

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

УДК 691.87:691.714:539.434

doi: 10.31498/2225-6733.37.2018.160232

© Журнаджи В.И.¹, Ефременко В.Г.², Цветкова А.В.³,
Джеренова А.В.⁴**СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОПРОЧНОЙ
СТАЛИ ПОСЛЕ Q-n-P-ИНТЕГРИРОВАННОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ
ОБРАБОТКИ**

В статье описано изменение микроструктуры и механических свойств экономно-легированной высокопрочной стали 55С3Г2ХФМБА после различных Q-n-P (Quenching and Partitioning)-интегрированных режимов термической обработки. Показано, что применением технологических схем с удлиненной выдержкой при 160 °С, с предварительной бейнитизацией или с термоциклированием возможно существенно повысить комплекс механических свойств стали 55С3Г2ХФМБА по сравнению с закалкой и отпуском при 200-300 °С. Установлено, что формирование структурно-свободного феррита не обеспечивает повышения пластичности стали по сравнению с другими схемами обработки. Наиболее высокие результаты достигнуты термической обработкой по схеме ТЦО+Q-n-P с тремя циклами 160↔250 °С, которая обеспечивает стали 55С3Г2ХФМБА высокопрочное состояние ($\sigma_s = 1941-2116$ МПа) при $\delta = 10-16\%$, что улучшает комплекс свойств стали по сравнению с закалкой и отпуском в 5 раз (PSE – 31,5 ГПа·% и 6,3 ГПа·%, соответственно). Это достигнуто за счет формирования многофазной структуры, состоящей из отпущенного мартенсита, нижнего бейнита и остаточного аустенита.

Ключевые слова: Q-n-P обработка, аустенит, мартенсит, прочность, пластичность, ударная вязкость.

Журнаджи В.И., Ефременко В.Г., Цветкова О.В., Джеренова А.В. Структура та механічні властивості високоміцної сталі після Q-n-P-інтегрованої термічної обробки. В статті описано зміну микроструктури та механічних властивостей економнолегованої високоміцної сталі 55С3Г2ХФМБА після різних Q-n-P (Quenching and Partitioning)-інтегрованих режимів термічної обробки. Показано, що застосуванням технологічних схем з подовженою витримкою при 160 °С, з попередньою бейнітизацією або з термоцикуванням можливо суттєво підвищити комплекс механічних властивостей сталі 55С3Г2ХФМБА в порівнянні із загартуванням та відпуском при 200-300 °С. Встановлено, що формування структурно-вільного фериту не забезпечує підвищення пластичності сталі у порівнянні з іншими схемами обробки. Найбільш високі результати досягнуті термічною обробкою за схемою ТЦО+Q-n-P з трьома циклами 160↔250 °С, яка забезпечує сталі 55С3Г2ХФМБА високоміцний стан ($\sigma_s = 1941-2116$ МПа) при $\delta = 10-16\%$, що покращує комплекс властивостей сталі у порівнянні з загартуванням і відпуском у 5 разів (PSE – 31,5 ГПа·% і 6,3 ГПа·%, відповідно). Підвищений (до 74-79 Дж/см²) рівень ударної в'язкості сталі 55С3Г2ХФМБА у стані ТЦО+Q-n-P та В-Q-n-P обро-

¹ ассистент, ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», г. Мариуполь, vadim.zurnadzhy@gmail.com

² д-р техн. наук, профессор, ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», г. Мариуполь, vgefremenko@gmail.com

³ канд. техн. наук, доцент, ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», г. Мариуполь

⁴ ст. преподаватель, ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», г. Мариуполь

бок дозволяє використовувати її в умовах високих циклічних і ударних навантажень. Крім того, згідно з результатами, показаними в статті, за своїми властивостями сталь 55С3Г2ХФМБА в стані Q-n-P-інтегрованої обробки вкладається у вимоги, що пред'являються для високоміцних сталей 3-го покоління. Високоміцний стан досягнуто за рахунок формування багатофазної структури, що складається з відпущеного мартенситу, нижнього бейніту та підвищеної кількості збагаченого вуглецем залишкового аустеніту. Отримані результати демонструють перспективність цієї технології в області підвищення комплексу механічних властивостей економнолегованих машинобудівних та інструментальних сталей.

Ключові слова: Q-n-P обробка, аустеніт, мартенсит, міцність, пластичність, ударна в'язкість.

V.I. Zurnadzy, V.G. Efremenko, O.V. Tsvetkova, A.V. Dzherenova. High-strength steel structure and mechanical properties after Q-n-P-integrated heat treatment. The article considers the effect of the newly designed Q-n-P-integrated («Quenching and Partitioning») heat treatment modes on the microstructure and mechanical properties changes of cost-saving alloyed high-strength steel 55Si3Mn2CrVMoNbA. It has been found that the application of Q-n-P-integrated technological schemes, with elongated soaking at 160 °C, after previous bainitization, or thermal cycling, greatly increase the mechanical properties of 55Si3Mn2CrVMoNbA steel as compared to standard quenching and tempering (at 200-300 °C). It has been found that the structure-free ferrite formation, contrary to presupposition, doesn't increase the ductility of steel as compared to other investigated heat treatment modes. The most effective results showed the heat treatment according to TCT/Q-n-P mode (three cycles 160↔250 °C) which provided the formation in steel 55Si3Mn2CrVMoNbA high-strength state ($TS = 1941-2116$ MPa, 50-54 HRC) while maintaining high total elongation (10-16%) and impact toughness ($KCU = 74$ J/cm²), which results in a 5-fold increase in PSE («Product of Strength and Elongation») level (up to 31,5 GPa%) of treated steel as compared to quenching and tempering respectively. Heat treatment according to TCT/Q-n-P and B-Q-n-P modes in the investigated steel provides increased impact toughness level (up to 74-79 J/cm²) which makes it possible to use this steel with high cyclic and shock loads. Besides, according to the results shown in this article, the 55Si3Mn2CrVMoNbA steel properties in the state of Q-n-P-integrated treatment are in good agreement with the requirements for the 3rd generation high-strength steels. The study suggests that high mechanical properties are achieved due to the formation of the multiphase structure consisting of tempered martensite, lower bainite and significant amount of carbon enriched residual austenite. The obtained results demonstrate the promise of this technology for better mechanical properties of cost-saving alloyed machine-building and tool steels.

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

Постановка проблеми. Анализ последних исследований и публикаций. Развитие металлургической отрасли придает все большую актуальность решению задачи повышения конкурентоспособности продукции на внутреннем и внешнем рынках. Действенным путем решения этой проблемы является увеличение комплекса механических и эксплуатационных свойств металлоизделий при снижении затрат на их производство, что достигается применением современных технологий термической обработки и экономнолегированных сталей нового поколения [1-5]. При этом высокий комплекс свойств достигается за счет создания многофазной структуры, содержащей повышенное количество остаточного аустенита, способного превращаться в мартенсит при деформации [6]. Деформационное мартенситное превращение обеспечивает релаксацию напряжений, а также прирост прочности за счет формирования мартенситной фазы [7].

Одним из наиболее перспективных решений в этом направлении является термическая обработка «Quenching and Partitioning» (Q-n-P), концепция которой предложена J. Speer в начале двухтысячных годов [1-3]. Она состоит из нескольких этапов, а именно: 1) аустенитизации, 2) стадии «Quenching» (закалочного охлаждения до температуры TQ, лежащей в мартенситном

интервале), 3) стадии «Partitioning» (выдержки при температуре TP, достаточной для перераспределения углерода между мартенситом и аустенитом) и 4) окончательного охлаждения (рис. 1). В результате формируется бескарбидная гетерогенная структура с повышенным (относительно стандартных обработок) содержанием остаточного аустенита ($A_{ост}$). Это становится возможным за счет обогащения аустенита углеродом, диффундирующим из пересыщенного мартенсита. При этом выделение карбидов цементитного типа подавляется введением в сталь повышенного (как правило, свыше 1%) количества кремния или алюминия [8].

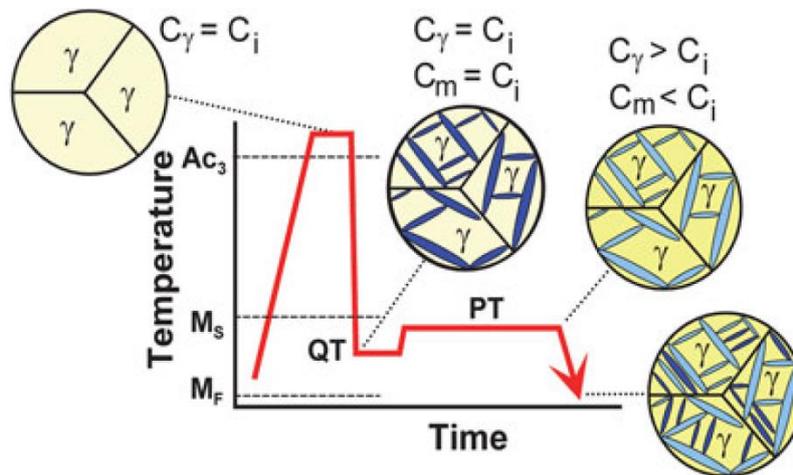


Рис. 1 – Схема классической Q-n-P обработки [3]

С момента своего появления концепция Q-n-P постоянно развивается, разрабатываются ее модификации, направленные на повышение ее технологичности, а также на дальнейшее увеличение комплекса свойств стали [9]. В известных литературных источниках крайне ограничена информация о Q-n-P обработке и ее модификациях применительно к экономнолегированным сталям со средним и высоким содержанием углерода, что в значительной мере снижает потенциал Q-n-P технологии в отношении машиностроительных и инструментальных сталей. В связи с этим представляет значительный интерес определение оптимальных схем и параметров режима Q-n-P термической обработки, направленных на повышение комплекса свойств указанных сталей.

Цель работы – исследование влияния режимов Q-n-P-интегрированной термической обработки на микроструктуру и механические свойства экономнолегированной безникелевой стали 55С3Г2ХФМБА.

Изложение основного материала. Методика исследований. В качестве материала использовали конструкционную сталь лабораторной выплавки условной марки 55С3Г2ХФМБА химического состава: 0,56% С; 2,50% Si; 1,70% Mn; 0,50% Cr; 0,21% Mo; 0,12% V; 0,05% Nb; 0,006% S; 0,015% P. Слитки диаметром 80 мм, полученные в индукционной 60-килограммовой печи, ковали, а затем прокатывали в полосу толщиной 15 мм, из которой после отжига от 850°C изготавливались образцы для последующих исследований. Для выбора оптимальных параметров термической обработки с помощью оптического дилатометра установили положение критических точек данной стали. Они составили: $A_{c1} = 790^{\circ}\text{C}$, $A_{c3} = 840^{\circ}\text{C}$, $M_n = 240^{\circ}\text{C}$. С учетом этих данных были выбраны режимы термической обработки, использующие Q-n-P принцип (схематично представлены на рис. 1), а именно:

а) LQ-n-P (Long Quenching) – с длительной выдержкой в мартенситном интервале. Обработка включает полную аустенитизацию (900°C, 10 мин), последующее закалочное охлаждение до температуры QT = 160°C в ванне с жидким сплавом Вуда с выдержкой 60 мин при этой температуре и «Partitioning» при температуре TP = 200°C (90 мин) (рис. 2, а). Цель LQ-n-P обработки состояла в повышении уровня пластичности при сохранении высокой прочности вследствие увеличения доли $A_{ост}$ путем применения термической стабилизации γ -фазы. Кроме того, такая модификация режима позволяет применять Q-n-P обработку к изделиям большого сече-

ния, т. е. преодолевать серьезное препятствие на пути широкого промышленного применения классической (рис. 1) Q-n-P технологии [10];

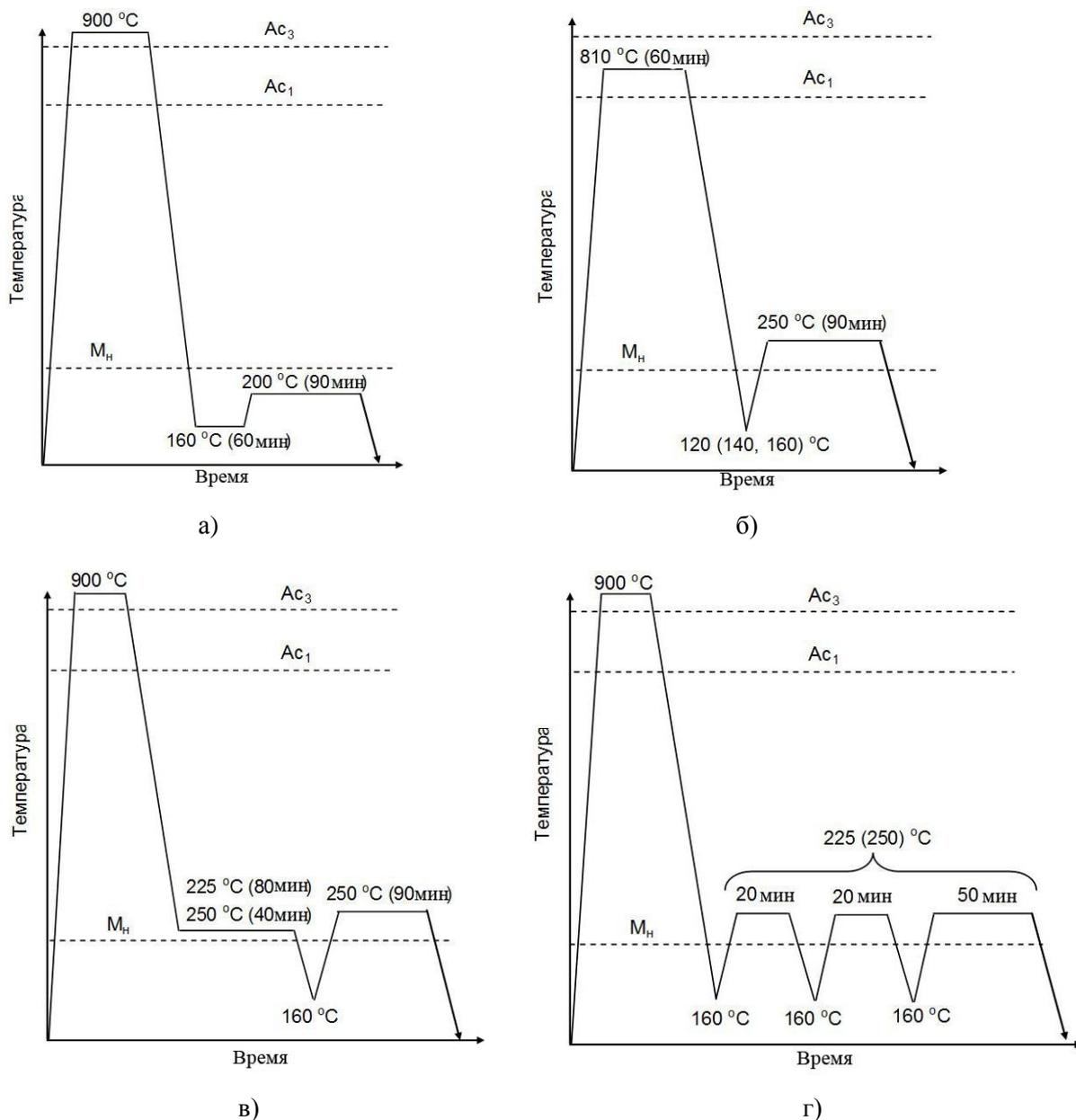


Рис. 2 – Схемы термической обработки по режимам: а) – LQ-n-P; б) – МКИ+Q-n-P; в) – B-Q-n-P; г) – ТС-Q-n-P

б) МКИ+Q-n-P – с аустенитизацией в межкритическом интервале (МКИ) (рис. 2, б). Температура аустенитизации (810°C) соответствовала межкритическому интервалу стали. После такой аустенитизации проводили закалку до $T_Q = 160^\circ\text{C}$, 140°C и 120°C (выдержка – 60 с) с последующей выдержкой при $T_P = 250^\circ\text{C}$ (90 мин). Обработка по данной схеме предполагала дополнительное повышение пластичности за счет получения в структуре определенной объемной доли структурно-свободного феррита;

в) B-Q-n-P (Bainite-Q-n-P) – с предварительной изотермической выдержкой при температуре формирования нижнего бейнита (выдержка при $T_B = 225^\circ\text{C}$ (80 мин), $T_B = 250^\circ\text{C}$ (40 мин) (рис. 2, в)). Схема B-Q-n-P преследовала цель измельчения мартенсита за счет образования определенной доли нижнего бейнита, который должен был дробить аустенитные зерна на отдельные фрагменты;

г) ТС-Q-n-P (Thermocycling-Q-n-P) – термоциклическая Q-n-P обработка с тремя циклами в интервале $160^{\circ}\text{C} \leftrightarrow 250^{\circ}\text{C}$ ($160^{\circ}\text{C} \leftrightarrow 225^{\circ}\text{C}$) (рис. 2, г). Данная схема подразумевала стимулирование диффузионных процессов и фазово-структурных превращений изменением напряженно-деформированного состояния в результате температурных изменений в образце.

После каждой из перечисленных обработок образцы подвергали низкому отпуску при 200°C в течение 1,5 ч [11]. Для сравнения часть образцов были подвергнуты закалке в масло и отпуску при $200\text{-}300^{\circ}\text{C}$ (1,5 ч).

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 $7 \times 10 \times 55\text{мм}$ с U-образным надрезом. Твердость измеряли по методу Роквелла (шкала С). Микроструктуру исследовали с помощью оптического микроскопа Axiovert 40 MAT (Carl Zeiss) и электронного сканирующего микроскопа Ultra-55 (Carl Zeiss) на образцах, приготовленных согласно стандартной методике и протравленных 4%-м спиртовым раствором азотной кислоты. Параметр *PSE* (Product of Strength and Elongation) определяли как произведение предела прочности на относительное удлинение.

Результаты исследований и их обсуждение. Микроструктура стали после реализации указанных режимов представлена на рис. 3, а механические свойства стали после различных режимов термической обработки приведены в таблице. Из таблицы следует, что после закалки и отпуска при 200°C сталь 55С3Г2ХФМБА обладает достаточно высокой прочностью при очень низкой, близкой к нулю, пластичности. Увеличение температуры отпуска до 300°C незначительно повысило пластические свойства стали ($\psi = 2\%$) при сохранении высокой прочности (свыше 2100 МПа). Параметр *PSE*, характеризующий комплекс прочности и пластичности, составил чуть более 6 ГПа·%, что не удовлетворяет требованиям, предъявляемым для высокопрочных сталей [3].

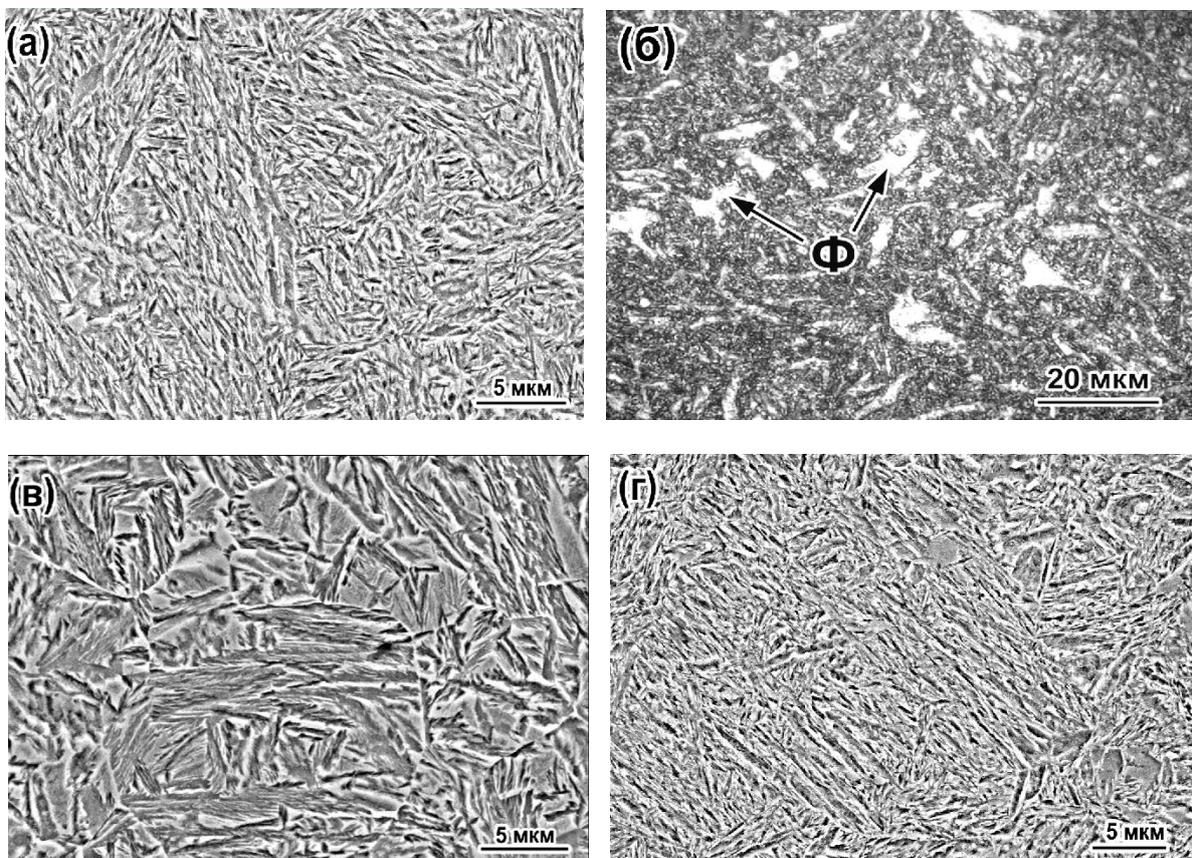


Рис. 3 – Микроструктура стали 55С3Г2ХФМБА после термической обработки по схеме: а) – LQ-n-P; б) – МКИ+Q-n-P обработки ($T_Q = 160^{\circ}\text{C}$); в) – В-Q-n-P; г) – ТЦО+Q-n-P

Таблица

Механические свойства стали 55С3Г2ХФМБА после проведения Q-n-P-интегрированной термической обработки

Температура и длительность выдержки	σ_6 , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	KCU, Дж/см ²	Твердость, HRC	PSE, ГПа·%
Закалка и отпуск							
200°C/90 мин	2140	2144	1	2	-	56	2,1
300°C/90 мин	2116	2105	3	2	29	54	6,3
LQ-n-P (200°C/90 мин)							
TQ = 160°C/60 мин	2160	1692	9	16	61	56	18,9
МКИ+Q-n-P (250°C/90 мин)							
TQ = 160°C	1858	1262	9	13	55	45	17,4
TQ = 140°C	1694	1145	5	8	58	47	8,9
TQ = 120°C	1719	1176	6	9	47	49	10,1
B-Q-n-P (250°C/90 мин)							
TB = 250°C/40 мин	2001	1613	10	30	79	50	20,0
TB = 225°C/80 мин	2116	1561	9	8	62	54	18,2
ТЦО+Q-n-P (250°C/90 мин)							
160↔250°C	1941	1405	16	25	74	50	31,5
160↔225°C	2108	1509	10	10	-	54	21,1

Применение LQ-n-P обработки (рис. 3, а) с термической стабилизацией при 160°C в течение 60 мин обеспечило (по сравнению с закалкой и отпуском при 300°C) трехкратное увеличение относительного удлинения (до 9%) при сохранении высокой прочности и твердости ($\sigma_6 = 2160$ МПа, твердость – 56 HRC). При этом на ~400 МПа снизился предел текучести стали, что объясняется повышением количества остаточного аустенита в структуре стали.

Закалка с МКИ обеспечила получение в структуре стали 15-20% структурно-свободного феррита (рис. 3, б). В случае TQ = 160°C это вызвало существенное снижение прочностных характеристик (предел прочности – на 300 МПа, предел текучести – на 430 МПа) без ожидаемого повышения пластичности относительно LQ-n-P режима ($\delta = 9\%$, $\psi = 13\%$). При снижении температуры закалочного охлаждения до 140°C и 120°C пластичность уменьшилась практически вдвое на фоне дополнительного снижения прочности до $\sigma_6 \sim 1700$ МПа и $\sigma_{0,2} = 1145-1176$ МПа. Ухудшение свойств, вероятно, стало результатом перераспределения углерода между ферритом и мартенситом в ходе выдержки в межкритическом интервале температур, что привело к дополнительному повышению содержания углерода в аустените по завершении стадии «Partitioning». При окончательном охлаждении пресыщенный аустенит превратился в хрупкий высокоуглеродистый мартенсит, что снизило пластичность стали. Снижение температуры TQ с 160°C до 120°C привело к увеличению объемной доли мартенсита, что дополнительно снизило пластичность и ударную вязкость стали. Появление феррита ожидаемо уменьшило предел текучести (на ~500 МПа), а снижение предела прочности стало результатом охрупчивания стали, что не позволило в полной мере реализовать эффект деформационного упрочнения. Таким образом, закалка из двухфазной области с выдержкой в МКИ негативно отразилась на свойствах Q-n-P-обработанной стали 55С3Г2ХФМБА. Эти результаты не согласуются с результатами работы [12], в которой показано положительное влияние термической обработки с нагревом в МКИ на механические свойства похожих по содержанию углерода сталей 60С2 и 60С2ХФА.

Более высокие результаты были получены применением обработки с предварительной бейнитизацией (схема B-Q-n-P): при близкой к LQ-n-P пластичности ($\delta = 9-10\%$, $\psi = 8-30\%$) в стали повысился предел прочности, достигнув 2001-2116 МПа, при некотором увеличении ударной вязкости до 79 Дж/см². Предел текучести достиг 1561-1613 МПа вследствие уменьшения количества остаточного аустенита за счет того, что аустенит частично превратился в бейнит на предыдущей стадии (рис. 3, в). Снижение температуры предварительной бейнитизации

повышает предел прочности, но снижает относительное удлинение и ударную вязкость.

Обработка ТЦО/Q-n-P обеспечила максимальный в рамках результатов исследования уровень свойств стали ($PSE = 31,5$ ГПа·%). Снижение температуры выдержки до 225°C вызвало некоторый рост прочностных свойств, однако в 1,5 раза уменьшило пластические свойства; в результате показатель PSE снизился до $21,1$ ГПа·%.

Таким образом, полученные результаты показывают перспективность использования Q-n-P-интегрированных режимов термической обработки для повышения комплекса механических свойств экономнолегированных сталей, а именно предела прочности до 2100 МПа, твердости – до 56 HRC при сохранении повышенного уровня пластических свойств и ударной вязкости, что позволяет использовать сталь в условиях циклических и ударных нагрузок. Указанный комплекс свойств обеспечивается формированием триплексной неоднородной структуры, состоящей из отпущенного мартенсита, бескарбидного бейнита и остаточного аустенита в повышенном (по сравнению с закалкой и отпуском) количестве (рис. 3, г). Схема В-Q-n-P может использоваться для случаев, когда необходимо достичь высокого предела текучести и ударной вязкости стали, однако при этом показатель PSE остается на невысоком уровне ($18-20$ ГПа·%). Максимальный (из всех исследованных обработок) уровень PSE ($31,5$ ГПа·%) достигается термоциклической Q-n-P обработкой. Таким образом, схема ТЦО+Q-n-P перспективна для термической обработки высокопрочных сталей, однако необходима дополнительная оптимизация ее параметров (количество и размах цикла, длительности выдержки, количество циклов и т. д.) для дальнейшего повышения комплекса механических свойств, что является возможным направлением исследований в данной области.

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

Выводы

1. Применение Q-n-P-интегрированных режимов термической обработки по схемам LQ-n-P, В-Q-n-P и ТЦО+Q-n-P существенно повышает комплекс механических свойств экономнолегированной стали $55\text{C}3\text{Г}2\text{XФМБА}$ по сравнению с закалкой и отпуском при $200-300^{\circ}\text{C}$ за счет формирования многофазной микроструктуры, состоящей из отпущенного мартенсита, бескарбидного бейнита и остаточного аустенита.

2. Q-n-P обработка с закалкой из межкритического интервала с получением $15-20\%$ структурно-свободного феррита приводит к пониженному уровню прочности стали $55\text{C}3\text{Г}2\text{XФМБА}$ при ограниченной пластичности.

3. Максимальный комплекс свойств ($\sigma_b = 1941-2116$ МПа, $\delta = 10-16\%$, PSE – до $31,5$ ГПа·%) достигнут термоциклической Q-n-P обработкой с тремя циклами $160 \leftrightarrow 250^{\circ}\text{C}$ с выдержкой при 250°C в течение $30-50$ мин.

Список использованных источников:

1. Carbon partitioning into austenite after martensite transformation / J.G. Speer [et al.] // Acta Materialia. – 2003. – № 51 (9). – Pp. 2611-2622. – Mode of access: DOI: [10.1016/S1359-6454\(03\)00059-4](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(03)00059-4).
2. 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. – № 8 (3). – Pp. 219-237. – Mode of access: DOI: [10.1016/j.cossms.2004.09.003](https://doi.org/10.1016/j.cossms.2004.09.003).
3. Quenching and partitioning martensite – A novel steel heat treatment / D.V. Edmonds [et al.] // Materials Science and Engineering: A. – 2006. – № 438. – Pp. 25-34. – Mode of access: DOI: [10.1016/j.msea.2006.02.133](https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.02.133).
4. Tensile behaviour of a nanocrystalline bainitic steel containing 3 wt% silicon / C. Garcia-Mateo [et al.] // Materials Science and Engineering: A. – 2012. – № 549. – Pp. 185-192. – Mode of access: DOI: [10.1016/j.msea.2012.04.031](https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.04.031).
5. A novel Mo and Nb microalloyed medium Mn TRIP steel with maximal ultimate strength and moderate ductility / M. Cai [et al.] // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2014. –

- № 45 (12). – Pp. 5624-5634. – Mode of access: DOI: 10.1007/s11661-014-2504-x.
6. Microstructural evolution and tensile properties of 70 GPa-% grade strong and ductile hot-rolled 6Mn steel treated by intercritical annealing / J. Li [et al.] // *Materials Science and Engineering: A*. – 2019. – № 745. – Pp. 212-220. – Mode of access: DOI: 10.1016/j.msea.2018.12.110.
 7. Socrate S. Mechanics of microvoid nucleation and growth in high-strength metastable austenitic steels: thesis (Ph. D.) / S. Socrate. – Massachusetts institute of technology, Dept. of mechanical engineering, 1995. – 242 p.
 8. Influence of alloying elements on the microstructure evolution and mechanical properties in quenched and partitioned steels / N. Maheswari [et al.] // *Materials Science & Engineering A*. – 2014. – № 600. – Pp. 12-20. – Mode of access: DOI: 10.1016/j.msea.2014.01.066.
 9. 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 (22E). – С. 15-23.
 10. Schmitt J.H. New developments of advanced high-strength steels for automotive applications / J.H. Schmitt, T. Iung // *Comptes Rendus Physique*. – 2018. – № 19 (8). – Pp. 641-656. – Mode of access: DOI: 10.1016/j.crhy.2018.11.004.
 11. Effects of stress relief tempering on microstructure and tensile/impact behavior of quenched and partitioned commercial spring steel / V.I. Zurnadzy [et al.] // *Materials Science and Engineering: A*. – 2019. – № 745 – Pp. 307-318. – Mode of access: DOI: 10.1016/j.msea.2018.12.106.
 12. Бурова Д.В. Підвищення властивостей низьколегованих конструкційних сталей з різним вмістом вуглецю термічною обробкою з нагрівом в міжкритичний інтервал температур : дис. ... канд. техн. наук : 05.16.01 / Бурова Дар'я Володимирівна. – Маріуполь, 2016. – 178 с.

References:

1. Speer J.G., Matlock D.K., De Cooman B.C., Schroth J.G. Carbon partitioning into austenite after martensite transformation. *Acta Materialia*, 2003, no. 51 (9), pp. 2611-2622. doi: 10.1016/S1359-6454(03)00059-4.
2. 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. *Solid State and Materials Science*, 2004, no. 8, pp. 219-237. doi: 10.1016/j.cossms.2004.09.003.
3. Edmonds D.V., He K., Rizzo K., De Cooman B.C., Matlock D.K., Speer J.G. Quenching and partitioning martensite – A novel steel heat treatment. *Materials Science and Engineering: A*, 2006, no. 438, pp. 25-34. doi: 10.1016/j.msea.2006.02.133.
4. Garcia-Mateo C., Caballero F.G., Sourmail T., Kuntz M., Cornide J., Smanio V., Elvirad R. Tensile behaviour of a nanocrystalline bainitic steel containing 3 wt% silicon. *Materials Science and Engineering: A*, 2012, no. 549, pp. 185-192. doi: 10.1016/j.msea.2012.04.031.
5. Cai M., Li Z., Chao Q., Hodgson P.D. A novel Mo and Nb microalloyed medium Mn TRIP steel with maximal ultimate strength and moderate ductility. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2014, no. 45 (12), pp. 5624-5634. doi: 10.1007/s11661-014-2504-x.
6. Li J., Song R., Li X., Zhou N., Song R. Microstructural evolution and tensile properties of 70 GPa-% grade strong and ductile hot-rolled 6Mn steel treated by intercritical annealing. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, no. 745, pp. 212-220. doi: 10.1016/j.msea.2018.12.110.
7. Socrate S. Mechanics of microvoid nucleation and growth in high-strength metastable austenitic steels. Thesis (Ph. D.). Massachusetts institute of technology, 1995. 242 p.
8. Maheswari N., Chowdhury S.G., Hari Kumar K.C., Sankaran S. Influence of alloying elements on the microstructure evolution and mechanical properties in quenched and partitioned steels. *Materials Science & Engineering: A*, 2014, no. 600, pp. 12-20. doi: 10.1016/j.msea.2014.01.066.
9. Ефременко В.Н., Зурнаджи В.И., Гаврилова В.Н. Технологические схемы термической обработки низколегированной стали на основе Q&P принципа [Technological schemes of low-alloy steel's heat treatment based on Q&P principle]. *Nauchnyi vestnik Donbasskoi gosudarstvennoi mashinostroitel'noi akademii – Scientific Herald of the Donbass State Engineering Academy*, 2017, no. 1, pp. 15-23. (Rus.)
10. Schmitt J.H., Iung T. New developments of advanced high-strength steels for automotive applications. *Comptes Rendus Physique*, 2018, no. 19 (8), pp. 641-656. doi: 10.1016/j.crhy.2018.11.004.

11. Zurnadzhy V.I., Efremenko V.G., Wu K.M., Azarkhov A.Yu., Chabak Yu.G., Greshta V.L., Isayev O.B., Pomazkova M.V. Effects of stress relief tempering on microstructure and tensile/impact behavior of quenched and partitioned commercial spring steel. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, no. 745, pp. 307-318. **doi: 10.1016/j.msea.2018.12.106.**
12. Burova D.V. *Pidvyshennja vlastyivostej niz'koljegovanyh konstrukciynih staljej z riznym vmistom vugljecju tjernichnoju obrobkoju z nagrivoм v mizhkrytchnyj intjerval tjempjeratur.* Diss. kand. techn. nauk [Improving the properties of low-alloy structural steels with different carbon content using heat treatment with heating in the intercritical temperature range. Cand. tech. sci. diss.]. Mariupol, 2016. 178 p. (Ukr.)

Рецензент: С.Л. Макуров
д-р техн. наук, проф., ГВУЗ «ЛГТУ»

Статья поступила 10.09.2018