счет микропластической деформации, и в то же время обеспечивает рост прочности и пластичности за счет реализации TRIP-эффекта при нагружении [1, 2].

В этом направлении активно развивается направление, предложенное Speer в 2003 году [3, 4] и названное «Quenching and Partitioning» (Q-n-P). Q-n-P – это термическая обработка, состоящая, как минимум, из следующих трех стадий: 1) стадия Q («quenching») – закалка с прерыванием охлаждения при температуре t_Q в интервале между точками M_n и M_s ; 2) стадия P («partitioning») – нагрев и выдержка при температуре t_P , как правило, выше точки M_n , достаточной для активизации диффузии углерода; 3) окончательное охлаждение. Применение данной технологии ведет к получению мартенситно-аустенитной структуры и, как следствие, высокого комплекса механических [5, 6] и трибологических [7] свойств низколегированных сталей. Количество остаточного аустенита после Q-n-P-обработки возрастает вследствие перераспределения углерода из мартенсита в γ -фазу с последующей стабилизацией последней. Долю $A_{ост}$ можно варьировать, изменяя температуру приостановки закалочного охлаждения, температуру и длительность стадии «partitioning», а так же условия охлаждения на завершающей стадии процесса [8, 9]. Q-n-P-обработка эффективна для сталей, содержащих повышенное количество кремния и (или) алюминия; к ним могут быть отнесены и высококремнистые рессорные стали.

Ввиду своей перспективности Q-n-P-обработка активно исследуется и внедряется за рубежом [10-12]. Известны различные модификации Q-n-P-обработки [13, 14], в числе которых – технология «Quenching-Partitioning-Tempering» (Q-n-P-T), особенностью которой является проведение дополнительного высокого отпуска [5]. Q-n-P-T позволяет повысить прочность стали за счет использования механизма дисперсионного упрочнения [6]. В то же время остается практически неизученным влияние низкого отпуска на свойства Q-n-P-обработанных сталей. Такой отпуск может быть полезен с точки зрения релаксации напряжений, возникающих на стадии окончательного охлаждения вследствие превращения части аустенита в мартенсит. В то же время, низкий отпуск может вызывать распад $A_{ост}$, что должно отразиться на свойствах стали. Эти вопросы требуют дополнительного изучения, что и стало предметом данной статьи.

Целью работы являлось исследование влияния низкого отпуска на фазово-структурное состояние и механические свойства стали 60C2XФА, подвергнутой Q-n-P-термической обработке.

Изложение основного материала. Методика исследований. В качестве материала использовали сталь марки 60C2XФА (ГОСТ 14959) химического состава: 0,53% C; 1,46% Si;

0,44% Mn; 0,95% Cr; 0,10% V; 0,016% S; 0,013% P. Исходные катаные прутки диаметром 20 мм ковали в квадрат сечением 12×12 мм, из которого изготавливали образцы для механических испытаний и дилатометрических исследований. Критические точки A_{c1} , A_{c3} и M_n для данной стали определяли с помощью оптического дилатометра; они составляют 790°C, 840°C и 257°C, соответственно. Исходя из положения критических точек, были выбраны режимы термической обработки. Аустенизацию образцов проводили в лабораторной муфельной электропечи при 880°C в течении 10 мин. Затем образцы первой группы (З+О) закаливали в масле и отпускали при 300°C в течении 90 мин. Образцы второй группы (Q-n-P) после аустенизации подвергали Q-n-P-обработке по режиму: (а) стадия Q: закалочное охлаждение до 160°C в ванне с расплавом сплава Вуда с выдержкой 15 с; (б) стадия P: выдержка в течение 300 с в ванне с расплавом ПОС-61 при температуре 300°C; (в) окончательное охлаждение на воздухе. Образцы третьей группы (Q-n-P-T) после Q-n-P-обработки подвергали отпуску при различных температурах (200, 250, 300°C) в течение 90 мин.

Испытания на растяжение проводили согласно ГОСТ 1497-84 на образцах с диаметром рабочей части 5 мм. Испытания на ударный изгиб выполняли согласно ГОСТ 9454-78 на образцах размером 7×10×55 мм с U-образным надрезом. Твердость измеряли по методу Роквелла (шкала С). Микроструктуру и поверхность изломов исследовали с помощью электронного сканирующего микроскопа (СЭМ) Ultra-55 Carl Zeiss. Фазовый состав стали определяли рентгеноструктурным методом с помощью дифрактометра ДРОН-3 в железном K_{α} -излучении. Количество остаточного аустенита рассчитывали по формуле [12]:

$$A_{ocm} = \frac{100\%}{1 + G(I_{\alpha} / I_{\gamma})}, \quad (1)$$

где I_{α} и I_{γ} – интегральные интенсивности дифракционных максимумов аустенита (200), (220), (311) и α -фазы (200), (211); G – коэффициент, соответствующей различным комбинациям пиков, равный: 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 $I_{\alpha}(211)/I_{\gamma}(311)$ [12]. Объемную долю аустенита находили как среднее арифметическое значений, определенных для различных пар линий.

Содержание углерода в остаточном аустените находили из выражения:

$$a_{\gamma} = 0,3556 + 0,00453x_C + 0,000095x_{Mn}, \quad (2)$$

где a_{γ} – параметр решетки аустенита (нм), x_C и x_{Mn} – концентрация углерода и марганца в аустените (масс. %), соответственно [15].

Параметр решетки аустенита определяли по положению линий аустенита (200) $_{\gamma}$ и (220) $_{\gamma}$ в соответствии с выражением [16]:

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

где h, k, l – индексы плоскости отражения; λ – длина волны рентгеновского излучения.

Угол θ указанных линий находили с помощью Гауссовской аппроксимации. Найденные значения θ были усреднены для использования при расчете a_{γ} по выражению (3).

Результаты исследований и их обсуждение. Как показали микроструктурные исследования, в результате закалки в стали 60С2ХФА сформировалась мартенситная структура, показанная на рис. 1, а. Видно, что мартенсит имеет игольчатую морфологию с наличием разнонаправленных игл длиной до 5-6 мкм. На фоне игл в отдельных зернах выявляются точечные включения светлой окраски диаметром до 1 мкм, возможно являющиеся карбидами ванадия (рис. 1, б).

После проведения Q-n-P обработки в структуре появились участки нижнего бейнита в виде пакетов параллельно залегающих реек (рис. 1, в). При этом структура стала более контрастной, приобрела более выраженный рельеф. Очевидно, это связано с началом распада мартенсита закалки, имевшим место на стадии «partitioning», в результате чего возросла травимость границ «мартенсит/бейнит» и «мартенсит/ A_{ocm} ». В структуре Q-n-P обработанной стали также выявляются светлые точечные включения по месту залегания мартенситных кристаллов.

Сравнение СЭМ-изображений, представленных на рисунках 1, в и 1, г-е, показывает, что проведение низкого отпуска после Q-n-P обработки не приводит к таким качественным изменениям микроструктуры (по сравнению с Q-n-P), которые могли бы быть выявлены при увеличении в 6 тыс. раз.

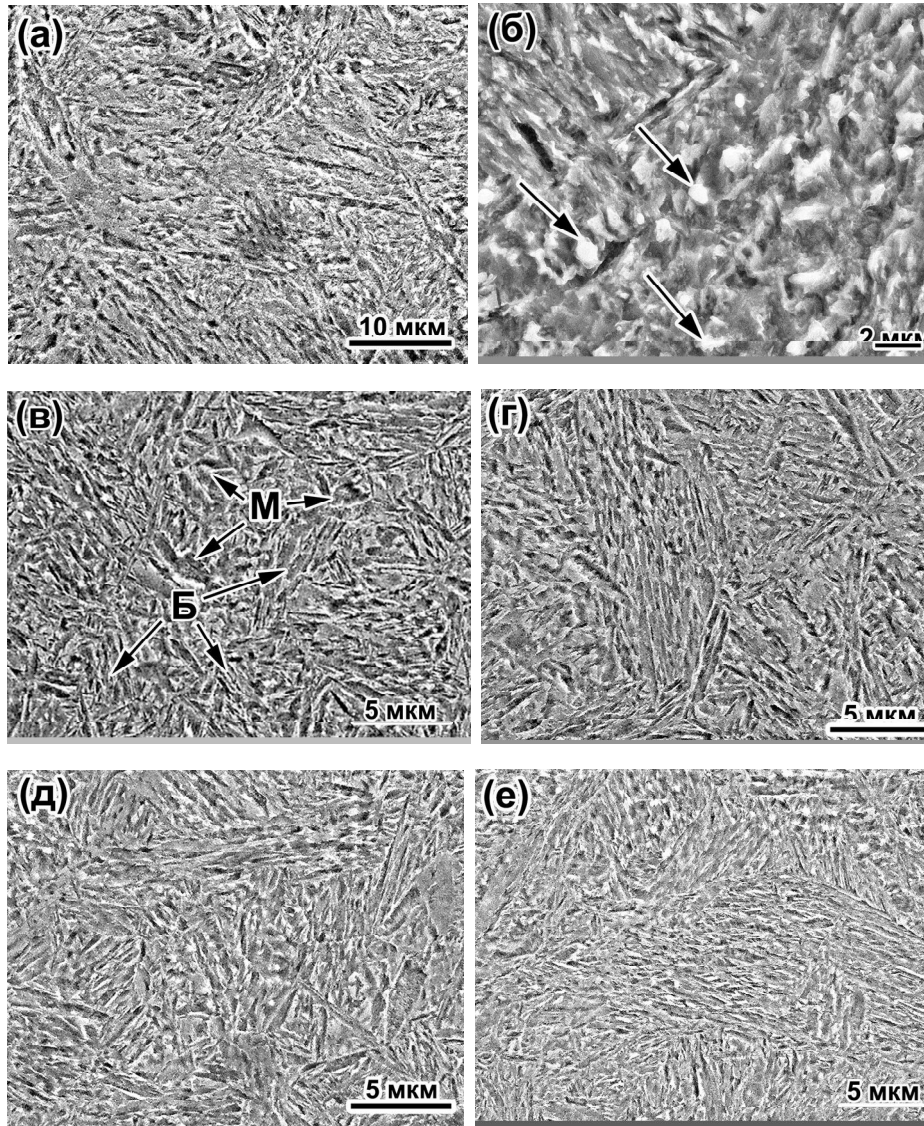


Рис. 1 – Микроструктура сталі 60С2ХФА після закалки і отпуску (а, б) і Q-n-P обробки: в – без отпуску; г – с отпуском при 200°C; д – 250°C; е – 300°C

Более информативным оказался рентгеноструктурный анализ. На рентгенограммах исследованных образцов были обнаружены дифракционные максимумы, относящиеся к альфа-Fe, гамма-Fe и цементитному карбиду Fe_3C (табл. 1). Судя по интенсивности линий $(110)_\alpha$, $(200)_\alpha$ и $(211)_\alpha$, в структуре преобладает альфа-железо. Минимальное количество $A_{ост}$ (9,4%) зафиксировано в закаленном образце, при этом о наличии аустенита можно надежно судить лишь по одному, самому сильному максимуму $(111)_\gamma$. Проведение Q-n-P обработки привело к тому, что отчетливо проявились все три пика аустенита ($(111)_\gamma$, $(200)_\gamma$, $(220)_\gamma$), что свидетельствует о резком приросте количества $A_{ост}$ (24,1%). Проведение дополнительного отпуска вызвало снижение доли остаточного аустенита. В наименьшей степени она уменьшилась после 200°C (до 21,8%); рост температуры отпуска до 250°C и 300°C привел к снижению количества $A_{ост}$ до 14,1% и 13,7%, соответственно. На дифрактограмме образца, отпущенного при 300°C, был выявлен слабый пик (130) цементита при $2\theta = 75,5^\circ$; для других режимов присутствие карбида не зафиксировано.

Содержание углерода в $A_{ост}$ после Q-n-P обработки составило 0,91%, что почти в два раза выше среднего содержания углерода в стали. Примерно такое же значение было зафиксировано и после отпуска при 200°C – 0,96%. Повышение температуры отпуска свыше 200°C вызвало резкое увеличение концентрации углерода в гамма-фазе до 1,18% после отпуска при 250°C и до 1,24% после отпуска при 300°C.

Таблица 1

Результаты обработки рентгенограмм стали 60С2ХФА

Термическая обработка	Выявленные дифракционные максимумы							Кол-во $A_{ост}$, %
	(111) γ	(110) α	-	-	(200) α	(220) γ	(211) α	
Закалка+300°C	(111) γ	(110) α	-	-	(200) α	(220) γ	(211) α	9,4
Q-n-P	(111) γ	(110) α	(200) γ	-	(200) α	(220) γ	(211) α	24,1
Q-n-P+200°C	(111) γ	(110) α	(200) γ	-	(200) α	(220) γ	(211) α	21,8
Q-n-P+250°C	(111) γ	(110) α	(200) γ	-	(200) α	(220) γ	(211) α	14,1
Q-n-P+300°C	(111) γ	(110) α	(200) γ	(130) $_{Fe_3C}$	(200) α	(220) γ	(211) α	13,7

Термообработанные образцы были подвергнуты испытаниям на механические свойства; результаты испытаний приведены в таблице 2. Как следует из таблицы, сталь 60С2ХФА после закалки и отпуска (300°C) обладает достаточно высокой прочностью и твердостью при практически нулевой пластичности и низкой ударной вязкости. По сравнению с (З+О) Q-n-P обработка обеспечила рост предела прочности на 150 МПа (величина σ_b превысила 2000 МПа), при этом сталь стала проявлять пластичность при испытаниях на растяжение ($\delta = 4\%$, $\psi = 21\%$), а ее ударная вязкость возросла в 3,7 раза. Дополнительный отпуск после Q-n-P при 200-250°C вызвал некоторое увеличение прочностных характеристик (до $\sigma_b = 2065$ МПа) при одновременном 1,5-2-кратном росте относительного удлинения (до 6-8%) и достижении максимальных значений ударной вязкости ($KCU = 62-63$ Дж/см²). Отпуск при более высокой температуре (300°C) дополнительно повысил пластичность, однако вызвал 30%-е снижение ударной вязкости (до 48 Дж/см²). В таблице также приведены значения показателя PSE (Product of Strength and Elongation [10]), отражающего комплексное изменение прочности и пластичности. Видно, что Q-n-P обработка почти в три раза увеличивает PSE, что свидетельствует о ее благоприятном воздействии на комплекс механических свойств стали 60С2ХФА. Применение низкого отпуска дополнительно повышает уровень PSE, причем с ростом температуры отпуска PSE монотонно увеличивается, достигнув после отпуска при 300°C 125%-й прибавки относительно Q-n-P обработки. Следует также отметить, что при всех экспериментальных режимах (Q-n-P/Q-n-P-T) твердость остается достаточно высокой (~52 HRC), что является положительным моментом, учитывая резкое увеличение пластичности и ударной вязкости стали.

Таблица 2

Механические свойства стали 60С2ХФА после термической обработки

Термическая обработка	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %	KCU, Дж/см ²	Твердость, HRC	PSE, МПа·%
Закалка+300°C	1861	1861	0	0	16,5	54,5	0
Q-n-P	1867	2022	4	13	59,0	51,5	8088
Q-n-P+200°C	1709	2047	6	22	62,0	52,0	12282
Q-n-P+250°C	1738	2065	8	22	63,5	51,5	16520
Q-n-P+300°C	1743	2023	9	24	48,5	52,0	18207

Изменение поведения стали при нагружении под воздействием Q-n-P обработки хорошо иллюстрирует вид кривых растяжения, показанных на рис. 2. Видно, что кривая для режима З+О представляет фактически прямую линию, т. е. деформация проходила в упругой области и закончилась хрупким изломом образца, что свидетельствует о низкой пластичности металла. На кривой образца, подвергнутого Q-n-P обработке, появляется участок отклонения от линейности, указывающий на пластическое течение металла при нагрузках, близких к пределу прочности. На кривых образцов, подвергнутых Q-n-P-T обработке, участок пластичности становится более протяженным по шкале абсцисс, т.е. при испытании металл испытывал достаточно интенсивное пластическое течение. Эти кривые оканчиваются ниспадающим участком, указывающим на формирование шейки в образце, что также является свидетельством повышенной пластичности металла.

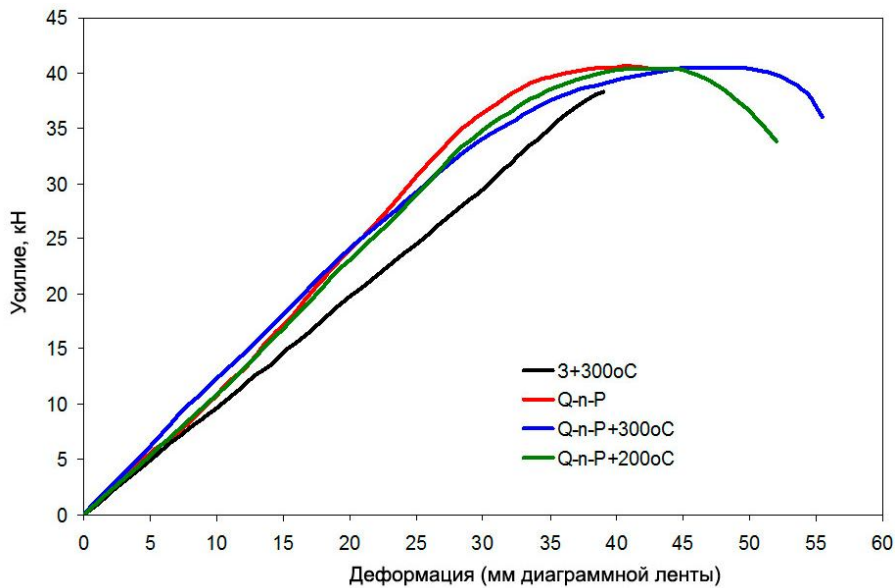


Рис. 2 – Характер деформування образців при випробуваннях на розтягнення

На рисунку 3 представлені зображення изломів образців після випробувань на ударний изгиб. Як слід з рис. 3, а, після закалики і отпуску в изломе переважають великі фасетки крихлого скола; на ділянках квазіскола рельєф виражений слабо, що в цілому свідчить про крихкий характер руйнування. Після Q-n-P-обробки характер излома змінюється (рис. 3, б). Резко зменшується площа ділянок скола; більшу площу займають ділянки квазіскола і ділянки з руйнуванням по механізму утворення і злиття ямок (рис. 3, в), що говорить про переважаючу в'язку складовою над крихкою. Додатковий отпуск при 200-250°C привів до того, що излом став більш дисперсним, з збереженням переважно ямочного строєння (рис. 3, г). З підвищенням температури отпуску до 300°C спостерігається тенденція збільшення кількості і розміру площадок скола і квазіскола, що добре узгоджується з зменшенням ударної в'язкості. Таким чином, фрактографічний аналіз показав, що Q-n-P і Q-n-P-T (200-250°C) обробки забезпечують протікання руйнування сталі 60С2ХФА переважно в'язкому механізму.

Представлені вище результати показують перспективність використання Q-n-P і Q-n-P-T обробок для підвищення комплексу механічних властивостей низколегованих сталей. Застосування цих технологій дозволяє досягти в сталях високопрочного стану (σ_b – вище 2000 МПа, твердість – вище 50 HRC) при збереженні достатнього рівня пластичності і ударної в'язкості, що дозволяє застосовувати матеріал в умовах ударних і циклічних навантажень. Ключовим фактором, на наш погляд, є забезпечення гетерогенної мультифазної структури, що складається з мартенсита різної ступені розпаду, нижнього бейніта (або нанобейніта) і залишкового аустеніта з підвищеною долей останнього.

Сопоставлення результатів механічних випробувань і рентгеноструктурних досліджень переконливо вказує на наявність прямої зв'язки рівня властивостей і кількості залишкового аустеніта в структурі. Аустенит стабілізується Q-n-P обробкою, що може бути наслідком (а) перерозподілу вуглецю з свіжого мартенсита в аустенит, а також (б) бейнітної реакції, яка також супроводжується збагаченням вуглеродом окремих ділянок аустеніта [17]. На стадії «partitioning» можуть протікати обидва процеси, якщо тривалість цієї стадії достатньо велика, щоб в сталі почалося бейнітне перетворення. На користь останнього свідчить наявність бейніта в структурі, зафіксоване електронною мікроскопією. Наявність ~1,5% кремнію в сталі 60С2ХФА могло затримати виділення цементита з аустеніта як в ході його насичення вуглеродом з мартенсита, так і в ході бейнітної реакції. В результаті вміст вуглецю в гамма-фазі зріс в середньому до 0,91%, що забезпечило подвоєння частки $A_{ост}$ порівняно з закалкою і отпуском. Утворення 24% м'якої (аустенітної) фази в структурі змінило характер руйнування сталі як при статиче-

ской, так и динамической нагрузках: он перешел от хрупкого к вязкому, предположительно, за счет затруднения зарождения и роста микротрещин. Появление в металле способности к пластической деформации обеспечило рост прочности за счет деформационного упрочнения, а также увеличило энергоемкость разрушения за счет перехода от механизма скола/квазискола к механизму образования и слияния ямок. Также вполне вероятно, что аустенит способствовал повышению прочности и пластичности стали за счет превращения в мартенсит деформации при нагружении (TRIP-эффект) [18].

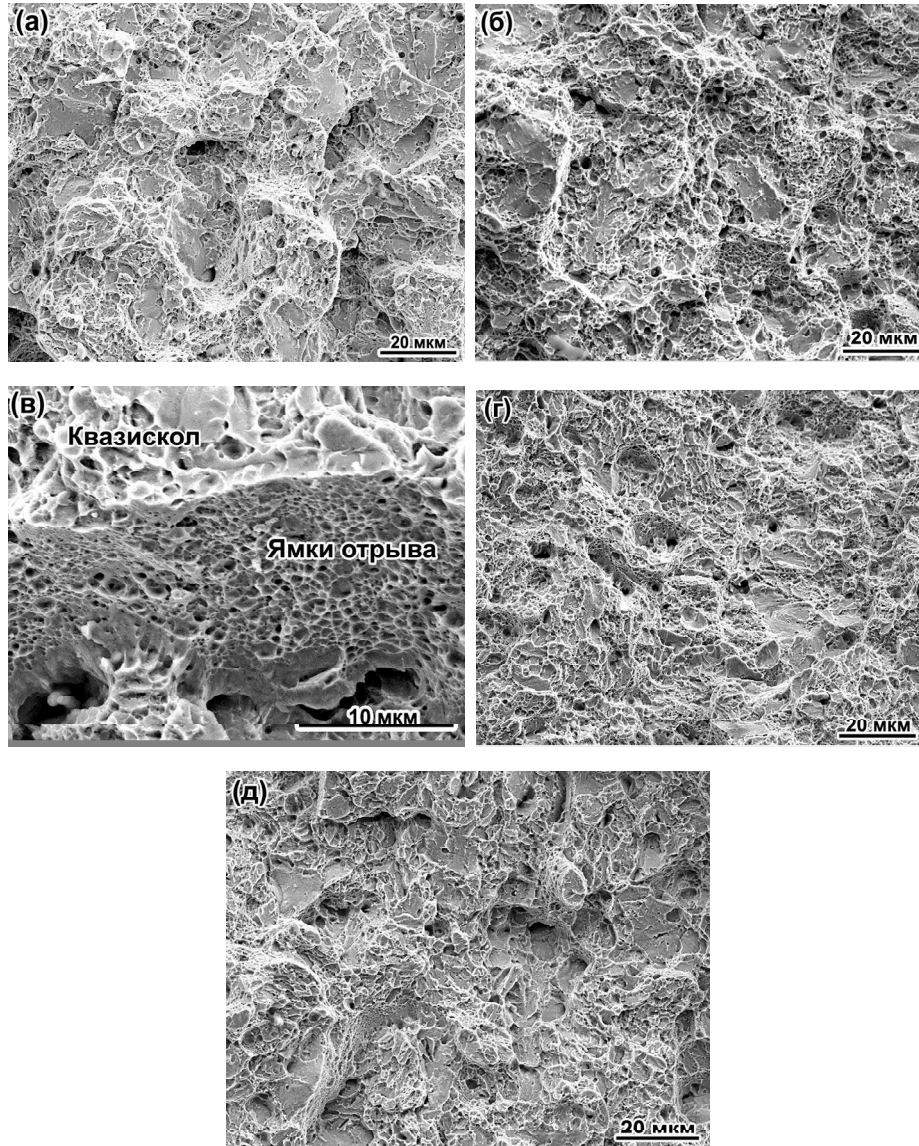


Рис. 3 – Поверхность разрушения ударных образцов после: а – закалки и отпуска; б, в – Q-n-P обработки; г – Q-n-P-T обработки с отпуском при 200°C; д – 300°C

Говоря о повышении свойств стали за счет Q-n-P обработки, было бы неверным связывать его только с наличием повышенного количества остаточного аустенита. Немаловажным фактором, на наш взгляд, является формирование нижнего бейнита, что было выявлено с помощью электронной микроскопии. Судя по легированию стали 60С2ХФА кремнием, нижний бейнит в этой стали является бескарбидным, а, следовательно, может обеспечивать металлу повышенное сочетание прочности и пластичности [19].

Как показали результаты, низкий отпуск положительно влияет на механические свойства Q-n-P обработанной стали. Основным фактором, по всей видимости, является отпуск «свежего» мартенсита, образовавшегося при окончательном охлаждении (после завершения стадии «parti-

tioning»). Это снижает искажения второго рода, способствуя протеканию микропластической деформации в устье трещины. Кроме того, снижение степени тетрагональности мартенсита способствует протеканию TRIP-эффекта за счет уменьшения напряжений в аустенитных прослойках. В то же время, нагрев при отпуске может влиять на остаточный аустенит, приводя к его распаду по бейнитной реакции. Это и было зафиксировано в результате отпуска при 250-300°C, когда количество $A_{ост}$ снизилось на 70% относительно Q-n-P состояния. При 250°C $A_{ост}$ превращался, очевидно, в бескарбидный бейнит, поскольку на дифрактограмме не было выявлено линий карбида. Кроме того, ударная вязкость не снизилась по сравнению с Q-n-P/Q-n-P-200°C обработками, т. е. имела место определенная взаимозаменяемость $A_{ост}$ и бескарбидного бейнита по влиянию на ударную вязкость. После отпуска при более высокой температуре (300°C) на дифрактограмме отчетливо проявился дифракционный максимум, принадлежащий цементиту, что свидетельствует о выделении карбидов из пересыщенной углеродом гамма-фазы в ходе распада аустенита. Очевидно, рост температуры отпуска настолько активизировал диффузию атомов углерода в решетке аустенита, что в системе произошло нарушение баланса между упругой и химической энергиями, в результате чего процесс пошел в направлении снижения энергии упругого искажения решетки аустенита. Выделение карбидов снизило энергоемкость разрушения при динамических испытаниях, что выразилось в 30%-м снижении ударной вязкости.

Интересно отметить тот факт, что по мере снижения количества $A_{ост}$ при росте температуры отпуска средняя концентрация углерода в аустените непрерывно возрастала, достигнув 1,24% после отпуска при 300°C. Объяснение может заключаться в том, что при отпуске произошел распад именно тех участков аустенита, которые были наименее обогащены углеродом, и, следовательно, имели пониженную устойчивость к бейнитному превращению. После отпуска в микроструктуре остались наиболее стабильные участки гамма-фазы с повышенной концентрацией углерода. Такие участки обладают повышенной устойчивостью не только к бейнитному, но и к деформационному мартенситному превращению, что косвенно подтверждается ростом значений поперечного сужения, т.е. образованием более тонкой шейки перед разрывом. Это свидетельствует об отсутствии эффекта «бегущей шейки», характерного для сплавов, в которых при нагружении протекает деформационное мартенситное превращение [2].

Таким образом, низкий отпуск может быть рекомендован в качестве дополнительной операции после Q-n-P обработки стали 60С2ХФА. Если учитывать весь комплекс механических свойств, включая ударную вязкость, то оптимальным является отпуск при 200-250°C. Если ориентироваться на сочетание «прочность/пластичность» (показатель PSE), то более предпочтителен отпуск при 300°C. Применительно к другим маркам сталей оптимальная температура отпуска может варьироваться в зависимости от химического состава стали и конкретного режима Q-n-P обработки.

Направлением дальнейших исследований в данной области является изучение особенностей тонкой структуры бейнита, формирующегося в процессе Q-n-P обработке, а также характера ее трансформации при последующем отпуске.

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

Выводы

1. Применение Q-n-P обработки существенно повышает комплекс механических свойств стали 60С2ХФА по сравнению с закалкой и отпуском при 300°C. Это связано с формированием гетерогенной мультифазной структуры, сочетающей мартенсит различной степени отпуска, нижний бейнит и остаточный аустенит при повышенной (24,1%) доле последнего.

2. Дополнительный низкий отпуск при 200-300°C после Q-n-P обработки приводит к 2-кратному повышению пластичности при сохранении высокого уровня прочности и твердости. Отпуск при 300°C обеспечивает наивысший уровень показателя PSE (комплекс «прочность/пластичность»), однако вызывает 30%-е снижение ударной вязкости относительно отпуска при 200-250°C.

3. Сталь 60С2ХФА, обработанная по Q-n-P и Q-n-P-T режимам, при динамическом нагружении разрушается преимущественно по вязкому механизму, сочетающему квазискол с об-

разованием ямок вязкого отрыва.

4. По мере увеличения температуры отпуска количество остаточного аустенита в стали снижается, причем наиболее сильно (до 14%) – после отпуска при 250-300°C. Параллельно со снижением доли остаточного аустенита концентрация углерода в гамма-фазе возрастает с 0,91% (Q-n-P) до 1,24% (Q-n-P-300°C). Отпуск при 300°C приводит к формированию цементитных карбидов, с чем связывается снижение ударной вязкости и повышение доли хрупкой составляющей в изломе.

Список использованных источников:

1. Fracture Toughness of an Advanced Ultrahigh-strength TRIP-aided Steel / J. Kobayashi [et al.] // ISIJ International. – 2014. – Vol. 54. – Issue 4. – Pp. 955-962.
2. Чейлях А.П. О связи механических свойств с развитием мартенситного превращения при испытаниях хромомарганцевых сталей / А.П. Чейлях, Л.С. Малинов, К.Н. Соколов // Известия ВУЗов. Чёрная металлургия. – 1986. – № 4. – С. 86-92.
3. Carbon partitioning into austenite after martensite transformation / J.G. Speer [et al.] // Acta Materialia. – 2003. – Vol. 51. – Issue 9. – Pp. 2611-2622.
4. Partitioning of carbon from supersaturated plates of ferrite, with application to steel processing and fundamentals of the bainite transformation / J.G. Speer [et al.] // Current Opinion in Solid State and Materials Science. – 2004. – Vol. 8. – Issues 3-4. – Pp. 219-237.
5. Hsu T.Y. Design of structure, composition and heat treatment process for high strength steel / T.Y. Hsu, Z.Y. Xu // 6th Pacific Rim International Conference on Advanced Materials and Processing. Materials Science Forum. – 2007. – Vols. 561-565. – Pp. 2283-2286.
6. Enhancement of the mechanical properties of a Nb-microalloyed advanced high-strength steel treated by quenching–partitioning–tempering process / N. Zhong [et al.] // Materials Science and Engineering: A. – 2009. – Vol. 506. – Issue 1-2. – Pp. 111-116.
7. Application of the Q-n-P-Treatment for Increasing the Wear Resistance of Low-Alloy Steel with 0.75% C / V.G. Efremenko [et al.] // Materials Science. – 2017. – Vol. 53. – Issue 1. – Pp. 67-75.
8. Microstructure–hardness relationship in quenched and partitioned medium-carbon and high-carbon steels containing silicon / S.S. Nayak [et al.] // Materials Science and Engineering: A. – 2008. – Vol. 498. – Issues 1-2. – Pp. 442-456.
9. Work hardening behaviors of a low carbon Nb-microalloyed Si–Mn quenching–partitioning steel with different cooling styles after partitioning / J. Zhang [et al.] // Materials Science and Engineering: A. – 2013. – Vol. 585. – Pp. 132-138.
10. High strength-elongation product of Nb-microalloyed low-carbon steel by a novel quenching–partitioning–tempering process / S. Zhou [et al.] // Materials Science and Engineering: A. – 2011. – Vol. 528. – Issue 27. – Pp. 8006-8012.
11. Enhanced stability of retained austenite and consequent work hardening rate through pre-quenching prior to quenching and partitioning in a Q–P microalloyed steel / J. Zhang [et al.] // Materials Science and Engineering: A. – 2014. – Vol. 611. – Pp. 252-256.
12. Sun J. Microstructure development and mechanical properties of quenching and partitioning (Q&P) steel and an incorporation of hot-dipping galvanization during Q&P process / J. Sun, H. Yu // Materials Science & Engineering: A. – 2013. – Vol. 586. – Pp. 100-107.
13. Ефременко В.Г. Технологические схемы термической обработки низколегированной стали на основе Q&P принципа / В.Г. Ефременко, В.И. Зурнаджи, В.Г. Гаврилова // Научный вестник Донбасской государственной машиностроительной академии. – 2017. – № 1. – С. 15-23.
14. Ефременко В.Г. Перспективы использования Q&P-технологии термообработки для повышения комплекса механических свойств стали / В.Г. Ефременко, В.И. Зурнаджи // Вісник Приазовського державного технічного університету. – 2015. – Вип. 31. – С. 35-41. – (Серія: Технічні науки).
15. Thermal stability of retained austenite in TRIP steels studied by synchrotron X-ray diffraction during cooling / N.H. Van Dijk [et al.] // Acta Materialia. – 2005. – Vol. 53. – Issue 20. – Pp. 5439-5447.
16. Effects of austenitization temperature and compressive stress during bainitic transformation on the stability of retained austenite / M. Zhou [et al.] // Transactions of the Indian Institute of Metals. – 2017. – Vol. 70. – Issue 6. – Pp. 1447-1453.
17. Курдюмов Г.В. Превращения в железе и стали / Г.В. Курдюмов, Л.М. Утевский, Р.И. Энтин. –

М. : Наука, 1977. – 236 с.

18. Малинов Л.С. Влияние мартенсита деформации на свойства сталей Fe-Cr-Mn / Л.С. Малинов, А.П. Чейлях, К.Н. Соколов // Известия АН СССР. Металлы. – 1988. – № 2. – С. 78-84.
19. Tensile behaviour of a nanocrystalline bainitic steel containing 3wt% silicon / C. Garcia-Mateo [et al.] // Materials Science and Engineering: A. – 2012. – Vol. 549. – Pp. 185-192.

References:

1. Kobayashi J., Ina D., Futamura A., Sugimoto K. Fracture Toughness of an Advanced Ultrahigh-strength TRIP-aided Steel. *ISIJ International*, 2014, vol. 54, iss. 4, pp. 955-962.
2. Cheilyakh A.P., Malinov L.S., Sokolov K.N. *O svyazi mehanicheskikh svoystv s razvitiem marten-sitnogo prevrasheniya pri ispytaniyah hromomargantsevykh staley* [On correlation between mechanical properties with martensite transformation in chromium-manganese steels under testing]. *Izvestiia Vysshikh Uchebnykh Zavedenii. Chernaia Metallurgiya – Izvestiya. Ferrous Metallurgy*, 1986, no.4, pp. 86-92. (Rus.)
3. Speer J.G., Matlock D.K., De Cooman B.C., Schroth J.G. Carbon partitioning into austenite after martensite transformation. *Acta Materialia*, 2003, vol. 51, iss. 9, pp. 2611-2622.
4. Speer J.G., Edmonds D.V., Rizzo F.C., Matlock D.K. Partitioning of carbon from supersaturated plates of ferrite, with application to steel processing and fundamentals of the bainite transformation. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 2004, vol. 8, iss. 3-4, pp. 219-237.
5. Hsu T.Y., Xu Z.Y. Design of structure, composition and heat treatment process for high strength steel. Abstracts of 6th Pacific Rim Int. Conf. on Advanced Materials and Processing, Materials Science Forum, 2007, vols. 561-565, pp. 2283-2286.
6. Zhong N., Wang X.D., Wang L., Rong Y.H. Enhancement of the mechanical properties of a Nb-microalloyed advanced high-strength steel treated by quenching-partitioning-tempering process. *Materials Science and Engineering: A*, 2009, vol. 506, iss. 1-2, pp. 111-116.
7. Efremenko V.H., Zurnadzhly V.I., Chabak Yu.G., Tsvetkova O.V., Dzherenova A.V. Application of the Q-n-P-Treatment for Increasing the Wear Resistance of Low-Alloy Steel with 0.75% C. *Materials Science*, 2017, vol. 53, iss. 1, pp. 67-75.
8. Nayak S.S., Anumolu R., Misra R.D.K., Kim K.H., Lee D.L. Microstructure-hardness relationship in quenched and partitioned medium-carbon and high-carbon steels containing silicon. *Materials Science and Engineering: A*, 2008, vol. 498, iss. 1-2, pp. 442-456.
9. Zhang J., Ding H., Wang C., Zhao J., Ding T. Work hardening behaviors of a low carbon Nb-microalloyed Si-Mn quenching-partitioning steel with different cooling styles after partitioning. *Materials Science and Engineering: A*, 2013, vol. 585, pp. 132-138.
10. Zhou S., Zhang K., Wang Y., Gu J.F., Rong Y.H. High strength-elongation product of Nb-microalloyed low-carbon steel by a novel quenching-partitioning-tempering process. *Materials Science and Engineering: A*, 2011, vol. 528, iss. 27, pp. 8006-8012.
11. Zhang J., Ding H., Misra R.D.K., Wang C. Enhanced stability of retained austenite and consequent work hardening rate through pre-quenching prior to quenching and partitioning in a Q-P microalloyed steel. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, vol. 611, pp. 252-256.
12. Sun J., Yu H. Microstructure development and mechanical properties of quenching and partitioning (Q&P) steel and an incorporation of hot-dipping galvanization during Q&P process. *Materials Science & Engineering: A*, 2013, vol. 586, pp. 100-107.
13. Efremenko V.H., Zurnadzhly V.I., Gavrilova V.H. Tehnologicheskie shemy termicheskoy obrabotki nizkolegirovannoy stali na osnove Q&P principa [Technological schemes of low-alloy steel's heat treatment based on Q&P principle], *Nauchnyj vestnik DGMA – Scientific reporter of DSEA*, 2017, no.1, pp. 15-23. (Rus.)
14. Efremenko V.H., Zurnadzhly V.I. Perspektivy ispol'zovaniya Q&P-tehnologii termoobrabotki dlja povysheniya kompleksa mehanicheskikh svoystv stali [Perspectives of using Q&P-heat treatment process for improving complex of mechanical properties of steel], *Visnik Priazovskogo derzhavnogo tehnicnogo universitetu. Seriya: Tehnicni nauki – Reporter of the Priazovskiyi state technical university. Section: Technical sciences*, 2015, iss. 31, pp. 35-41. (Rus.)
15. Van Dijk N.H., Butt A.M., Zhao L., Sietsma J., Offerman S.E., Wright J.P., van der Zwaag S. Thermal stability of retained austenite in TRIP steels studied by synchrotron X-ray diffraction during cooling. *Acta Materialia*, 2005, vol. 53, iss. 20, pp. 5439-5447.

16. Zhou M., Xu G., Wang L., He B. Effects of austenitization temperature and compressive stress during bainitic transformation on the stability of retained austenite. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 2017, vol. 70, iss. 6, pp. 1447-1453.
17. Kurdiymov G.V., Utevskiy L.M., Entin R.I. *Prevrasheniya v zheleze i stali* [Transformations in iron and steels]. Moskow, Nauka Publ., 1977. 236 p. (Rus.)
18. Malinov L.S., Cheylyakh A.P., Sokolov K.N. *Vliyaniye martensita deformatsii na svoistva staley Fe-Cr-Mn* [Effect of deformation martensite on the properties of Fe-Cr-Mn steels]. *Izvestiia Vysshikh Uchebnykh Zavedenii. Chernaia Metallurgiya – Izvestiya. Ferrous Metallurgy*, 1988, no.2, pp. 78-84. (Rus.)
19. Garcia-Mateo C., Caballero F.G., Sourmail T., Elvira R. Tensile behaviour of a nanocrystalline bainitic steel containing 3wt% silicon. *Materials Science and Engineering: A*, 2012, vol. 549, pp. 185-192.

Рецензент: В.А. Маслов
д-р техн. наук, проф., ГВУЗ «ПГТУ»

Статья поступила 05.08.2017

УДК 621.791.92.042

© Білик О.Г.¹, Єфременко Б.В.²

СТРУКТУРНІ МАКРОАНОМАЛІЇ ПОКРИТТЯ, НАПЛАВЛЕНОГО ПОРОШКОВОЮ СТРІЧКОЮ ПЛ АН-111

У статті описані особливості мікроструктури зносостійкого сплаву 500X40H40C2PЦ, отриманого електродуговим наплавленням з використанням порошкової стрічки ПЛ АН-111 (наплавка в два шари з 50%-м перекриттям валиків). Крім первинних і евтектичних карбідів M_7C_3 , аустеніту і графіту в мікроструктурі були виявлені великі аномальні зони (LAF) у вигляді округлих «білих» плям без карбідів діаметром 120-300 мкм, які не піддаються травленню. LAF залягають головним чином в зоні сплаву валиків і мають мікротвердість в межах 370-416 HV. За даними ЕРМА-аналізу, LAF збагачені залізом і збіднені хромом і нікелем відносно номінального складу сплаву 500X40H40C2PЦ. Формування LAF пояснюється ефектом концентраційного переохолодження, що призводить до кристалізації локальних ділянок при знижених температурах із утворенням бескарбідного аустеніту.
Ключові слова: наплавлення, порошкова стрічка, мікроструктура, аномальні зони, карбіди, аустеніт.

Белик А.Г., Ефременко Б.В. Структурные макроаномалии покрытия, наплавленного порошковой лентой ПЛ АН-111. В статье описаны особенности микроструктуры износостойкого сплава 500X40H40C2PЦ, полученного электродуговой наплавкой с использованием порошковой ленты ПЛ АН-111 (наплавка в два слоя с 50%-м перекрытием валиков). Помимо первичных и эвтектических карбидов M_7C_3 , аустенита и графита в микроструктуре были обнаружены крупные слаботравляющиеся аномальные зоны (LAF) в виде округлых «белых» пятен без карбидов диаметром 120-300 мкм. LAF залегают главным образом в зоне сплавления валиков и имеют микротвердость в пределах 370-416 HV. По данным ЕРМА-анализа, LAF обогащены железом и обеднены по хрому и никелю относительно номинального состава сплава 500X40H40C2PЦ. Формирование LAF объясняется эффектом концентрационного переохлаждения, что приводит к кристаллизации локальных областей при пониженных температурах с образованием бескарбидного аустенита.
Ключевые слова: наплавка, порошковая лента, микроструктура, аномальные зоны, карбиды, аустенит.

¹ канд. техн. наук, доцент, ДВНЗ «Приазовський державний технічний університет», м. Маріуполь

² аспірант, ДВНЗ «Приазовський державний технічний університет», м. Маріуполь, bodyaefr@gmail.com