

DOI: 10.15593/2224-9877/2017.4.03

УДК 669.14.018.29:539.49

**Д.П. Подузов¹, М.Ю. Симонов², А.Н. Юрченко²,
Ю.Н. Симонов², А.Д. Бухалов²**

¹ ПАО «Мотовилихинские заводы», Пермь, Россия

² Пермский национальный исследовательский
политехнический университет, Пермь, Россия

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРЕВРАЩЕНИЙ, СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СИСТЕМНО-ЛЕГИРОВАННОЙ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ 12Х3Г2МФС ПРОМЫШЛЕННОЙ ВЫПЛАВКИ

Исследованы превращения, структура и механические свойства системно-легированной низкоуглеродистой стали 12Х3Г2МФС в сравнении с ранее изученными сталями 10Х3Г3МФ, 10Х3Г3МФС и 10Х3Г3МФТ. Рассмотрены технологические ограничения серийно применяемых конструкционных сталей марок 40ХН2МА, 40ХГМА, 42СгМо4V, используемых при производстве высоконагруженных изделий нефтегазового машиностроения, таких как утяжеленные бурильные трубы и переводники. Выявлены основные недостатки классических марок сталей. Показаны преимущества системно-легированных сталей на примере исследуемой марки 12Х3Г2МФС. Приведена технология производства исследуемой стали промышленной выплавки. Показаны основные технологические переходы. Определены критические точки и построены термокинетические диаграммы распада аустенита. Показана технологичность марки стали 12Х3Г2МФС, возможность закаливаться с охлаждением на спокойном воздухе до твердости 379–383 НВ при обеспечении сквозной прокаливаемости в сечениях до 279 мм. Показано качество металлургической заготовки исследуемой стали после радиальнойковки в различных сечениях и при степенях укова от 3,98 до 5,17. Изучено влияние температуры нагрева под закалку на структуру и свойства стали. Проведена оценка размера зерна аустенита исследуемой стали в зависимости от температуры аустенитизации в сравнении с ранее изученными сталями 10Х3Г3МФ, 10Х3Г3МФС, 10Х3Г3МФТ. Определено влияние скорости охлаждения и температуры отпуска на структуру, твердость и механические свойства стали 12Х3Г2МФС в сравнении с ранее изученными сталями. Определены основные легирующие элементы, влияющие на устойчивость аустенита при охлаждении. Проведена оценка их минимального содержания в подобных композициях. Рассмотрены граничные условия системы легирования сталей для получения заданной структуры, обеспечения прокаливаемости и требуемых механических свойств. Показана практическая применимость и технологичность марки в серийном производстве ПАО «Мотовилихинские заводы».

Ключевые слова: низкоуглеродистые стали, системно-легированные стали, безникелевые стали, конструкционные стали, низкоуглеродистые мартенситные стали, бейнитное превращение, термокинетические диаграммы, превращения, структура, ударная вязкость.

**D.P. Poduzov¹, M.Yu.Simonov², A.N. Yurchenko²,
Yu.N. Simonov², A.D. Bukhalov²**

¹ PJSC “Motovilikhinskiye Zavody”, Perm, Russian Federation

² Perm National Research Polytechnic University, Perm, Russian Federation

THE STUDY OF TRANSFORMATIONS, STRUCTURE AND PROPERTIES OF INDUSTRIAL SMELTING SYSTEM- ALLOYED LOW-CARBON STEEL 12KH3G2MFS

The transformations, structure and mechanical properties of system-alloyed low-carbon steel 12Kh3G2MFS in comparison with the previously studied steels 10Kh3G3MF, 10Kh3G3MFS and 10Kh3G3MFT were investigated. Considered technological limitations of commercially used structural steels 40KhN2MA, 40KhGMA, 42CrMo4V used in the production of highly loaded petroleum machinery products such as heavy-weight drill pipe and subs. The basic shortcomings of the classical steels were revealed. Shows the benefits of system-alloyed steels, for example, investigated brand 12Kh3G2MFS. The production technology industrial smelting of the investigated steel is given. The major technological transitions are shown. The critical points and built thermokinetic diagrams of decomposition of austenite were identified. The adaptability of the steel grade 12Kh3G2MFS, the ability to harden with cooling in calm air hardness HB 379-383, while ensuring end-to-end hardenability in sections up to 279mm are shown. Shows the quality of castings and forgings of the investigated steel after forging at different radial sections and with degrees from 3.98 to 5.17. The influence of temperature of heating for hardening on the structure and properties of steel is studied. The estimation of the grain size of austenite of investigated steel depending on the temperature of austenitization, in comparison with the previously studied steels 10Kh3G3MF, 10Kh3G3MFS and 10Kh3G3MFT. The influence of cooling rate and the tempering temperature of the structure, hardness and mechanical properties of steel 12Kh3G2MFS in comparison with the previously studied steels were defined. Identifies the main alloying elements that affect the stability of the austenite during cooling. Conducted evaluation of the minimum content of such compositions. Considered the boundary conditions of the system of alloying of steels for obtaining the specified structure, provide the required hardenability and mechanical properties. The practical applicability and adaptability of the brand in mass production, PJSC “Motovilikhinskiye Zavody”.

Keywords: low-carbon steels, system-alloy steels, nickel-free steel, structural steel, low-carbon martensitic steels, bainitic transformation, thermokinetic diagrams, transformations, structure, impact strength.

Введение

Исследуемая марка 12ХЗГ2МФС является низкоуглеродистой мартенситной сталью. Сталь предназначена для замены марок сталей, серийно применяемых в производстве гражданской продукции, а именно для изготовления высоконагруженных изделий нефтегазового машиностроения, таких как утяжеленные бурильные трубы и переводники. Традиционно при выпуске таких изделий используются среднеуглеродистые легированные конструкционные марки сталей, а именно 40ХГМА, 40ХН2МА, 42CrMo4V, 4145 AISI. Указанные марки обеспечивают относительно высокий уровень прочностных харак-

теристик σ_B более 900 МПа и ударной вязкости KCV не менее 600 кДж/м². Как известно, использование подобных марок экономически оправдано, так как себестоимость самой стали относительно низка. Однако существует и ряд недостатков. Формирование высокого комплекса свойств достигается упрочняющей термической обработкой – закалкой с высоким отпуском, или так называемой операцией «улучшение». В свою очередь, использование в основном производственном процессе термической обработки с закалкой в жидких средах весьма энергозатратно и неэкологично. Дополнительную степень упрочнения возможно реализовать методами механотермического воздействия с применением дополнительной холодной или теплой деформации, термоциклической обработкой [1, 2], закалкой токами высокой частоты [3, 4]. Однако указанные методы являются технологически сложными при внедрении в условиях действующего серийного производства. Классически применяемые марки сталей, помимо прочего, также имеют ограниченную прокаливаемость и склонность к деформации и трещинообразованию при закалке. Так, например, прокаливаемость стали 40ХГМА, в зависимости от содержания углерода и легирующих элементов, составляет от 13 до 46 мм, а прокаливаемость стали 40ХН2МА – от 45 до 49 мм [5]. При этом толщина стенки бурильной трубы УБТС-203-71 составляет 66 мм. Внедрение новой марки стали позволит решить указанные проблемы.

Известно, что проблему повышения технологичности и прокаливаемости стали возможно решить при повышении устойчивости аустенита при его охлаждении. При этом система легирования стали должна включать ряд карбидообразующих элементов в соотношении, обратном их способности к карбидообразованию, в недостаточном для образования спецкарбидов количестве [6]. В то же время в работе [7] показано, что введение в сталь кремния в количестве до 1,5 % значительно повышает устойчивость аустенита в перлитной и бейнитной областях. Данное решение позволяет исключить из системы легирования стали такой дорогостоящий элемент, как никель, и значительно снизить себестоимость изделий. В работе [8] показано, что структура речного (пакетного) мартенсита обеспечивает в низкоуглеродистых сталях высокий комплекс прочностных и пластических характеристик, а для обеспечения подвижности дислокаций в речном (пакетном) мартенсите содержание углерода не должно превышать 0,12 %. Более высокое

содержание углерода приводит к увеличению доли твердорастворного упрочнения и снижению пластических характеристик материала. Детальное исследование превращений НМС-сталей и бейнитных сталей изучено в работах [9–14].

Разработку и проектирование химического состава, технологических и конструкционных свойств выполняли с учетом ранее проведенных исследований кафедры «Металловедение, термическая и лазерная обработка металлов» Пермского национального исследовательского политехнического университета. За основу при проектировании были взяты марки 10Х3Г3МФ, 10Х3Г3МФТ и 10Х3Г3МФС, исследованные в рамках реализации Постановления 218 при поддержке Минобрнауки России [7].

Цель работы – исследование превращений, структуры и свойств специально сконструированной и выплавленной системно-легированной низкоуглеродистой стали; промышленное опробование стали в серийном производстве.

Методика проведения исследований

Исследовали образцы стали 12Х3Г2МФС, отобранные из опытной ступенчатой кованой заготовки сечением $\varnothing 254$, $\varnothing 266$, $\varnothing 279$ мм, полученной методом радиальнойковки. Опытная заготовка изготовлена на основном технологическом оборудовании ПАО «Мотовилихинские заводы» по маршруту: выплавка стали в дуговой сталеплавильной печи, доведение химического состава стали на агрегате комплексной обработки, вакуумирование, разливка блюмов, радиальнаяковка. Температура нагрева под ковку $1150 + 50$ °С, температура окончанияковки не менее 850 °С. Фактическая температура окончанияковки 950 °С, охлаждение поковки проводили на спокойном воздухе.

Вырезку образцов проводили в соответствии с требованиями ГОСТ 8479–90 на расстоянии $1/3$ по радиусу от поверхности и с дополнительным отбросом, исключая торцевую закалку.

Оценку химического состава образцов выплавленных сталей проводили на спектрометре фирмы Spectro (модель SpectromaxxM) и газоанализаторе фирмы ELTRA (модель ONH 2000).

Дилатометрические исследования выполняли на дилатометре Lineseiss RITA L78, оснащенном индукционным датчиком продольного перемещения. Методика подробно описана в работе [7].

Термическую обработку образцов выполняли в лабораторных печах ПНИПУ и центральной заводской лаборатории ПАО «Мотовилихинские заводы»: печи сопротивления камерного типа с окислительной атмосферой; рабочий диапазон 200–1300 °С, максимальный перепад температур по объему ± 5 °С. Для термической обработки вырезали образцы сечением 20×20 мм и длиной 100 мм. Направление образцов продольное, отбор согласно ГОСТ 8479–90.

Механические испытания на одноосное растяжение проводили на универсальной испытательной разрывной машине Inspekt 250, модель EDC2/900W, усилием 250 кН. Расчет характеристик прочности (σ_B , $\sigma_{0,2}$) и пластичности (δ , ψ) проводили в соответствии с требованиями ГОСТ 1497–84 на пятикратных цилиндрических образцах типа III № 4.

Испытания на ударный изгиб проводили на маятниковом копре модели 2130КМ-0,3 с усилием 300 Дж, в соответствии с ГОСТ 9454–78. Испытания проходили при температуре +20 °С.

Металлографические исследования проводили на шлифах, изготовленных из разрушенных частей ударных образцов. Травление выполняли в 3%-ном растворе азотной кислоты в этиловом спирте. Структуру изучали с помощью светового инвертированного микроскопа Meiji Techno Co, LTD (серия IM 7200) и светового микроскопа Olympus GX-51 при увеличениях от 100 до 1000. Для выявления границ зерен после различных нагревов использовали комбинированный метод окисления-травления [14], который гарантированно выявляет границы бывших аустенитных зерен при варьировании в широком интервале температур и продолжительности выдержек.

Твердость определяли по ГОСТ 9013–59 на твердомере «Роквелл» (заводской номер 048120) по шкале С, твердомере Бринелль по ГОСТ 9012–59 и ГОСТ 23677–79.

Результаты исследований и их обсуждение

Химические составы опытной марки стали 12Х3Г2МФС и ранее исследованных в работе [7] сталей приведены в табл. 1.

Как видно из результатов химического анализа, состав стали 12Х3Г2МФС отличен от ранее исследованных композиций по углероду, марганцу, кремнию, хрому. Незначительное отличие по остаточным элементам (никелю, титану и меди), а также примесям (сере и фосфору) связано с различием в технологии производства. Выплавку

стали 12Х3Г2МФС проводили на промышленном оборудовании с объемом плавки по жидкой стали 60 т, выплавку сталей, исследованных в работе [7], на лабораторном оборудовании с объемом плавки 60 кг. Следует отметить, что содержание углерода в стали 12Х3Г2МФС является граничным для гарантированного получения структуры мартенсита и исключения бейнитного превращения при охлаждении аустенита [6, 8], как и содержание кремния и отношение Cr/C [7].

Таблица 1

Химический состав опытной марки стали.

Марка стали	Содержание элементов, мас. %										
	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Mo	V	Ti	Cu
12Х3Г2МФС	0,12	1,8	1,15	0,016	0,008	2,43	0,26	0,44	0,12	0,005	0,22
10Х3Г3МФ	0,10	2,81	0,34	0,020	0,009	2,77	0,16	0,40	0,12	0,002	0,19
10Х3Г3МФТ	0,10	2,70	0,37	0,020	0,009	2,78	0,16	0,40	0,12	0,021	0,19
10Х3Г3МФС	0,10	2,51	1,25	0,019	0,008	2,75	0,16	0,40	0,12	0,004	0,19

Поверхностная твердость ступенчатой поковки 12Х3Г2МФС после ее полного охлаждения на спокойном воздухе с кузнечного нагрева составила 379–383 НВ.

Далее произведена вырезка поперечных темплетов для контроля макроструктуры (толщиной 20 мм) и темплетов для изготовления образцов для механических испытаний (толщиной 100 мм). Отбор темплетов для контроля макроструктуры и механических испытаний проводили от каждой ступени опытной поковки.

Оценку макроструктуры проводили по ГОСТ 10243–75. Условия травления: в 50%-ном водном растворе соляной кислоты при температуре 60–80 °С в течение 50 мин.

Результаты контроля макроструктуры опытной ступенчатой поковки из стали 12Х3Г2МФС приведены ниже.

Диаметр ступени поковки, мм	Результаты контроля
Ø254	Шкала 1а – балл 0,5; шкалы 2а–6а, 7, 8, 9, 10а – балл 0. Другие дефекты также отсутствуют. В изломе дефектов не обнаружено

Диаметр ступени поковки, мм	Результаты контроля
Ø266	Шкалы 1а–6а, 7, 8, 9, 10а – балл 0. Другие дефекты также отсутствуют. В изломе дефектов не обнаружено
Ø279	Шкалы 1а–6а, 7, 8, 9, 10а – балл 0. Другие дефекты также отсутствуют. В изломе дефектов не обнаружено

Результаты анализа макроструктуры подтверждают соответствие металла требованиям ГОСТ 10243, а также характеризуют технологичность стали при серийном металлургическом переделе. Следует отметить, что уков ступенчатой поковки составил от 3,98 для сечения диаметром 279 мм до 5,17 для сечения диаметром 254 мм, что также является достаточным условием для формирования плотной структуры металла после обработки давлением. Подтвержденная практикой степень укова для поковок ответственного назначения, изготавливаемых из классических улучшаемых марок сталей, должна находиться в пределах от 3 до 5, что обеспечивает необходимую проработку и исправление литой структуры, а также технологические нормы и операционные коэффициенты использования металла [15].

Дополнительно для оценки прокаливаемости стали 12Х3Г2МФС при охлаждении на спокойном воздухе проведен контроль твердости по сечению макротемплетов. Результаты представлены в табл. 2.

Таблица 2

Результаты контроля твердости по сечению стали 12Х3Г2МФС

Сечение заготовки, мм	Твердость НВ, Н/мм ²			
	Расстояние от поверхности, мм			
	поверхность	50 мм	100 мм	центр
Ø254	388	341	333	333
Ø266	385	333	333	333
Ø279	379	333	333	321

Твердость, замеренная на трех сечениях опытной ступенчатой поковки, находится в интервале от 321 до 388 НВ (3,1–3,4 мм). Факти-

ческие результаты замеров подтверждают потенциальную способность марки 12Х3Г2МФС к сквозной прокаливаемости в сечениях не менее 279 мм при охлаждении с кузнечного нагрева на спокойном воздухе. Незначительная разница в полученных результатах в поверхностном слое и в центральной части объясняется различной удельной скоростью охлаждения между сечениями. Замер температурных полей при охлаждении не проводился, полное охлаждение заготовки составило 12 ч.

Для оценки влияния системы легирования на склонность зерна аустенита к росту в процессе аустенитизации из тела поковки были отобраны и изготовлены дополнительные образцы. Исследуемые образцы нагревали до температур в интервале от 930 до 1200 °С с выдержкой в течение 40 мин и последующим охлаждением в воде. Выявление зеренной структуры проводили комбинированным методом [14]. Результаты контроля зеренной структуры стали представлены на рис. 1. Зеренная структура сталей 10Х3Г3МФ, 10Х3Г3МФС и 10Х3Г3МФТ изучена в работе [7].

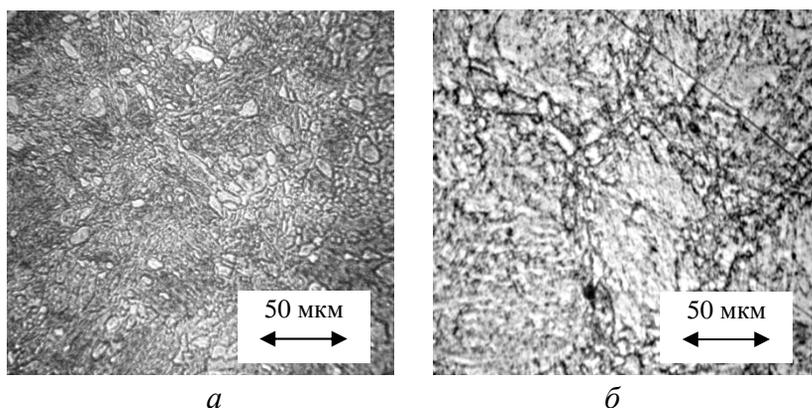


Рис. 1. Микроструктура стали 12Х3Г2МФС, выявленная различными методами: *а* – травлением в 3%-ном растворе HNO_3 (закалка 900 °С, 30 мин); *б* – электролитическим травлением (закалка 1200 °С, 30 мин)

Очевидно, что во всех исследуемых сталях с увеличением температуры происходит рост зерна, но характер этого роста различен и зависит от системы легирования и соотношения легирующих элементов.

Размер зерна для стали 12Х3Г2МФС идентичен размеру зерна стали 10Х3Г3МФС до температуры 1100 °С – 26–28 мкм. При более высоких температурах зерно стали 12Х3Г2МФС растет быстрее, и при

температуре нагрева 1200 °С средний размер зерна в стали 12Х3Г2МФС составляет 133 мкм, а в стали 10Х3Г3МФС – 90 мкм (рис. 2).

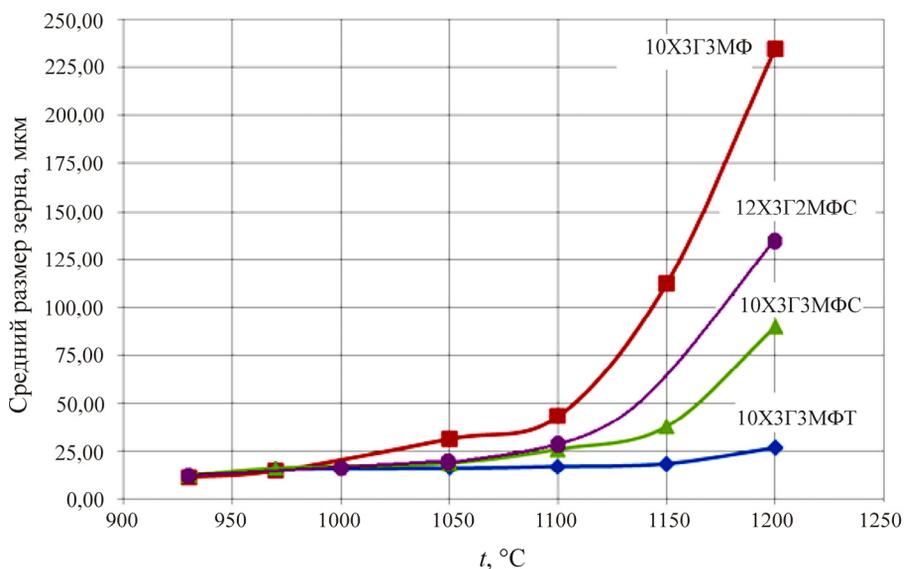


Рис. 2. Влияние температуры аустенитизации на размер зерна стали 12Х3Г2МФС в сравнении со сталями 10Х3Г3МФ, 10Х3Г3МФС, 10Х3Г3МФТ

Таким образом, в стали 12Х3Г2МФС с пониженным содержанием хрома и марганца, по сравнению со сталью 10Х3Г3МФС, более интенсивный рост зерна аустенита наблюдается при нагреве выше 1100 °С.

В результате построения термокинетических диаграмм (рис. 3) для стали 12Х3Г2МФС показано: мартенситное превращение реализуется только при самой большой исследованной скорости охлаждения 50 °С/с; уже при скорости охлаждения 1,5 °С/с мартенситному превращению предшествует бейнитное превращение, которое протекает в интервале 500–400 °С. При скорости охлаждения 0,3 °С/с температурный интервал бейнитного превращения становится более широким, а при скорости охлаждения 0,05 °С/с бейнитному превращению предшествует выделение избыточного феррита.

Для стали 10Х3Г3МФС M_n при скоростях 50; 1,5; 0,3 °С/с постоянно с небольшим повышением к скорости 0,3 °С/с; при скорости охлаждения 0,05 °С/с наблюдается бейнитное превращение, при этом температура начала мартенситного превращения, протекающего после

бейнитного, заметно снижается, что объясняется процессами обогащения по углероду еще не превращенного аустенита.

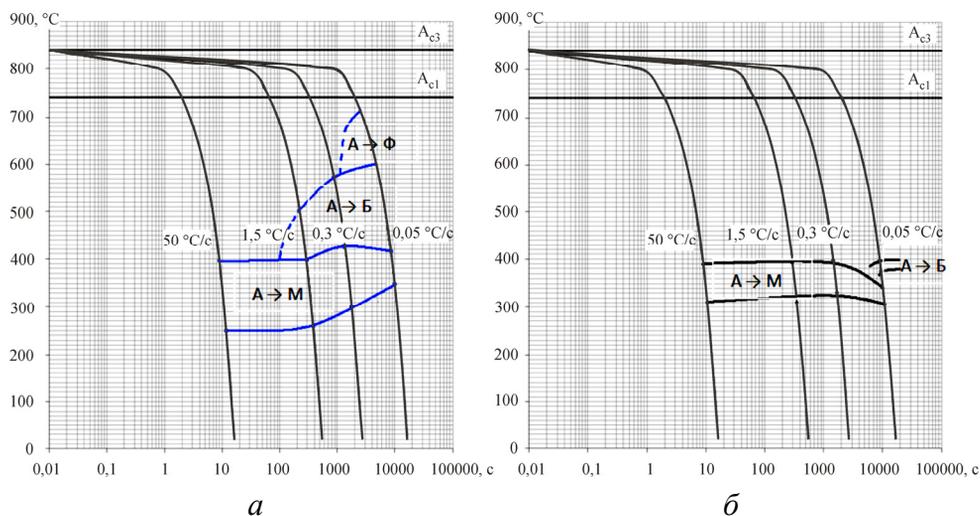


Рис. 3. Термокинетические диаграммы: *a* – для стали 12Х3Г2МФС; *б* – для стали 10Х3Г3МФС

Количественная информация о критических точках для стали 12Х3Г2МФС и сталей 10Х3Г3МФ, 10Х3Г3МФС и 10Х3Г3МФТ приведена в табл. 3.

Таблица 3

Температуры критических точек сталей 12Х3Г2МФС, 10Х3Г3МФ, 10Х3Г3МФС и 10Х3Г3МФТ после охлаждения с различными скоростями (дилатометр Lineseiss RITA L78)

Сталь	Скорость охлаждения, °C/c							
	50		1,5		0,3		0,05	
	Критические точки, °C							
	M _H /M _K	B _H /B _K	M _H /M _K	B _H /B _K	M _H /M _K	Φ _H /Φ _K	B _H /B _K	M _H /M _K
12Х3Г2МФС	395/255	490/400	400/260	575/445	445/300	730/600	600/425	425/345
10Х3Г3МФ	390/310	–	388/327	–	390/340	–	400/380	340/305
10Х3Г3МФТ	393/295	–	395/285	–	400/315	–	450/390	365/325
10Х3Г3МФС	388/310	–	392/310	–	398/330	–	398/375	340/305

Таким образом, из данных, представленных в табл. 1 и табл. 3, следует, что снижение содержания марганца с 2,80 до 2,50 % при неизменном содержании хрома, равном 2,75 %, не приводит к снижению устойчивости переохлажденного аустенита, которая остается на достаточно высоком уровне. При этом нужно принять во внимание, что кремний (его содержание в стали 10X3Г3МФС по сравнению со сталью 10X3Г3МФ увеличено в 3,5 раза: с 0,34 до 1,25 %) слабо влияет на уровень устойчивости переохлажденного аустенита.

Дальнейшее снижение содержания марганца до 1,8 % при одновременном снижении содержания хрома до 2,4 % приводит к резкому снижению устойчивости переохлажденного аустенита, однако такой устойчивости достаточно для получения структуры мартенсита при скоростях охлаждения более 1,5 °C/c.

Результаты оценки влияния температуры аустенитизации на твердость стали 12X3Г2МФС, с последующим охлаждением в воде и на воздухе, представлены на рис. 4. После закалки с 920 °C на воздухе

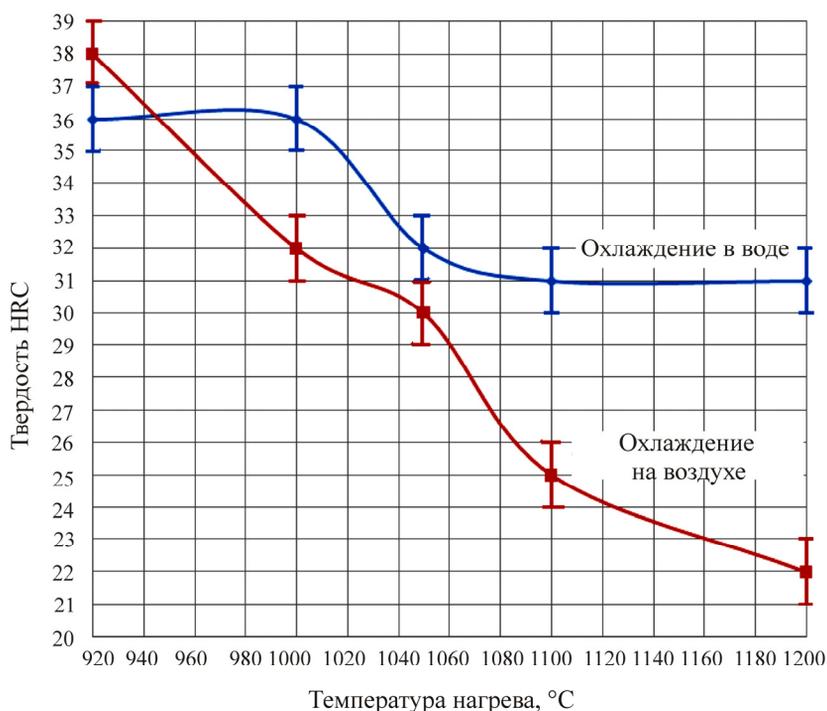


Рис. 4. Влияние температуры аустенитизации на твердость стали 12X3Г2МФС

и в воде твердость примерно одинакова и составляет 36–38 HRC. С повышением температуры нагрева твердость после закалки в воде падает на 7–8 единиц HRC, причем до 1000 °C она не изменяется, а при более высокой температуре нагрева – 1050 °C она снижается до 32–31 HRC, и при дальнейшем повышении температуры нагрева твердость стали 12Х3Г2МФС вновь не изменяется. После закалки на воздухе твердость практически линейно снижается с 36–38 HRC после закалки с 920 °C до 22 HRC после закалки с 1200 °C. Такое существенное падение твердости можно было бы объяснить обезуглероживанием, но и образец, закаленный в воде, тоже претерпевал аналогичное обезуглероживание.

В связи с этим объяснить такое снижение твердости при закалке на воздухе с 1200 °C можно лишь появлением немартенситных продуктов превращения. Действительно, в структуре стали 12Х3Г2МФС после закалки на воздухе с 1200 °C наблюдали области избыточного феррита и карбидные выделения в областях бейнита (рис. 5, в).

После закалки с 920 и 1050 °C на воздухе дисперсность структуры стали 12Х3Г2МФС практически одинакова (рис. 5, а, б), что подтверждают и исследования размера зерна.

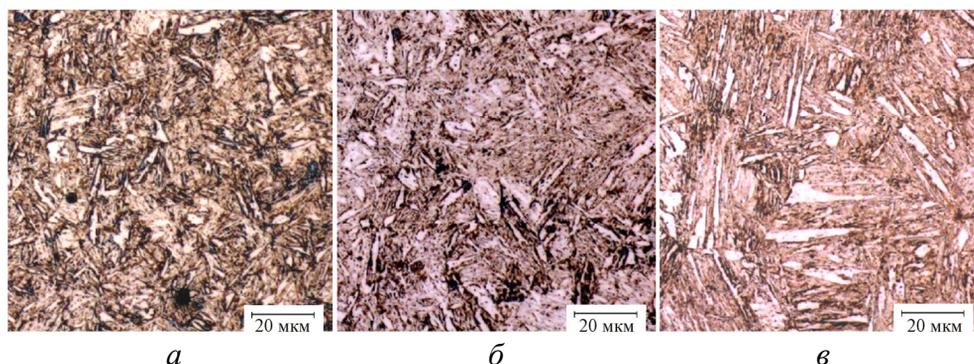


Рис. 5. Структура стали 12Х3Г2МФС после закалки с 920 °C (а), с 1050 °C (б), с 1200 °C (в) на воздухе

Исследовали влияние скорости охлаждения на твердость и свойства стали 12Х3Г2МФС. Образцы нагревали до температуры 930 °C с выдержкой 40 мин и последующим охлаждением на воздухе, в коробке с песком на воздухе, вместе с печью, в коробке с песком вместе с печью, что соответствует скоростям охлаждения 1,5; 0,31; 0,054

и 0,028 °С/с. Зависимость твердости стали 12Х3Г2МФС от скорости охлаждения представлена в табл. 4.

Таблица 4

Зависимость твердости стали 12Х3Г2МФС от скорости охлаждения

Скорость v , °С/с	Разбег значений твердости	Твердость, НRC среднее
0,03	35–37	36
0,05	34–36	35
0,3	35–37	36
1,5	34–36	35
50	36–39	38

Следует отметить только незначительное повышение твердости при закалке в воде (скорость охлаждения 50 °С/с). Предел прочности стали 12Х3Г2МФС, оцененный по уровню твердости, составляет 1220–1270 МПа, что практически точно соответствует уровню предела прочности пробных сталей.

Для оценки влияния скорости охлаждения на ударную вязкость стали 12Х3Г2МФС использовали образцы типа 11 (ГОСТ 9454). Установлено, что в диапазоне скоростей охлаждения от 0,028 до 1,5 °С/с ударная вязкость практически не изменяется и находится в пределах $KCV = 230 \dots 280$ кДж/м².

Влияние скорости охлаждения на ударную вязкость сталей 10Х3Г3МФ, 10Х3Г3МФТ и 10Х3Г3МФС подробно рассмотрено в работе [7].

Исследовали влияние температуры отпуска на свойства стали 12Х3Г2МФС в сравнении со сталями 10Х3Г3МФ, 10Х3Г3МФС. Исходя из данных, представленных в табл. 5, видно, что прочность исходной горячекованной стали выше, чем после закалки и отпуска при температуре 200 °С, это можно объяснить частичным сохранением повышенного уровня плотности дислокаций, возникших в аустените при горячей ОМД и сохранившихся после охлаждения до комнатной температуры – эффект ВТМО (нагрев до температуры 1150 °С, степень укова 5).

Повышение температуры отпуска до 350 °С приводит к существенному снижению σ_B на 100–150 МПа для стали 12Х3Г2МФС и на 25–30 МПа для сталей 10Х3Г3МФС и 10Х3Г3МФ. Повышение темпе-

ратуры отпуска до 500 °С приводит к росту σ_B для стали 12Х3Г2МФ на 25 МПа, для стали 10Х3Г3МФ на 15 МПа, для стали 10Х3Г3МФС на 30 МПа относительно уровня прочности после отпуска на 200 °С. Повышение температуры отпуска до 650 °С приводит к существенному разупрочнению всех исследуемых сталей.

Характер изменения условного предела текучести $\sigma_{0,2}$ отличается от характера изменения предела прочности. Максимум $\sigma_{0,2}$ для стали 12Х3Г2МФС наблюдается после отпуска на 500 °С (прирост незначительный), максимум $\sigma_{0,2}$ для сталей 10Х3Г3МФ, 10Х3Г3МФС наблюдается после отпуска на 350 °С (прирост примерно 80 МПа), дальнейшее повышение температуры отпуска ведет к плавному понижению $\sigma_{0,2}$ для всех сталей.

Изменение характеристик прочности можно объяснить тем, что при температуре отпуска 350 °С происходит закрепление дислокаций вследствие формирования чрезвычайно дисперсных, квазихаотически ориентированных карбидов цементитного типа [16], что объясняет повышение $\sigma_{0,2}$ для сталей 10Х3Г3МФ, 10Х3Г3МФС. При температуре отпуска 500 °С происходит выделение большого количества дисперсных карбидов типа Me_7C_3 как в теле, так и по границам элементов субструктуры, что объясняет повышение σ_B (эффект дисперсионного упрочнения). Дальнейшее разупрочнение связано с протеканием процессов полигонизации, рекристаллизации и коагуляции карбидной фазы.

Ударная вязкость у всех сталей находится на уровне, несколько меньшем, чем обычно, причем с повышением температуры отпуска наблюдается снижение, а не повышение ударной вязкости, как это бывает обычно.

Таблица 5

Зависимость характеристик прочности, пластичности и ударной вязкости от температуры отпуска исследуемых сталей (исходное состояние: закалка с 930 °С, выдержка 40 мин, охлаждение на воздухе)

Режим обработки	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	Ψ , %	КСV+20, кДж/м ²	КСТ+20, кДж/м ²
12Х3Г2МФС						
Исх. сост. (г/ков)	–	1210	12,0	23	190	–
Закаленное сост.	1145	1200	15,0	63	–	–

Окончание табл. 5

Режим обработки		$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	Ψ , %	KCV+20, кДж/м ²	KCT+20, кДж/м ²
Закалка + отпуск при t , °С	200	1135	1305	12	56	270	–
	350	1050	1150	12	61	–	–
	500	1150	1330	13	58	–	–
	650	770	835	20	66	240	–
10Х3Г3МФ							
Исх. сост. (г/ков)		943	1295	16,0	63	–	180
Закаленное сост.		900	1229	17,0	65	300	–
Закалка + отпуск при t , °С	200	900	1220	17,5	64	–	120
	350	985	1189	18,0	65	–	110
	500	877	1235	21,5	64	–	80
	650	753	861	21,4	68	–	50
10Х3Г3МФС							
Исх. сост. (г/ков)		965	1319	15,0	55	–	230
Закаленное сост.		917	1286	17,5	57	550	–
Закалка + отпуск при t , °С	200	941	1271	17,0	59	540	120
	350	1025	1242	17,4	59	520	110
	500	956	1297	19,5	60	400	60
	650	745	836	23,5	64	320	40

Заключение

На основании проведенного исследования можно сделать следующие выводы:

1. Показано, что сталь 12Х3Г2МФС в исходном состоянии, после охлаждения с кузнечного нагрева на спокойном воздухе, обеспечивает сквозную прокаливаемость в сечении не менее 279 мм и высокий предел прочности – 1210 МПа при сравнительно низком уровне пластических характеристик.

2. Установлено влияние температуры аустенитизации на размер зерна стали 12Х3Г2МФС. Показано, что у стали 12Х3Г2МФС до температуры нагрева 1100 °С зерно растет соразмерно стали 10Х3Г3МФС, и при температуре 1100 °С его размер составляет 26–28 мкм. При бо-

лее высоких температурах зерно стали 12Х3Г2МФС растет быстрее, и при температуре нагрева 1200 °С средний размер зерна в стали 12Х3Г2МФС составляет 133 мкм, а в стали 10Х3Г3МФС – 90 мкм.

3. Показано, что в стали 12Х3Г2МФС снижение содержания марганца до 1,8 % при одновременном снижении содержания хрома до 2,4 % приводит к снижению устойчивости переохлажденного аустенита.

4. Построены термокинетические диаграммы для стали 12Х3Г2МФС. Показано, что мартенситное превращение реализуется только при самой большой исследованной скорости охлаждения 50 °С/с; уже при скорости охлаждения 1,5 °С/с мартенситному превращению предшествует бейнитное превращение, которое протекает в интервале 500–400 °С. При скорости охлаждения 0,3 °С/с температурный интервал бейнитного превращения становится более широким, а при скорости охлаждения 0,05 °С/с бейнитному превращению предшествует выделение избыточного феррита.

5. Установлена зависимость характеристик прочности, пластичности и ударной вязкости от температуры отпуска стали 12Х3Г2МФС. Показано, что при закалке выше точки A_{c3} повышение температуры отпуска в интервале 200–650 °С при снижении прочностных характеристик не приводит к повышению пластичности и ударной вязкости.

Список литературы

1. Эволюция структуры и свойств при интенсивной термоциклической обработке холоднодеформированной закаленной системно-легированной стали 10Х3Г3МФ / Д.О. Панов, А.Н. Балахнин, М.Г. Титова, Е.Н. Орлова, А.И. Смирнов // *МиТОМ*. – 2012. – № 11. – С. 17–22.

2. Влияние холодной пластической деформации методом радиальнойковки и последующей термической обработки на структуру и свойства стали 10Х3Г3МФ / А.Н. Балахнин, Д.О. Панов, М.Г. Титова, А.С. Перцев, А.И. Смирнов // *МиТОМ*. – 2012. – № 11. – С. 22–27.

3. Смирнов А.В., Подузов Д.П. Внедрение технологии закалки ТВЧ сплошных заготовок бурильных труб с открытием канала после термической обработки // *Индукционный нагрев*. – 2012. – № 2. – С. 29–32.

4. Освоение технологии бездеформационной индукционной закалки длинномерных деталей типа «нож» непрерывно-последовательным способом / А.В. Касаткин, Д.П. Подузов, С.И. Шестаков [и др.] // *Индукционный нагрев*. – 2009. – № 4. – С. 31–35.

5. Качанов Н.Н. Прокаливаемость стали. – 2-е изд. – М.: *Металлургия*, 1978. – 192 с.

6. Симонов Ю.Н. Условия получения структуры пакетного мартенсита при замедленном охлаждении низкоуглеродистого аустенита // ФММ. – 2004. – Т. 97, № 5. – С. 77–81.

7. Преобразования, структура и свойства системно-легированных низкоуглеродистых безникелевых сталей / Симонов Ю.Н., Симонов М.Ю., Подузов Д.П., Смирнов А.В., Галимова И.А. // МиТОМ. – 2012. – № 11. – С. 4–11.

8. Структура низкоуглеродистого мартенсита и конструкционная прочность сталей / Л.М. Клейнер, А.А. Шацов, Д.М. Ларинин, М.Г. Закирова // Перспективные материалы. – 2011. – № 1. – С. 59–67.

9. Юрченко А.Н., Симонов Ю.Н. Микроструктурные особенности, механические свойства и термическая обработка бейнитных сталей // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. – 2016. – Т. 18, № 3. – С. 160–181.

10. Юрченко А.Н., Панов Д.О., Симонов Ю.Н. Изменение микроструктуры экономнолегированной стали в зависимости от скорости непрерывного охлаждения и температуры изотермической выдержки // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. – 2017. – Т. 19, № 1. – С. 98–110.

11. Юрченко А.Н., Симонов Ю.Н., Микрюков М.Ю. Влияние непрерывного охлаждения и изотермической выдержки на микроструктуру и механические свойства сталей 17Х2Г2С2МФ и 29Х2Г2С2МФ // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. – 2016. – Т. 18, № 1. – С. 101–116.

12. Получение структуры нижнего бескарбидного бейнита в результате изотермической обработки сталей типа ХЗГЗМФС и ХНЗМФС / Ю.Н. Симонов, М.Ю. Симонов, Д.О. Панов [и др.] // МиТОМ. – 2016. – № 2. – С. 4–13.

13. Transformations, structure and properties of system-alloyed low-carbon nickel-free steels / Yu.N. Simonov, M.Yu. Simonov, I.A. Galimova, D.P. Poduzov, A.V. Smirnov // Metal Science and Heat Treatment. – 2013. – Т. 54, № 11–12. – С. 558–564.

14. Способ контроля структурного состояния закаленных низкоуглеродистых сталей: пат. 2498262 РФ: МПК G 01 N 1/32, G 01 N 33/20 / Симонов Ю.Н., Панов Д.О., Симонов М.Ю., Подузов Д.П., Смирнов А.В.; заявитель и патентообладатель ФГБОУ ВПО «Пермский национальный исследовательский политехнический университет»; заявл. 02.07.2012; опубл. 10.11.2013, Бюл. № 31. – 13 с.

15. Кобелев А.Г., Тюрин В.А., Шаронов М.А. Теория и технология процессовковки и прессования. – М.: Изд-во МИСиС, 2002. – 64 с.

16. Гуляев А.П. Металловедение. – 5-е изд. – М.: Металлургия, 1977. – 647 с.

References

1. Panov D.O., Balakhnin A.N., Titova M.G., Orlova E.N., Smirnov A.I. Evoliutsiia struktury i svoistv pri intensivnoi termotsiklicheskoi obrabotke kholodnodeformirovannoi zakalЕННОI sistemno-legirovannoi stali 10Kh3G3MF [Evolution of structure and properties at intensive thermocyclic processing of the holodnodeformirovanny alloyed steel 10H3G3MF tempered system]. *Metallovedenie i termicheskaiia obrabotka metallov*, 2012, no. 11, pp. 17–22.

2. Balakhnin A.N., Panov D.O., Titova M.G., Pertsev A.S., Smirnov A.I. Vlianie kholodnoi plasticheskoi deformatsii metodom radial'noi kovki i posleduiushchei termicheskoi obrabotki na strukturu i svoistva stali 10Kh3G3MF [Influence of cold plastic deformation by method of radial forging and the subsequent heat treatment on structure and properties of steel 10H3G3MF]. *Metallovedenie i termicheskaiia obrabotka metallov*, 2012, no. 11, pp. 22–27.

3. Smirnov A.V., Poduzov D.P. Vnedrenie tekhnologii zakalki TVCh sploshnykh zagotovok buril'nykh trub s otkrytiem kanala posle termicheskoi obrabotki [Introduction of technology of training of TVCh of continuous preparations of boring pipes with opening of the channel after heat treatment]. *Induktsionnyi nagrev*, 2012, no. 2, pp. 29–32.

4. Kasatkin A.V., Poduzov D.P., Shestakov S.I. Osvoenie tekhnologii bezdeformatsionnoi induktsionnoi zakalki dlinnomernykh detalei tipa «noz» nepreryvno-posledovatel'nym sposobom [Development of technology of bezdeformatsionny induction training of lengthy details like "knife" in the continuous and consecutive way]. *Induktsionnyi nagrev*, 2009, no. 4, pp. 31–35.

5. Kachanov N.N. Prokalivaemost' stali [Steel Prokalivayemost]. 2nd ed. Moscow: Metallurgii, 1978. 192 p.

6. Simonov Iu.N. Usloviia polucheniia struktury paketnogo mar-tensita pri zam-edlennom okhlazhdenii nizekouglerodistogo austenita [Conditions of obtaining structure of a package martensite in case of slow cooling of low-carbon austenite]. *Fizika Metallov i Metallovedenie*, 2004, vol. 97, no. 5, pp. 77–81.

7. Simonov Iu.N., Simonov M.Iu., Poduzov D.P., Smirnov A.V., Galimova I.A. Prevrashcheniia, struktura i svoistva sistemno-legirovannykh nizekouglerodistykh beznikelevykh stalei [Transformations, structure and properties system alloyed low-carbon the beznikelevykh of staly]. *Metallovedenie i termicheskaiia obrabotka metallov*, 2012, no. 11, pp. 4–11.

8. Kleiner L.M., Shatsov A.A., Larinin D.M., Zakirova M.G. Struktura nizekouglerodistogo martensita i konstruksionnaia prochnost' stalei [Structure of low-carbon martensite and constructional durability of staly]. *Perspektivnye materialy*, 2011, no. 1, pp. 59–67.

9. Iurchenko A.N., Simonov Iu.N. Mikrostrukturnye osobennosti, mekhanicheskie svoistva i termicheskaiia obrabotka beynitnykh stalei [Microstructural features, mechanical properties and heat treatment beynitnykh of staly]. *Vestnik Permskogo natsional'nogo issledovatel'skogo politekh-nicheskogo universiteta. Mashinostroenie, materialovedenie*, 2016, vol. 18, no. 3, pp. 160–181.

10. Iurchenko A.N., Panov D.O., Simonov Iu.N. Izmenenie mikrostrukturnykh parametrov ekonomnolegirovannoi stali v zavisimosti ot skorosti nepreryvnogo okhlazhdeniia i temperatury izotermicheskoi vyderzhki [Change of a microstructure of ekonomnolegirovanny steel depending on the speed of continuous cooling and temperature of isothermal endurance]. *Vestnik Permskogo natsional'nogo issledovatel'skogo politekhnicheskogo universiteta. Mashinostroenie, materialovedenie*, 2017, vol. 19, no. 1, pp. 98–110.

11. Iurchenko A.N., Simonov Iu.N., Mikriukov M.Iu. Vlianie nepreryvnogo okhlazhdeniia i izotermicheskoi vyderzhki na mikrostrukturnykh parametrov i mekhanicheskie svoistva stalei 17Kh2G2S2MF i 29Kh2G2S2MF [Influence of continuous cooling and isothermal endurance on a microstructure and mechanical properties staly 17H2G2S2MF and

29H2G2S2MF]. *Vestnik Permskogo natsional'nogo issledovatel'skogo politekhnicheskogo universiteta. Mashinostroenie, materialovedenie*, 2016, vol. 18, no. 1, pp. 101–116.

12. Simonov Iu.N., Simonov M.Iu., Panov D.O. Poluchenie struktury nizhnego beskarbidnogo beinita v rezul'tate izotermicheskoi obrabotki stalei tipa Kh3G3MFS i KhN3MFS [Obtaining structure of the lower beskarbidny beynit as a result of isothermal processing staly the H3G3MFS and HN3MFS type]. *Metallovedenie i termicheskaiia obrabotka metallov*, 2016, no. 2, pp. 4–13.

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

14. Simonov Iu.N., Panov D.O., Simonov M.Iu., Poduzov D.P., Smirnov A.V. Spособ kontrolia strukturnogo sostoianiiia zakalennykh nizko-uglerodistykh stalei [A way of control of a structural state tempered low-carbon by staly]. Patent Rossiskaia Federatsia no. 2498262 RF(2013).

15. Kobelev A.G., Tiurin V.A., Sharonov M.A. Teoriia i tekhnologiia protsessov kovki i pressovaniia [Theory and technology of processes of forging and pressing]. Moscow: Izdatel'stvo Moskovskogo instituta stalei i splavov, 2002. 64 p.

16. Guliaev A.P. Metallovedenie [Metallurgical science]. 5nd ed. MOSCOW: Metallurgiiia, 1977. 647 p.

Получено 14.09.2017

Об авторах

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

Симонов Михаил Юрьевич (Пермь, Россия) – младший научный сотрудник кафедры 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.

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

Бухалов Артур Давидович (Пермь, Россия) – старший научный сотрудник кафедры металловедения, термической и лазерной обработки металлов Пермского национального исследовательского политехнического университета; e-mail: simonov@pstu.ru.

About the authors

Denis P. Poduzov (Perm, Russian Federation) – Deputy Chief Technologist, PJSC “Motovilikhinskiye Zavody”, Department of Metal Science and Heat Treatment of Metals, Perm National Research Polytechnic University; e-mail: poduzov_dp@mz.perm.ru.

Mikhail Yu. Simonov (Perm, Russian Federation) – Junior Researcher, 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.

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

Artur D. Bukhalov (Perm, Russian Federation) – Senior Researcher, Department of Metal Science and Heat Treatment of Metals, Perm National Research Polytechnic University; e-mail: simonov@pstu.ru.