

Подузов Д.П., Симонов Ю.Н., Юрченко А.Н. Исследование превращений, структуры и свойств стали 12Х3Г2МФС после закалки из межкритического интервала температур // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. – 2019. – Т. 21, № 3. – С. 14–23. DOI: 10.15593/2224-9877/2019.3.02

Poduzov D.P., Simonov Yu.N., Yurchenko A.N. The study of transformations, structure and properties of steel 12Kh3G2MFS after quenching from inter-critical temperature interval. *Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science*, 2019, vol. 21, no. 3, pp. 14–23. DOI: 10.15593/2224-9877/2019.3.02

ВЕСТНИК ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение
Т. 21, № 3, 2019
Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science
<http://vestnik.pstu.ru/mm/about/inf/>

DOI: 10.15593/2224-9877/2019.3.02

УДК: 669.14.018.29:539.49

Д.П. Подузов¹, Ю.Н. Симонов², А.Н. Юрченко²

¹ ЗАО «СКБ», Пермь, Россия

² Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь, Россия

**ИССЛЕДОВАНИЕ ПРЕВРАЩЕНИЙ, СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СТАЛИ 12Х3Г2МФС
ПОСЛЕ ЗАКАЛКИ ИЗ МЕЖКРИТИЧЕСКОГО ИНТЕРВАЛА ТЕМПЕРАТУР**

Исследованы превращения, структура и механические свойства разработанной системно-легированной безникелевой низкоуглеродистой марки стали 12Х3Г2МФС после ее полной аустенитизации при 920 °С и после нагрева в межкритическом интервале температур в диапазоне от 800 до 860 °С, с последующим контролируемым охлаждением со скоростями охлаждения от 100 до 0,05 °С/с.

Построены дилатометрические кривые превращений переохлажденного аустенита для марки стали 12Х3Г2МФС. Определены критические точки фазовых превращений после полной аустенитизации и после нагрева в область МКИТ. Установлены отличительные особенности протекания фазовых превращений (мартенситного, бейнитного, нормального) переохлажденного аустенита в зависимости от температуры нагрева и последующего охлаждения с заданной скоростью. Исследована микроструктура марки стали 12Х3Г2МФС для всех рассмотренных режимов при увеличении от 100 до 1000 крат.

Построены термокинетические диаграммы марки стали 12Х3Г2МФС в интервале исследуемых значений температуры превращения переохлажденного аустенита от 920 до 800 °С и в диапазоне скоростей охлаждения от 100 до 0,05 °С/с, с определением микротвердости для каждого режима нагрева и охлаждения.

Экспериментально установлены зависимости механических свойств (предела прочности, условного предела текучести, относительного удлинения, относительного сужения, ударной вязкости) и твердости исследуемой системно-легированной безникелевой низкоуглеродистой марки стали 12Х3Г2МФС от фактических режимов термической обработки, позволяющие управлять уровнем прочностных и пластических характеристик, а также ударной вязкостью в зависимости от назначения изделий и условий их работы.

Установлены зависимости роста зерна аустенита от температуры нагрева для исследуемой марки стали 12Х3Г2МФС по сравнению с марками сталей 10Х3Г3МФ и 10Х3Г3МФС.

Ключевые слова: системно-легированные стали, безникелевые стали, конструкционные стали, низкоуглеродистые мартенситные стали, термокинетические диаграммы, межкритический интервал температур, механические свойства, дилатометрические исследования, критические точки, микроструктура, бейнитно-мартенситная смесь.

D.P. Poduzov¹, Yu.N. Simonov², A.N. Yurchenko²

¹ CJSC "SCB", Perm, Russian Federation

² Perm National Research Polytechnic University, Perm, Russian Federation

**THE STUDY OF TRANSFORMATIONS, STRUCTURE AND PROPERTIES
OF STEEL 12KH3G2MFS AFTER QUENCHING
FROM INTER-CRITICAL TEMPERATURE INTERVAL**

The transformations, structure and mechanical properties of the developed system-doped Nickel-free low-carbon steel grade 12Kh3G2MFS after its full austenitization at 920 °C and after heating in the intercritical temperature range (MIT) in the range from 800 to 860 °C, followed by controlled cooling with cooling rates from 100 to 0.05 °C/s were studied.

Dilatometric curves of transformations of supercooled austenite for steel grade 12Kh3G2MFS are constructed. The critical points of phase transformations after complete austenitization and after heating in the region of MCIT were determined. The distinctive features of the phase transformations (martensitic, bainite, normal) of supercooled austenite depending on the heating temperature and subsequent cooling at a given rate are established. The microstructure of 12x3g2mfs steel grade for all the considered modes was investigated at increases from 100 to 1000 times.

Thermokinetic diagrams of the steel grade 12Kh3G2MFS in the range of the studied temperatures of transformation of supercooled austenite from 920 to 800 °C and in the range of cooling rates from 100 to 0.05 °C/s, with the determination of microhardness for each heating and cooling mode are constructed.

Dependences of mechanical properties (ultimate strength, conditional yield strength, relative elongation, relative contraction, impact toughness) and hardness of the investigated system-doped Nickel-free low-carbon steel grade 12Kh3G2MFS on the actual heat treatment conditions, allowing to control the level of strength and plastic characteristics, as well as impact strength depending on the purpose of products and their operating conditions, are experimentally established.

The dependence of grain growth of austenite from a temperature for the investigated steel grades 12Kh3G2MFS compared to steel 10Kh3G3MF and 10Kh3G3MFS.

Keywords: system-alloy steels, nickel-free steel, structural steel, low-carbon martensitic steels, thermokinetic diagrams, inter-critical interval of temperatures, mechanical properties, dilatometric studies, critical points, microstructure, bainite-martensitic mix.

Введение

В статье [1] были исследованы превращения, структура и механические свойства системно-легированной низкоуглеродистой стали 12Х3Г2МФС в сравнении с марками сталей 10Х3Г3МФ, 10Х3Г3МФС и 10Х3Г3МФТ. Изучено влияние температуры нагрева под закалку в интервале значений температуры 920–1200 °С на структуру, свойства, размер зерна аустенита исследуемой стали. Определено влияние скорости охлаждения и температуры отпуска на структуру, твердость и механические свойства стали 12Х3Г2МФС. Приоритет разработки данной системы легирования подтвержден патентами РФ № 2477333 и № 2578873 [2, 3].

В работах [4, 5] показано, что стали 10Х3Г3МФ, 10Х3Г3МФТ и 10Х3Г3МФС обладают весьма высокой устойчивостью переохлажденного аустенита: начало бейнитного превращения фиксируется только при охлаждении со скоростью 0,05 °С/с, что соответствует охлаждению на воздухе заготовки диаметром примерно 100 мм, что для изделий, средняя толщина стенки которых не превышает 60–70 мм, является избыточным, т.е. несколько избыточной является система легирования ХЗГЗ. Таким образом, для разработки промышленного состава с экономических позиций необходимо несколько снизить содержание основных легирующих элементов, а также изыскать режимы термической обработки, обеспечивающие необходимый уровень ударной вязкости (KCV) путем закалки из межкритического интервала температур (МКИТ) [6–15].

Цель работы – исследование превращений, структуры и свойств низкоуглеродистой безникелевой системно-легированной стали 12Х3Г2МФС после полной аустенитизации и после нагрева из МКИТ, с последующим охлаждением с различными скоростями в диапазоне от 100 до 0,05 °С/с.

Методика проведения исследований

Исследовали образцы стали 12Х3Г2МФС, отобранные из опытной партии радиально кованых [16] заготовок. Вырезку образцов вели в соответствии с требованиями ГОСТ 8479. Химический состав определяли методом фотоэлектрического спектрального анализа по ГОСТ 18895.

Контроль твердости исследуемых образцов осуществляли по ГОСТ 9012 и ГОСТ 23677 с ис-

пользованием твердомера Бринелль. Диаметр шарика 10 мм, нагрузка 3000 кгс. Контроль микротвердости проводили на твердомере ПМТ-3 при нагрузке 100 г согласно ГОСТ Р ИСО 6507-1–2007. Значения микротвердости получали как среднее по пяти замерам.

Механические испытания на одноосное растяжение проводили на разрывной машине Inspekt 250 усилием 250 кН. Расчет характеристик прочности и пластичности проводили по ГОСТ 1497 на образцах типа III № 4. Испытания на ударный изгиб проводили на маятниковом копре мод. 2130КМ-0,3 с энергией 300 Дж в соответствии с ГОСТ 9454 при температуре +20 °С.

Металлографические исследования проводили на поперечных шлифах dilatометрических образцов и разрушенных частях ударных образцов. Травление выполняли в 3%-ном растворе азотной кислоты в этиловом спирте. Структуру изучали с помощью светового инвертированного микроскопа Meiji Techno Co, LTD серии IM 7200 и светового микроскопа Olympus GX-51 при увеличении от 100 до 1000. Для выявления границ зерен после различных нагревов использовали комбинированный метод окисления-травления [17, 18].

Dilatометрические исследования выполняли на dilatометре Lineseiss RITA L78, оснащенный индукционным датчиком продольного перемещения. Методика подробно описана в работах [19–22].

Результаты исследований и их обсуждение

Химический состав исследуемой стали 12Х3Г2МФС приведен в работе [23]. Исходное состояние исследуемых образцов – закалка на спокойном воздухе с кузнечного нагрева. Температурный интервалковки 1150–850 °С.

Dilatометрические исследования проводили при нагреве на температуру полной аустенитизации 920 °С и в МКИТ – 800, 830, 860 °С. Контролируемое охлаждение выполняли со скоростями 100, 30, 1,5, 0,3; 0,05 °С/с.

Полученные dilatометрические кривые для значений температуры 920 и 800 °С и скоростей охлаждения 100 и 0,05 °С/с приведены на рис. 1.

Критические точки превращений стали 12Х3Г2МФС в зависимости от температуры нагрева и скорости охлаждения представлены в табл. 1.

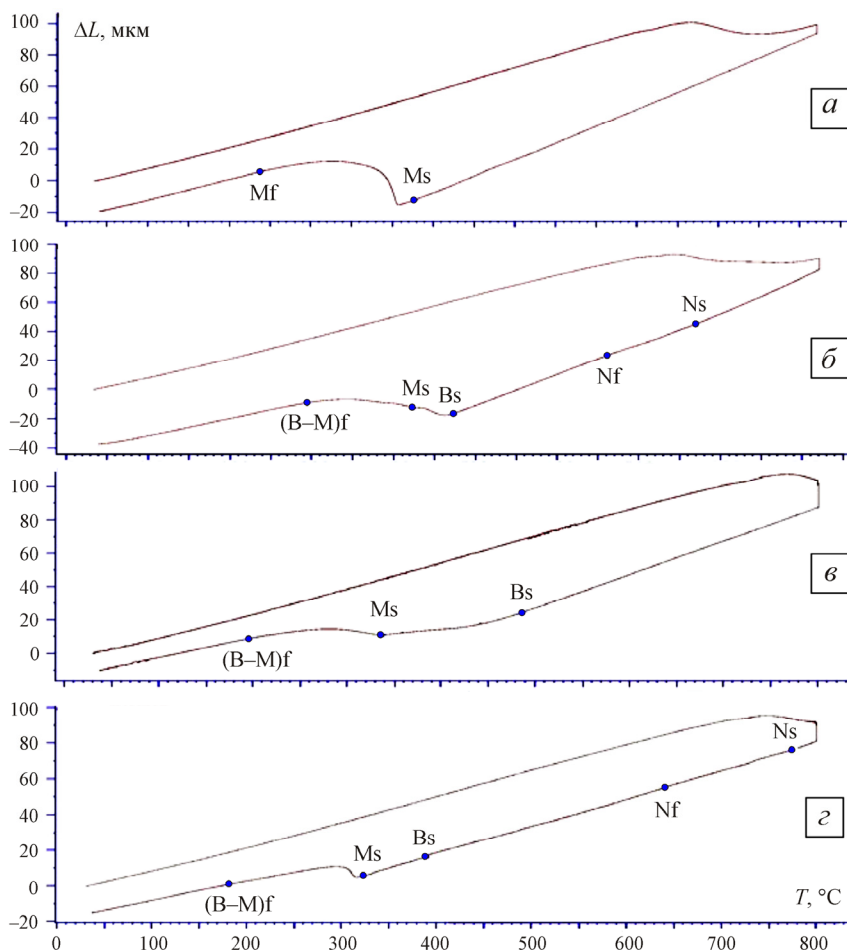


Рис. 1. Дилатометрические кривые, полученные при нагреве на температуру 920 °С с охлаждением со скоростями: а – 100 °С/с; б – 0,05 °С/с; 800 °С с охлаждением со скоростями: в – 100 °С/с; г – 0,05 °С/с

Из полученных данных следует, что первая критическая точка при нагреве находится в интервале 685–703 °С, третья критическая точка имеет место только при полной аустенитизации и лежит в интервале 897–902 °С.

Выделение избыточной фазы (скорее всего, феррита, точка Ns) после полной аустенитизации (920 °С) и нагрева в верхнюю часть МКИТ (860 °С) происходит только при охлаждении с самой малой скоростью (0,05 °С/с); при нагреве до значений температуры 800 и 830 °С избыточный феррит формируется при охлаждении со скоростями от 1,5 до 0,05 °С/с.

Температура начала бейнитного превращения (Bs), при нагреве в аустенитную область и верхнюю область МКИТ, с уменьшением скорости охлаждения имеет общую тенденцию к повышению с 448 и 419 °С до 491 и 472 °С при нагреве на 860 и 920 °С соответственно. При нагреве на 800 и 830 °С температура Bs с уменьшением скорости охлаждения, наоборот, снижается, примерно с 485–490 до 360 и 430 °С соответственно. При этом,

как было показано в работе [24], образование бейнита может продолжаться и ниже Ms, одновременно с нарастанием доли мартенситной составляющей.

Исследования микроструктуры марки стали 12X3Г2МФС проводили на микрошлифах дилатометрических образцов, прошедших термическую обработку при значениях температуры полной аустенитизации и из МКИТ с последующим охлаждением в интервале скоростей от 100 до 0,05 С/с.

Для температуры нагрева 920 °С при скорости охлаждения 100 °С/с (рис. 2, а) структура представляет собой пакетный мартенсит, избыточный феррит отсутствует, карбиды дисперсные, их доля невелика и они равномерно распределены. Структура для скорости охлаждения 30 °С/с при всех исследованных значениях температуры не имеет отличий от тех, которые были получены при скорости охлаждения 100 °С/с и в работе не приводятся. При скорости охлаждения 1,5 °С/с в структуре, кроме пакетного мартенсита, наблюдали небольшие области бейнита (рис. 2, б). При ох-

Таблица 1

Критические точки стали 12Х3Г2МФС в зависимости от температуры нагрева и скорости охлаждения

Скорость контролируемого охлаждения, °C/c	Критические точки, °C							
	Ac ₁	Ac ₃	Ns	Nf	Bs	Bf	Ms	(B–M)f
920 °C								
100	685	897	–	–	–	–	424	240
30	689	899	–	–	–	–	423	248
1,5	688	898	–	–	419	–	419	260
0,3	698	901	–	–	450	–	350	298
0,05	699	902	770	660	472	–	422	290
860 °C								
100	696	–	–	–	–	–	427	227
30	695	–	–	–	–	–	425	228
1,5	694	–	–	–	448	–	448	225
0,3	686	–	–	–	476	–	355	230
0,05	696	–	747	632	491	–	371	265
830 °C								
100	696	–	–	–	489	–	329	204
30	698	–	–	–	497	–	331	214
1,5	703	–	758	723	482	–	325	220
0,3	695	–	766	721	435	–	321	210
0,05	698	–	709	634	432	–	372	222
800 °C								
100	693	–	–	–	486	–	336	193
30	698	–	–	–	474	–	340	194
1,5	690	–	780	680	447	275	350	198
0,3	685	–	773	664	393	–	337	185
0,05	700	–	773	643	360	–	324	182

лаждении со скоростью 0,3 °C/c основная структурная составляющая – верхний бейнит (рис. 2, в). При охлаждении со скоростью 0,05 °C/c структура представляет собой смесь избыточного феррита (не менее 45–50 %) и верхнего бейнита, размер ферритных участков в основном составляет 25–30 мкм (рис. 2, з).

Структура, полученная при охлаждении с температуры 860 °C, весьма походит на ту, которая была получена при охлаждении с температуры 920 °C. Наиболее существенным отличием являются небольшие объемы с высоко отпущенной исходной α -фазой (рис. 2, д–з).

При температуре нагрева 830 °C и скорости охлаждения 100 °C/c доля участков с исходной структурой выше, чем после закалки с 860 °C (рис. 2, и). Данные участки имеют неправильную форму, поскольку были частично поглощены в процессе превращений. Структура части металла, претерпевшего полиморфное превращение, состоит из смеси бейнита и небольшой доли мартенсита. При охлаждении со скоростью 1,5 °C/c основная со-

ставляющая структуры – верхний бейнит (рис. 2, к). Наблюдается небольшое количество избыточного феррита в виде тонкой сетки по границам зерен бывшего аустенита. Карбиды мелкие, относительно равномерно распределены по всему объему. При скорости охлаждения 0,3 °C/c структура представляет собой смесь исходной высокоотпущенной α -фазы и верхнего бейнита (рис. 2, л). Избыточный феррит можно зафиксировать в виде тонкой прерывистой сетки по границам зерен бывшего аустенита. Карбиды дисперсные, равномерно распределены по объему зерен. Основу микроструктуры для скорости охлаждения 0,05 °C/c составляет смесь исходной высокоотпущенной α -фазы и верхнего бейнита (рис. 2, м). Карбиды выделились в виде непрерывных цепочек по границам зерен бывшего аустенита. Здесь же наблюдается и выделение избыточного феррита в виде тонкой прерывистой сетки. В связи с этим границы зерен бывшего аустенита четко прослеживаются и их средний размер составляет примерно 40–60 мкм.

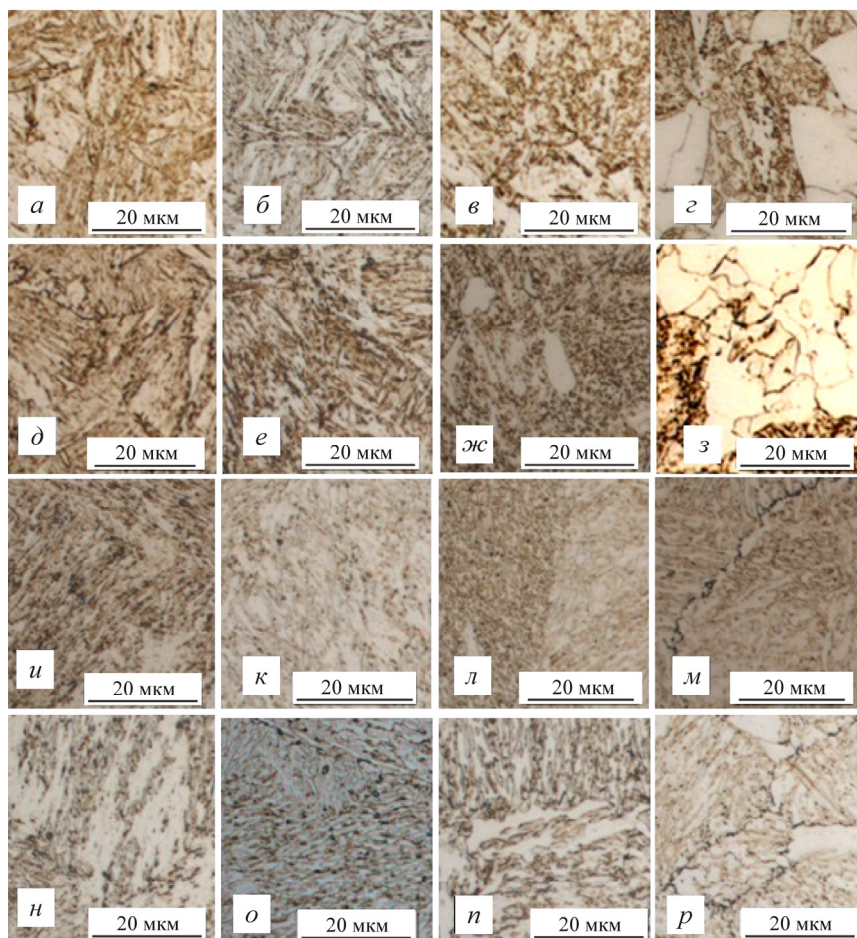


Рис. 2. Микроструктура марки стали 12Х3Г2МФС после охлаждения: с 920 °С со скоростью 100 °С/с (а), 1,5 °С/с (б), 0,3 °С/с (в), 0,05 °С/с (г); с 860 °С со скоростью 100 °С/с (д), 1,5 °С/с (е), 0,3 °С/с (ж), 0,05 °С/с (з); с 830 °С со скоростью 100 °С/с (и), 1,5 °С/с (к), 0,3 °С/с (л), 0,05 °С/с (м); с 800 °С со скоростью 100 °С/с (н), 1,5 °С/с (о), 0,3 °С/с (п), 0,05 °С/с (р). Увеличение 1000 крат

Для температуры нагрева 800 °С структура, полученная при охлаждении с различными скоростями, однотипна и представляет собой смесь исходной отпущенной α -фазы и верхнего бейнита (рис. 2, *н–р*). Карбидная фаза – дисперсная, равномерно распределена. Наблюдаются отдельные, редко встречающиеся микрообъемы избыточного феррита вдоль границ аустенитных зерен. При охлаждении со скоростью 0,05 °С/с наблюдали образование полиэдров избыточного феррита размером около 20 мкм и непрерывных цепочек карбидных выделений по границам зерен бывшего аустенита.

Результаты исследований позволили построить термокинетические диаграммы (ТКД) для нагрева в аустенитную область и после нагрева на различные значения температуры в МКИТ (рис. 3, *а–з*).

Анализ ТКД выявил следующие закономерности:

– для ТКД, полученных при нагреве в аустенитную область – 920 °С и верхнюю часть МКИТ – 860 °С (см. рис. 3, *а, б*), при скоростях охлаждения

от 100 до 1,5 °С/с наблюдается только мартенситное превращение. При скорости охлаждения 1,5 °С/с промежуточное и сдвиговое бездиффузионное превращения происходят параллельно. При дальнейшем снижении скорости охлаждения значения температуры начала бейнитного превращения повышаются, а мартенситного снижаются, что приводит к частичному разделению превращений в бейнитной области. В диапазоне скоростей охлаждения от 0,3 до 0,05 °С/с наблюдается область нормального превращения;

– для ТКД, полученных из среднего и нижнего интервала МКИТ: значения температуры 830 и 800 °С (см. рис. 3, *в, г*), при всех рассматриваемых скоростях охлаждения от 100 до 0,05 °С/с бейнитное превращение предшествует мартенситному, а при скоростях охлаждения ниже 30 °С/с наблюдается выделение избыточной фазы в области нормального превращения. Верхняя область промежуточного превращения отделена от мартенситного, тогда как нижняя часть и значения температуры окончания двух превращений совмещены.

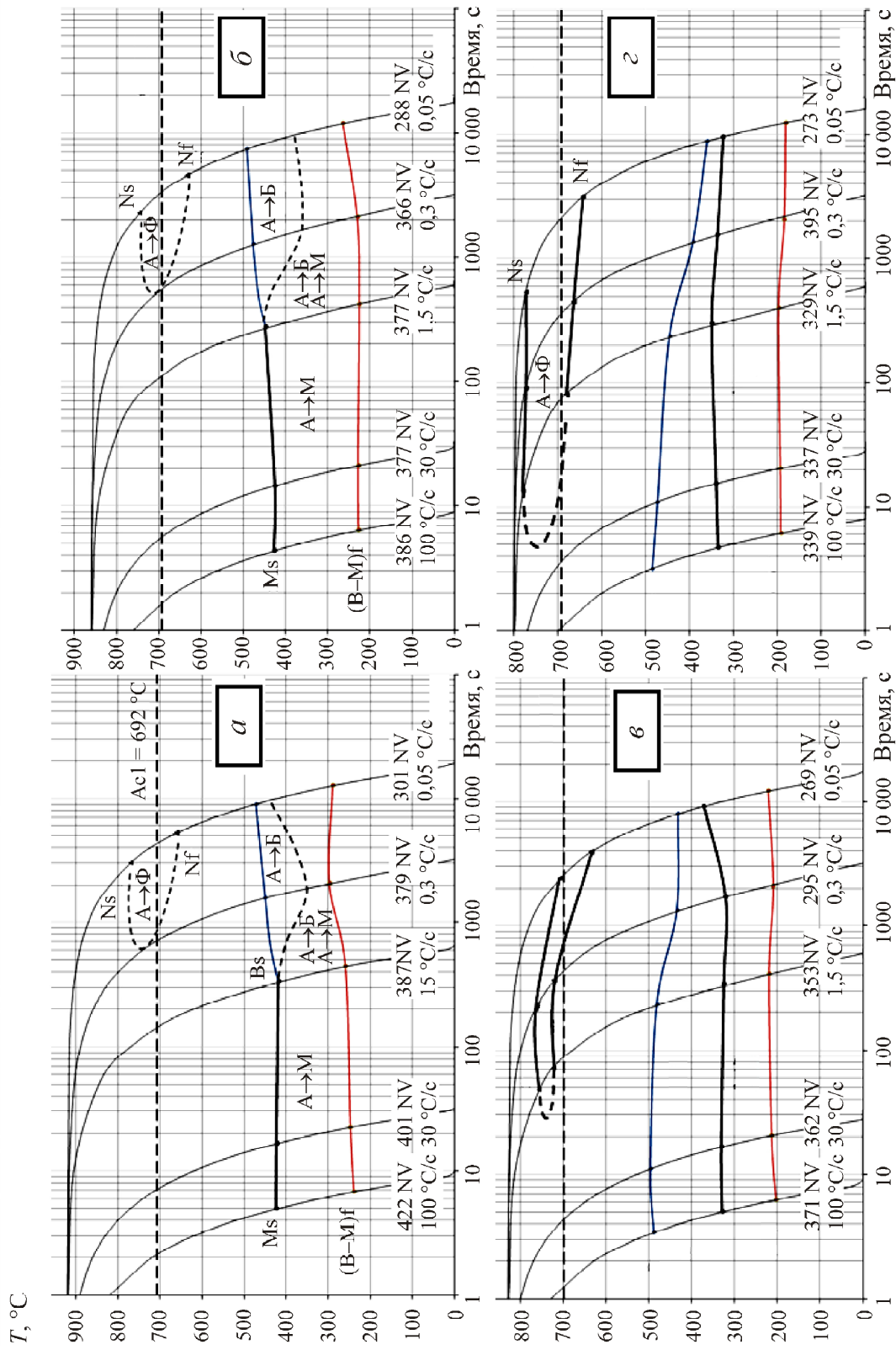


Рис. 3. Термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита стали 12Х3Г2МФС при охлаждении с температуры 920 °С (а), 860 °С (б), 830 °С (в), 800 °С (г)

Таблица 2

Механические свойства стали 12Х3Г2МФС в зависимости от режимов термической обработки

Режим термической обработки	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %	KCV ⁺²⁰ , кДж/м ²	Твердость, НВ
Требуемый уровень механических свойств	Не менее 689	Не менее 931	Не менее 13	–	Не менее 600	302–364
1. Закалка 920 °С, охлаждение – воздух	880	1250	15,0	65,0	325	390
2. Закалка 860 °С, охлаждение – воздух	845	1215	15,5	63,5	440	341
3. Закалка 830 °С, охлаждение – воздух	835	1200	15,5	61,0	630	319
4. Закалка 800 °С, охлаждение – воздух	745	1125	16,5	61,0	735	302
Длительность выдержки при нагреве под закалку составляла 1 ч						

Таблица 3

Средний размер зерна аустенита в зависимости от температуры аустенитизации

Марка стали	Средний размер зерна аустенита d , мкм (номер зерна)				
	Температура аустенитизации, °С				
	950	1050	1100	1150	1200
12Х3Г2МФС	12 (10)	19 (8)	29 (7)	62 (5)	136 (3)
10Х3Г3МФ [1]	12 (10)	31 (7)	43 (6)	113 (4)	235 (2)
10Х3Г3МФС [1]	14 (9)	18 (9)	26 (8)	37 (7)	90 (4)

Механические свойства стали 12Х3Г2МФС в зависимости от режимов термической обработки представлены в табл. 2.

Режим термической обработки при полной аустенитизации и из верхнего уровня МКИТ обеспечивает значительно более высокие значения предела прочности (1215–1250 МПа) при значительно более низком уровне ударной вязкости (325–440 кДж/м²). Данная закономерность объясняется полным прохождением $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения и получением при последующем охлаждении однородной структуры высокопрочного пакетного мартенсита.

Наиболее сбалансированный уровень свойств – предел прочности 1125 МПа, ударная вязкость 735 кДж/м² – наблюдали после закалки с МКИТ 800 °С с охлаждением на воздухе и отпуска на 250 °С. Данная особенность наиболее выражена для значений температуры из нижней части МКИТ 830 и 800 °С и связана с возрастанием удельной доли исходной α -фазы и формированием сложной субструктуры высоко- и малоугловых границ, что позволяет значительно повысить вязкость материала и обеспечить требуемый уровень надежности.

Дополнительно исследовали зависимость среднего размера зерна аустенита от температуры аустенитизации (табл. 3).

Согласно полученным результатам (см. табл. 3) установлено, что средний размер зерна аустенита для стали 12Х3Г2МФС при температуре 950 °С составляет 12 мкм, для стали 10Х3Г3МФ – 12 мкм и стали 10Х3Г3МФС – 14 мкм. При последующем ступенчатом повышении температуры до 1200 °С зерно аустенита марки 12Х3Г2МФС (136 мкм) растет быстрее, чем зерно более легированной стали 10Х3Г3МФС (90 мкм), и медленнее в сравнении с маркой 10Х3Г3МФ (235 мкм).

Полученные результаты исследований могут быть использованы при внедрении дополнений в образовательный процесс и при формировании дополнительных навыков научно-педагогических работников [25].

Выводы

1. Проведены исследования превращений переохлажденного аустенита марки 12Х3Г2МФС при полной аустенитизации (920 °С) и из МКИТ (от 860 до 800 °С) в интервале скоростей охлаждения от 100 до 0,05 °С/с, построены ТКД распада переохлажденного аустенита.

2. Проведены исследования влияния скорости охлаждения в интервале от 100 до 0,05 °С/с на микроструктуру стали 12Х3Г2МФС для значений температуры нагрева от 920 до 800 °С. Показано, что при значениях температуры 920 и 860 °С сталь

12Х3Г2МФС обладает повышенной устойчивостью аустенита, обеспечивая получение структуры пакетного мартенсита при скоростях охлаждения до 0,05 °С/с, предварительное выделение структуры верхнего бейнита при скоростях от 1,5 °С/с и менее, а также выделение избыточного феррита при скоростях охлаждения менее 0,3 °С/с. Установлено, что при охлаждении со значений температуры 830 и 800 °С при всех скоростях охлаждения микроструктура представляет собой бейнитно-мартенситную смесь с наличием исходной высокоотпущенной α -фазы, а при скорости 1,5 °С/с и менее наблюдается выделение избыточной α -фазы.

3. Наиболее высокий уровень прочностных характеристик достигается при закалке образцов стали 12Х3Г2МФС с температуры полной аустенитизации – 920 °С. По мере последовательного снижения температуры закалки в области МКИТ (860–800 °С) наблюдается контролируемое снижение прочностных характеристик с одновременным повышением ударной вязкости, с максимумом при 800 °С.

Список литературы

1. Исследование превращений, структуры и свойств системно-легированной низкоуглеродистой стали 12Х3Г2МФС промышленной выплавки / Д.П. Подузов, М.Ю. Симонов, А.Н. Юрченко, Ю.Н. Симонов, А.Д. Бухалов // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. – 2017. – Т. 19, № 4. – С. 41–60.
2. Низкоуглеродистая легированная сталь: пат. 2477333 РФ: МПК С 22 С 38/38 / Симонов Ю.Н., Панов Д.О., Симонов М.Ю., Касаткин А.В., Подузов Д.П.; заявитель и патентообладатель ФГБОУ ВПО «Пермский национальный исследовательский политехнический университет». – Заявл. 29.08.2011; опубл. 10.03.2013, Бюл. № 7. – 10 с.
3. Сталь с бейнитной структурой: пат. 2578873 РФ: МПК С 22 С 38/38 / Симонов Ю.Н., Симонов М.Ю., Орлова Е.Н., Шаманов А.Н., Подузов Д.П.; заявитель и патентообладатель ФГБОУ ВПО «Пермский национальный исследовательский политехнический университет». – Заявл. 25.11.2014; опубл. 27.03.2016, Бюл. № 9. – 11 с.
4. Simonov Yu.N., Simonov M.Yu., Galimova I.A. Transformations, structure and properties of system-alloyed low-carbon nickel-free steels // Metal. Sci. and Heat Treatment. – 2013. – Vol. 54, no. 11–12. – P. 558–564.
5. Симонов Ю.Н., Симонов М.Ю., Подузов Д.П. Превращения, структура и свойства системно-легированных низкоуглеродистых безникелевых сталей // Металлургия. – 2012. – № 11. – С. 4–11.
6. Голованенко С.А., Фонштейн Н.М. Двухфазные низколегированные стали. – М.: Металлургия, 1986. – 207 с.
7. Двухфазная ферритно-мартенситная сталь: пат. SU 1177379. С22С38/28, 38/38 / Ефимов А.А., Фонштейн Н.М., Амиров М.Г.; заявитель и патентообладатель – ЦНИИЧермет им. И.П. Бардина. – Заявл. 21.06.82; опубл. 07.09.85, Бюл. № 33. – 4 с.
8. Швейкин В.П., Хотинин В.А., Фарбер В.М. Кинетика распада переохлажденного аустенита, сформированного в межкритическом интервале температур // Физика металлов и металловедение. – 2007. – Т. 104, № 5. – С. 510–516.
9. Малинов Л.С., Бузова Д.В. Влияние закалки из межкритического интервала температур (МКИТ) и последующего высокого отпуска на структуру и свойства сталей 40ХН и 40ХН2МА // Вісник Приазовського державного технічного університету. Технічні науки. – 2013. – Т. 26. – С. 93–99.
10. Формирование структуры низколегированной трубной стали при нагреве в межкритическом интервале температур / А.Н. Маковецкий, Т.И. Табатчикова, И.Л. Яковлева [и др.] // Физика металлов и металловедение. – 2012. – Т. 113, № 7. – С. 744–755.
11. Структура и свойства низкоуглеродистых мартенситных сталей, закаленных из межкритического интервала температур / А.С. Ермолаев, М.Г. Закирова, Л.М. Клейнер, Ю.Н. Симонов // Конструкции из композиционных материалов. – 2006. – № 4. – С. 172–177.
12. Коган Л.И., Матрохина Э.В., Энтин Р.И. Влияние аустенитизации в межкритическом интервале температур на структуру и свойства низкоуглеродистых сталей // ФММ. – 1981. – Т. 52, вып. 6. – С. 1232–1241.
13. Березин С.К. Структура и механические свойства низкоуглеродистых мартенситных сталей, закаленных из межкритического интервала температур и после изотермической закалки // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. – 2016. – Т. 18, № 3. – С. 182–197.
14. Влияние температуры нагрева в межкритический интервал на формирование субзеренной структуры в предаритивно закаленных низколегированных сталях / С.В. Беликов, К.И. Сергеева, М.С. Карабаналов [и др.] // Современные проблемы науки и образования. – 2013. – № 2. – С. 184.
15. Formation of the structure and properties of a low-carbon martensitic steel 12KH2G2NMFT upon quenching / S.S. Yugai, L.M. Kleiner, A.A. Shatsov, N.N. Mitrokhovich // The Physics of Metals and Metallography. – 2004. – Vol. 97, iss. 1. – P. 98–103.
16. Ковка на радиально-обжимных машинах / В.А. Тюрин [и др.]; под общ. ред. В.А. Тюрина. – М.: Машиностроение, 1990. – 256 с.
17. Способ контроля структурного состояния закаленных низкоуглеродистых сталей: пат. 2498262 РФ. G01N 1/32, G01N 33/20 / Симонов Ю.Н., Панов Д.О., Симонов М.Ю., Подузов Д.П., Смирнов А.В. – 2013, Бюл. № 31. – 13 с.
18. Быкова П.О., Заяц Л.Ц., Панов Д.О. Выявление границ аустенитных зерен в сталях с мартенситной структурой методом окисления // Заводская лаборатория и методы неразрушающего контроля. – 2008. – № 6. – С. 42–45.
19. Панов Д.О. Дилатометрические исследования процессов аустенитизации в межкритическом интервале

температур закаленной и высокоотпущенной низкоуглеродистой стали // Современные проблемы науки и образования. – 2014. – № 6. – С. 131.

20. Панов Д.О. Структурные и фазовые превращения в низкоуглеродистой стали при термической обработке с однократной и циклической аустенитизацией: дис. ... канд. техн. наук: 05.16.01 / Перм. нац. исслед. политехн. ун-т. – Пермь, 2015. – 146 с.

21. Панов Д.О., Смирнов А.И. Особенности образования аустенита в низкоуглеродистой стали при нагреве в межкритическом интервале температур // Физика металлов и материаловедение. – 2017. – Т. 118, № 11. – С. 1138–1148.

22. Особенности процессов образования аустенита в межкритическом интервале температур в исходнозакаленных низкоуглеродистых сталях разных систем легирования / Л.Ц. Заяц, Д.О. Панов, Ю.Н. Симонов [и др.] // Физика металлов и материаловедение. – 2011. – Т. 112, № 5. – С. 505–513.

23. Подузов Д.П. Разработка и внедрение системно-легированной НМС стали 12Х3Г2МФС для производства тяжело нагруженных изделий нефтегазового машиностроения // Проблемы черной металлургии и материаловедения. – 2018. – № 1. – С. 68–72.

24. Direct observation that bainite can grow below Ms / Peter Holmskog, Anika Borgenstam, Mats Hillert [et. al] // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2012. – Vol. 43A. – P. 4984–4988.

25. Чекалкин А.А. Повышение квалификации профессорско-преподавательского персонала политехнического университета в педагогической сфере // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Электротехника, информационные технологии, системы управления. – 2018. – Т. 25. – С. 7–22.

References

1. Poduzov D.P., Simonov M.Iu., Iurchenko A.N., Simonov Iu.N., Bukhalov A.D. Issledovanie prevrashchenii, struktury i svoistv sistemnolegированной низкоуглеродистой стали 12Kh3G2MFS promyshlennoi vyplavki [Research of transformations, structure and properties of system-alloyed mild steel 12X3Г2МФС industrial melting]. *Vestnik Permskogo natsional'nogo issledovatel'skogo politekhnicheskogo universiteta. Mashinostroenie, materialovedenie*, 2017, vol. 19, no. 4, pp. 41–60.

2. Simonov Iu.N., Panov D.O., Simonov M.Iu., Kasatkin A.V., Poduzov D.P. Nizkouglerodistaia legirovannaia stal' [Low carbon alloy became]. Patent Rossiiskaia Federatsia no. 2477333 (2013).

3. Stal' s beinitnoi strukturoi [Steel with bainite structure]. Patent Rossiiskaia Federatsia no. 2578873 (2016).

4. Simonov Yu.N., Simonov M.Yu., Galimova I.A. Transformations, structure and properties of system-alloyed low-carbon nickel-free steels. *Metal. Sci. and Heat Treatment.*, 2013, vol. 54, no. 11–12, pp. 558–564.

5. Simonov Iu.N., Simonov M.Iu., Poduzov D.P. Prevrashcheniia, struktura i svoistva sistemno-legirovannykh nizkouglerodistykh beznikelevykh stalei [Transformations, structure and properties of system-alloyed low carbon nickel-free steels]. *MITOM*, 2012, no. 11, pp. 4–11.

6. Golovanenko S.A., Fonshtein N.M. Dvukhfaznye nizkolegированные stali [Two-phase low-alloy steels]. Moscow: Metallurgii, 1986, 207 p.

7. Efimov A.A., Fon-shtein N.M., Amirov M.G. Dvukhfaznaia ferritno-martensitnaia stal' [Two-phase ferritic-martensitic steel]. Patent Rossiiskaia Federatsia no. 1177379 (1985).

8. Shveikin V.P., Khotinov V.A., Farber V.M. Kinetika raspada pereokhlazhdennogo austenita, sformirovavshegosia v mezhkритическом интервале температур [Kinetics of decomposition of supercooled austenite formed in the inter-critical temperature range]. *Fizika metallov i metalovedenie*, 2007, vol. 104, no. 5, pp. 510–516.

9. Malinov L.S., Burova D.V. Vliianie zakalki iz mezhkритического интервала температур (MKIT) i posleduiushchego vysokogo otpuska na strukturu i svoistva stalei 40KhN i 40KhN2MA [Influence of quenching from the inter-critical temperature range (MKIT) and subsequent high tempering on the structure and properties of 40KHN and 40KHN2MA steels]. *Visnik Priazovskogo derzhavnogo tekhnicheskogo universiteta. Tekhnichni nauki*, 2013, vol. 26, pp. 93–99.

10. Makovetskii A.N., Tabatchikova T.I., Iakovleva I.L. Formirovanie struktury nizkolegированной trubnoi stali pri nagreve v mezhkритическом интервале температур [Formation of low-alloy pipe steel structure at heating in the inter-critical temperature range]. *Fizika metallov i metalovedenie*, 2012, vol. 113, no. 7, pp. 744–755.

11. Ermolaev A.S., Zakirova M.G., Kleiner L.M., Simonov Iu.N. Struktura i svoistva nizkouglerodistykh martensitnykh stalei, zakalennykh iz mezhkритического интервала температур [Structure and properties of low carbon martensitic steels hardened from the inter-critical temperature range]. *Konstruktsii iz kompozitsionnykh materialov*, 2006, no. 4, pp. 172–177.

12. Kogan L.I., Matrokhina E.V., Entin R.I. Vliianie austenizatsii v mezhkритическом интервале температур na strukturu i svoistva nizkouglerodistykh stalei [Influence of austenitization in the inter-critical temperature range on the structure and properties of low carbon steels]. *FMM*, 1981, vol. 52, iss. 6, pp. 1232–1241.

13. Berezin S.K. Struktura i mekhanicheskie svoistva nizkouglerodistykh martensitnykh stalei, zakalennykh iz mezhkритического интервала температур i posle izotermicheskoi zakalki // *Vestnik Permskogo natsional'nogo issledovatel'skogo politekhnicheskogo universiteta. Mashinostroenie, materialovedenie*, 2016, vol. 18, no. 3, pp. 182–197.

14. Belikov S.V., Sergeeva K.I., Karabanalov M.S. Vliianie temperatury nagreva v mezhkритическом интервале на formirovanie subzerennoi struktury v predvaritel'no zakalennykh nizkolegированныkh staliakh [Influence of heating temperature in the inter-critical interval on formation of subgrain structure in pre-tempered low-alloy steels]. *Sovremennye problemy nauki i obrazovaniia*, 2013, no. 2, pp. 184.

15. Yugai S.S., Kleiner L.M., Shatsov A.A., Mitrokhovich N.N. Formation of the structure and properties of a low-carbon martensitic steel 12KH2G2NMFT upon quenching. *The Physics of Metals and Metallography*, 2004, vol. 97, iss. 1, pp. 98–103.

16. Tiurin V.A. Kovka na radial'no-obzhimnykh mashinakh [Forging on radial crimping machines]. Ed V.A. Tiurina. Moscow: Mashinostroenie, 1990, 256 p.

17. Simonov Iu.N., Panov D.O., Simonov M.Iu., Poduzov D.P., Smirnov A.V. Sposob kontrolya strukturnogo sostoiianiia za-kalennykh nizkouglerodistykh stali [A method of control over the structural condition of hardened mild steel]. Patent Rossiiskaia Federatsia no. 2498262 (2013), no. 31, 13 p.

18. Bykova P.O., Zaiats L.Ts., Panov D.O. Vyiavlenie granits austenitnykh zeren v staliakh s martensitnoi strukturoi metodom okisleniia [Identification of austenitic grain boundaries in martensitic steels by oxidation]. *Zavodskaiia laboratoriia i metody nerazrushaiushchego kontrolya*, 2008, no. 6, pp. 42–45.

19. Panov D.O. Dilatometricheskie issledovaniia protsessov austenitizatsii v mezhkriticheskom intervale temperatur zakalnoi i vysokootpushchennoi nizkouglerodistoi stali [Dilatometric studies of austenitization processes in the inter-critical temperature range of hardened and high-released mild steel]. *Sovremennye problemy nauki i obrazovaniia*, 2014, no. 6, pp. 131.

20. Panov D.O. Strukturnye i fazovye prevrashcheniia v nizkouglerodistoi stali pri termicheskoi obra-botke s odnokratnoi i tsiklicheskoii austenitizatsiei [Structural and phase transformations in low-carbon steel during heat treatment with single-entry and cyclic austenitization]. PhD. thesis. Perm', 2015, 146 p.

21. Panov D.O., Smirnov A.I. Osobennosti obrazovaniia austenita v nizkouglerodistoi stali pri nagreve v mezhkriticheskom intervale temperatur [Peculiarities of austenite formation in mild steel at heating in the inter-critical temperature range]. *Fizika metallov i metallovedenie*, 2017, vol. 118, no. 11, pp. 1138–1148.

22. Zaiats L.Ts., Panov D.O., Simonov Iu.N. Osobennosti protsessov obrazovaniia austenita v mezhkriticheskom intervale temperatur v iskhodnozaka-lennykh nizkouglerodistykh staliakh raznykh sistem legirovaniia [Peculiarities of austenite formation processes in the inter-critical temperature range in initial hardened low-carbon steels of different alloying systems]. *Fizika metallov i metallovedenie*, 2011, vol. 112, no. 5, pp. 505–513.

23. Poduzov D.P. Razrabotka i vnedrenie sistemno-legirovannoi NMS stali 12Kh3G2MFS dlia proizvodstva ti-azhelonagruzhenykh izdelii neftegazovogo mashinostroeniia [Development and implementation of system-alloyed NMS steel 12X3Г2МФС for the production of heavy-duty products of oil and gas engineering]. *Problemy chernoi metallurgii i materialovedeniia*, 2018, no. 1, pp. 68–72.

24. Peter Holmskog, Anika Borgenstam, Mats Hillert et. al. Direct observation that bainite can grow below Ms. *Metallurgical and Materials Transactions A.*, 2012, vol. 43A, pp. 4984–4988.

25. Chekalkin A.A. Povyslenie kvalifikatsii professorsko-prepodavatel'skogo personala politekhnicheskogo universiteta v pedagogicheskoi sfere [Advanced training of the teaching staff of the Polytechnic University in the field of education]. *Vestnik Permskogo natsional'nogo issledovatel'skogo politekhnicheskogo universiteta. Elektrotekhnika, informatsionnye tekhnologii, sistemy upravleniia*, 2018, vol. 25, pp. 7–22.

Получено 17.06.19

Опубликовано 26.09.19

Сведения об авторах

Подузов Денис Павлович (Пермь, Россия) – заместитель главного технолога ЗАО «СКБ», аспирант кафедры металловедения, термической и лазерной обработки металлов Пермского национального исследовательского политехнического университета; e-mail: poduzov_dp@mz.perm.ru.

Симонов Юрий Николаевич (Пермь, Россия) – доктор технических наук, профессор, завкафедрой металловедения, термической и лазерной обработки металлов Пермского национального исследовательского политехнического университета; e-mail: simonov@pstu.ru.

Юрченко Александр Николаевич (Пермь, Россия) – аспирант кафедры металловедения, термической и лазерной обработки металлов Пермского национального исследовательского политехнического университета; e-mail: aleksmt@gmail.com.

About the authors

Denis P. Poduzov (Perm, Russian Federation) – Deputy Chief Technologist, CJSC "SCB", Postgraduate Student, Department of Metal Science and Heat Treatment of Metals, Perm National Research Polytechnic University; e-mail: poduzov_dp@mz.perm.ru.

Yury N. Simonov (Perm, Russian Federation) – Doctor of Technical Sciences, Professor, Head of the Department of Metal Science and Heat Treatment of Metals, Perm National Research Polytechnic University; e-mail: simonov@pstu.ru.

Alexander N. Yurchenko (Perm, Russian Federation) – Postgraduate Student, Department of Metal Science and Heat Treatment of Metals, Perm National Research Polytechnic University; e-mail: aleksmt@gmail.com.