



Оригинальная статья

УДК 669.018.8

DOI 10.17073/0368-0797-2022-9-644-653

<https://fermet.misis.ru/jour/article/view/2397>



ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ, ФАЗОВОГО СОСТАВА И ВОЗМОЖНОСТИ УПРОЧНЕНИЯ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ С 13 – 17 % Cr

Д. А. Пумпянский¹, И. Ю. Пышминцев², С. М. Битюков³,
М. А. Гервасьев¹, А. А. Гусев²

¹ Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина (Россия, 620002, Екатеринбург, ул. Мира, 19)

² ООО «ТМК НТЦ» (Россия, 143026, Москва, Инновационный центр Сколково, Большой бул., 5)

³ ОАО «Российский научно-исследовательский институт трубной промышленности» (Россия, 454139, Челябинск, ул. Новороссийская, 30)

Аннотация. Исследованы особенности структурных и фазовых превращений в высокопрочных, стойких к углекислотной коррозии, сложнолегированных сталях мартенситного, мартенсито-ферритного и аустенито-мартенситного классов с 13 – 17 % Cr. Путем термодинамического моделирования и экспериментального исследования проведена оценка влияния системы легирования на ход кристаллизации и фазовые превращения в интервале температур горячей деформации и термической обработки. По результатам рентгеноструктурного фазового анализа, оптической и просвечивающей электронной микроскопии определено влияние температуры нагрева под закалку на фазовый состав и микроструктуру. Показано, что при увеличении содержания никеля в микроструктуре сохраняется большое количество аустенита, что приводит к значительному снижению предела текучести при высоких показателях временного сопротивления и пластичности. Для получения преимущественно мартенситной структуры для стали переходного (аустенито-мартенситного) класса с 15 % Cr предложена многоступенчатая термическая обработка. Она включает закалку, промежуточный отжиг с выделением дисперсных частиц карбидной фазы, состав которых оценивали посредством микрорентгеноспектрального анализа, и финальный отпуск, определяющий механические свойства. По результатам испытания на растяжение сталей мартенситного и мартенсито-ферритного классов необходимый уровень прочностных свойств ($\sigma_{0,65} \geq 862$ МПа, $\sigma_b \geq 931$ МПа) был достигнут после термической обработки по режиму закалка с отпуском. Многоступенчатая термическая обработка стали с 15 % Cr и высоким содержанием никеля, включающая закалку, промежуточный отжиг для дестабилизации остаточного аустенита и финальный отпуск, обеспечила требуемый комплекс прочностных свойств.

Ключевые слова: высокохромистые стали, двухфазная структура, термическая обработка, просвечивающая электронная микроскопия, микро-рентгеноспектральный анализ, вторичная фаза, речный мартенсит, остаточный аустенит, δ -феррит

Благодарности: Авторы выражают особую благодарность Хаткевичу В.М. и Арсенкину А.М. за помощь в проведении электронно-микроскопического исследования (ООО «ТМК НТЦ»), а также Михайлову С.Б. за помощь в проведении дилатометрического исследования (ФГАОУ ВО «УрФУ»).

Для цитирования: Пумпянский Д.А., Пышминцев И.Ю., Битюков С.М., Гервасьев М.А., Гусев А.А. Особенности микроструктуры, фазового состава и возможности упрочнения нержавеющей сталей с 13 – 17 % Cr // Известия вузов. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 9. С. 644–653. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-9-644-653>

Original article

FEATURES OF MICROSTRUCTURE, PHASE COMPOSITION AND STRENGTHENING CAPABILITY OF STAINLESS STEELS WITH 13 – 17 % Cr

D. A. Pumpyanskii¹, I. Yu. Pyshmintsev², S. M. Bitjukov³,
M. A. Gervas'ev¹, A. A. Gusev²

¹ Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin (19 Mira Str., Yekaterinburg 620002, Russian Federation)

² LLC "TMK STC" (5 Bol'shoi Blvd., Skolkovo, Moscow 143026, Russian Federation)

³ Russian Scientific Research Institute of the Pipe Industry (30 Novorossiiskaya Str., Chelyabinsk 454139, Russian Federation)

Abstract. The paper considers the study of the features of structure and phase transformations in high-strength, resistant to carbon dioxide corrosion, complex alloyed steels of martensitic, austenitic-martensitic and martensitic-ferritic classes with 13 – 17 % Cr. Influence of the alloying on crystallization and solid state phase transformations was revealed in the temperature range of hot deformation and heat treatment using thermodynamic modeling and experimental study. The effect of quenching temperature on the phase composition and microstructure was analyzed as a result of X-ray diffraction phase analysis, optical and transmission electron microscopy. It was found that increase of nickel content leads to growth of retained austenite fraction resulting in significant decrease of yield strength along with high tensile strength and elongation. To obtain predominantly martensitic microstructure in martensitic-austenitic steel, the multistage heat treatment is proposed including quenching, intermediate annealing for precipitation of dispersed carbides and tempering forming final mechanical properties. The composition of precipitated carbides was evaluated by X-ray microanalysis. The results of the tensile test for steels with martensitic and martensitic-ferritic microstructure showed that required strength grade ($\sigma_{0.65} \geq 862$ MPa; $\sigma_b \geq 931$ MPa) was reached after heat treatment including quenching and tempering. Multistage heat treatment including quenching, intermediate annealing and final tempering was resulted in required strength properties of high-nickel martensitic-austenitic steel with 15 % Cr.

Keywords: high-chromium steels, two-phase structure, heat treatment, transmission electron microscopy, X-ray microanalysis, secondary phase, lath martensite, retained austenite, δ -ferrite

Acknowledgements: The authors express their gratitude to Khatkevich V.M. and Arsenkin A.M. for assistance in electron microscopy analysis (LLC “TMK STC”), as well as Mikhailov S.B. for assistance in conducting a dilatometric study (UrFU).

For citation: Pumpyanskii D.A., Pyshmintsev I.Yu., Bityukov S.M., Gervas'ev M.A., Gusev A.A. Features of microstructure, phase composition and strengthening capability of stainless steels with 13 – 17 % Cr. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022, vol. 65, no. 9, pp. 644–653. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-9-644-653>

ВВЕДЕНИЕ

По мере все более активного освоения глубоких скважин (более 4000 м) для добычи нефти и газа, содержащих в получаемой продукции диоксид углерода, возрос интерес к высокопрочным коррозионностойким сталям с повышенным содержанием хрома.

Разработка новых составов сталей для изготовления обсадных и насосно-компрессорных труб преследует цель сохранения высокой коррозионной стойкости в условиях эксплуатации при температурах до 200 °С и парциальном давлении диоксида углерода, достигающим 10 МПа, в присутствии ионов Cl^- [1 – 3]. Применение в таких условиях нержавеющей сталей типа 13Cr ограничено недостаточной коррозионной стойкостью, а дуплексных коррозионностойких сталей типа 22Cr и 25Cr – повышенными производственными затратами и узким сортаментом трубной продукции. С учетом вышеуказанных требований все более широкое распространение приобретают стали мартенситного и переходного классов с 15 – 17 % Cr. Благодаря высоким прочностным свойствам и хорошей технологичности подобные стали нашли свое применение в качестве высоконагруженных деталей во многих отраслях, включая авиакосмическую и нефтехимическую, а также на объектах атомной энергетики и судового машиностроения [1, 4 – 7].

Для формирования оптимальной микроструктуры и обеспечения требуемого уровня механических свойств необходимо понимание влияния содержания хрома и никеля на закономерности фазовых превращений. Это позволит предотвратить образование δ -феррита и остаточного аустенита с сохранением преимущественно мартенситной микроструктуры [8 – 11].

Для повышения комплекса механических свойств, стойкости к локальной коррозии и препятствия росту аустенитного зерна при нагреве стали этого класса мо-

гут содержать до 3 % молибдена [8, 9, 11, 12]. В ряде случаев применяют легирование стали вольфрамом, которое направлено на частичное замещение молибдена и повышение механических свойств, а также уменьшение отпускной хрупкости [13 – 15].

Дополнительное легирование таких сталей медью использовали для дисперсионного упрочнения по аналогии со сталями, нашедшими применение в аэрокосмической отрасли и других областях [9, 12 – 15]. Увеличение предела текучести при выделении из мартенсита частиц ϵ -Cu зависит от степени его пересыщения медью и развития параллельно протекающих процессов отпуска с участием карбидообразующих элементов, таких как хром, молибден и вольфрам.

Целью данной работы является исследование особенностей фазовых превращений в сложнoleгированных сталях с 13 – 17 % Cr для выбора рационального состава, обеспечивающего высокий комплекс механических свойств.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

Для исследования были выбраны три стали, отличающиеся по содержанию хрома как основного элемента, определяющего коррозионную стойкость, и соотношению ферритообразующих и аустенитообразующих элементов. Выплавку проводили в лабораторной вакуумно-индукционной печи. Слитки нагревали в проходной нагревательной печи до 1180 – 1200 °С с гомогенизирующей выдержкой. Горячую прокатку слитков в прутки диаметром 16 мм осуществляли в три передела при температуре окончания прокатки не менее 850 °С. После прокатки прутки охлаждали на спокойном воздухе до цеховой температуры, а затем подвергали термической обработке по режиму высокого отпуска при температуре 620 °С с выдержкой 1 ч. Химический состав исследованных композиций приведен в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав исследуемых сталей, % (по массе)

Table 1. Chemical composition of the studied steels, wt. %

Состав	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	Cu	W
1	0,04	0,31	0,33	0,003	0,007	13,2	5,1	2,1	0,025	0,01
2	0,08	0,37	0,42	0,005	0,007	15,2	6,5	2,2	0,024	0,01
3	0,08	0,29	0,44	0,004	0,010	17,2	3,9	2,6	0,900	1,00

Температуры критических точек исследуемых сталей определяли dilatометрическим и расчетным методом с применением программы «Thermo-Calc» [16]. Фазовый состав изучали с помощью рентгеноструктурного фазового анализа на дифрактометре D8 ADVANCE с кобальтовым анодом.

Микроструктуру сталей исследовали с помощью оптического инвертированного микроскопа Axio VertA1 MAT (с травлением в реактиве Марбле) и просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ) JEOL JEM-2100 Plus. Для определения химического состава вторичных фаз использовали интегрированный в ПЭМ энергодисперсионный спектрометр Bruker. Фольгу для исследования ПЭМ готовили из заготовок толщиной 0,5 мм с механическим утонением до 0,05 – 0,10 мм и электролитическим травлением при –20 °С в растворе, содержащем 430 мл H_3PO_4 , 25 мл H_2SO_4 и 50 г CrO_3 .

Определение прочностных и пластических свойств при растяжении проводили по ГОСТ 1497 на универсальной испытательной машине MTS Insight на цилиндрических образцах диаметром рабочей части 5 мм.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Значения критических точек, определенные dilatометрическим методом, приведены в табл. 2. Нагрев образцов до температуры 920 °С осуществляли со скоростью 610 °С/ч (режим нагрева наиболее приближен к производственным условиям). Температуру начала мартенситного превращения определяли при охлаждении образцов на спокойном воздухе (средняя скорость охлаждения от 920 °С до комнатной температуры – 12 500 °С/ч).

Для сталей составов 1 и 2 температура точки A_{c1} составляет 590 и 615 °С соответственно, ограничивая температуру отпуска, не приводящую к образованию аустенита. Сталь состава 2 обладает наиболее низкой температурой начала мартенситного превращения, что приводит к значительному количеству остаточного аустенита после закалки и формированию двухфазной аустенито-мартенситной структуры.

Моделирование фазовых превращений в условиях термодинамического равновесия показало, что для исследуемых сталей характерны различные варианты (рис. 1):

– кристаллизация с образованием только δ -феррита, который остается стабильным в узком интервале температур и полностью превращается в аустенит при дальнейшем охлаждении (сталь состава 1, рис. 1, а);

– кристаллизация по перитектическому типу с полным превращением δ -феррита при охлаждении в аустенит, который сохраняет стабильность в широком интервале температур (сталь состава 2, рис. 1, б);

– кристаллизация с образованием только δ -феррита, превращающегося по большей части при последующем охлаждении в аустенит. При этом около 30 % δ -феррита сохраняется в интервале температур 915 – 1020 °С, снижаясь до 10 – 15 % в интервале 805 – 915 °С из-за выделения карбидов и σ -фазы (сталь состава 3, рис. 1, в).

Переход от мартенситной стали состава 1 к сталям составов 2 и 3, связанный с увеличением содержания карбидообразующих элементов, приводит к росту температуры начала выделения вторичных фаз: σ -фазы и карбидов типа $Me_{23}C_6$. Выделение σ -фазы в практике термообработки исследуемых сталей обычно не происходит из-за относительно непродолжительных выдержек.

Учитывая результаты dilatометрии и моделирования, влияние температуры нагрева под закалку на фазовый состав и микроструктуру исследовали экспериментально в интервале температур от 900 до 1020 °С. Методом рентгеноструктурного фазового анализа после закалки из вышеуказанных температур определено количество остаточной γ -фазы при комнатной температуре (рис. 2), по результатам которого исследуемые стали можно разделить на две группы:

– 1 и 3, содержащие не более 2 % остаточного аустенита;

Таблица 2

Температура критических точек в сталях

Table 2. Critical temperatures of the steels

Состав	Температура критических точек, °С		
	A_{c1}	A_{c3}	M_n
1	590	717	182
2	615	702	57
3	673	726	156

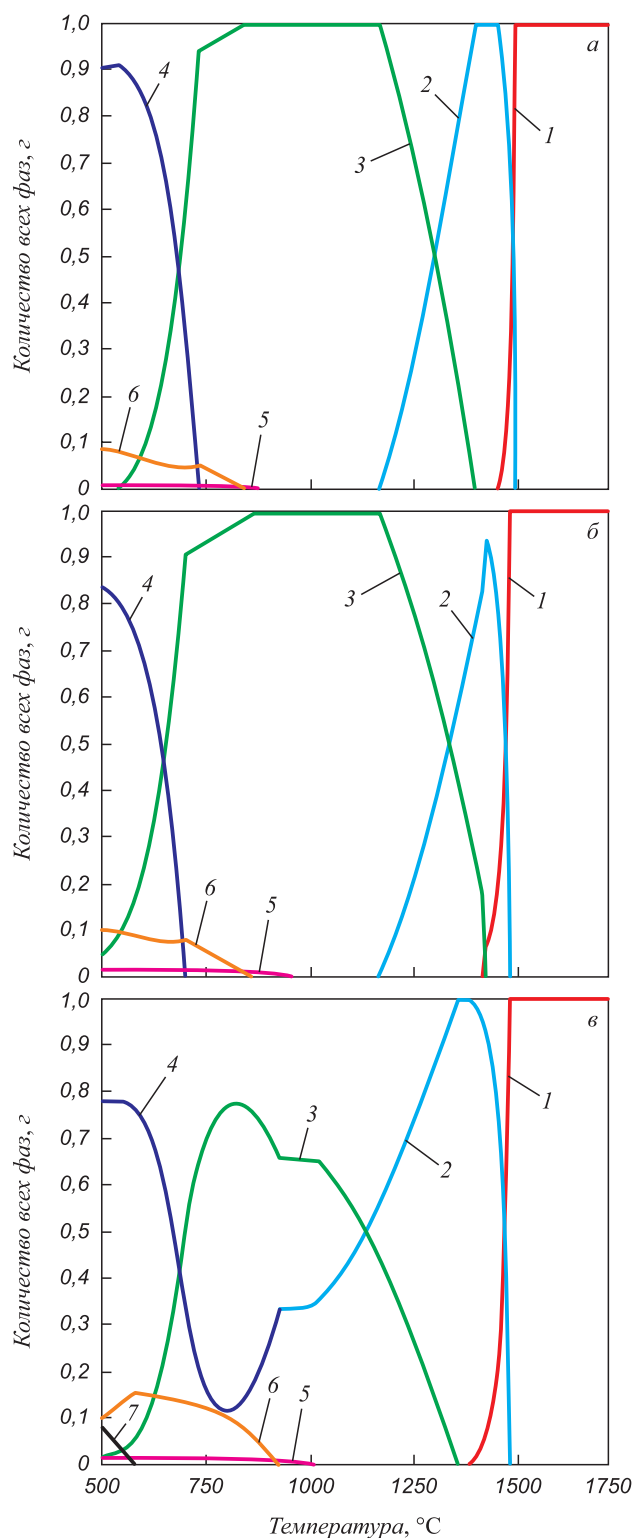


Рис. 1. Фазовый состав исследуемых сталей в условиях термодинамического равновесия в интервале температур от 1500 до 500 °C:

a – сталь состава 1; *б* – сталь состава 2; *в* – сталь состава 3;
 1 – расплав; 2 – δ -феррит; 3 – γ -фаза; 4 – α -фаза;
 5 – карбид $Me_{23}C_6$; 6, 7 – σ -фаза

Fig. 1. Phase composition of steels under conditions of thermodynamic equilibrium in the temperature range from 1500 to 500 °C:
a – composition 1; *б* – composition 2; *в* – composition 3;
 1 – melt; 2 – δ -ferrite; 3 – γ -phase; 4 – α -phase;
 5 – $Me_{23}C_6$ carbide; 6, 7 – σ -phase

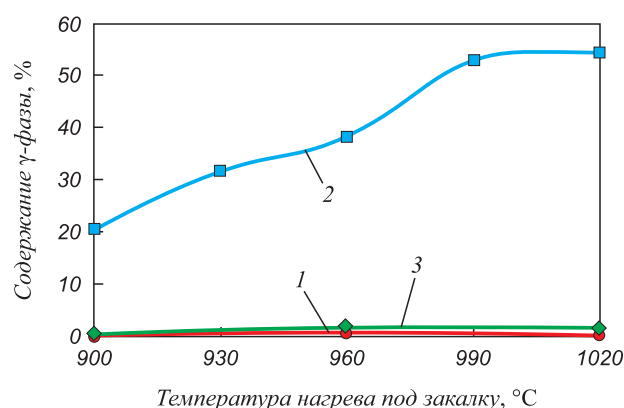


Рис. 2. Влияние температуры нагрева под закалку на содержание γ -фазы для сталей составов 1 – 3

Fig. 2. Influence of quenching temperature on content of γ -phase in the studied steels with compositions 1 – 3

– 2, со значительным количеством остаточного аустенита.

Сталь состава 1 после закалки от 960 до 1020 °C имеет структуру реечного мартенсита, размер исходного аустенитного зерна варьируется в зависимости от температуры нагрева в пределах 20 – 50 мкм. В стали состава 2 после закалки от 1020 °C структура крупнозернистая, содержащая пакетный мартенсит (рис. 3, *a*) и до 55 % остаточного аустенита (рис. 3, *б*).

Сталь состава 3 в закаленном состоянии имеет двухфазную структуру, состоящую из мартенсита и δ -феррита (рис. 4). Увеличение температуры нагрева под закалку от 960 °C (рис. 4, *a*) до 1020 °C (рис. 4, *б*) сопровождается ростом доли δ -феррита в структуре стали от 20 до 30 %.

Исследуемые стали были подвергнуты закалке от 960 °C, а затем отпущены в интервале температур от 530 до 590 °C. Для сталей мартенситного и мартенсито-ферритного классов во всем интервале температур отпуска характерны высокие значения предела текучести и временного сопротивления (рис. 5, *a*). Аустенито-мартенситная сталь переходного класса состава 2 обладает наибольшим пределом прочности – не менее 1080 МПа. Однако вследствие высокой доли остаточного аустенита имеет низкое значение предела текучести во всем диапазоне температур отпуска. Во всем интервале температур отпуска исследуемые стали сохраняли относительное удлинение в диапазоне от 18 до 22 %, что свидетельствует о достаточно высоком уровне их пластических свойств. Таким образом, для стали состава 2 окончательная термическая обработка по режиму закалки от 960 °C с однократным отпуском не позволяет получить однородную мартенситную структуру, обеспечивающую высокие значения предела текучести. Поэтому для получения преимущественно мартенситной структуры окончательную термическую обработку стали состава 2 проводили по режиму закалки от 1020 °C с последующим отжигом при 760 °C, 2 ч

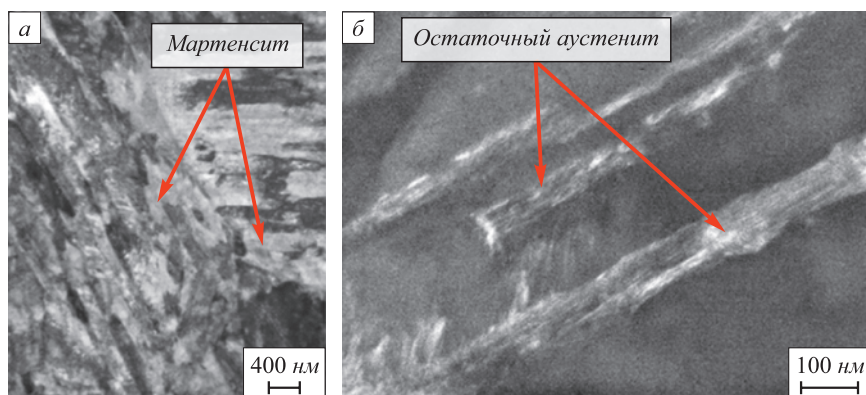


Рис. 3. Светлопольное (а) и темнопольное (б) изображения микроструктуры стали состава 2 после закалки от 1020 °С

Fig. 3. Bright-field (a) and dark-field (b) images of microstructure of steel 2 after quenching (1020 °C)

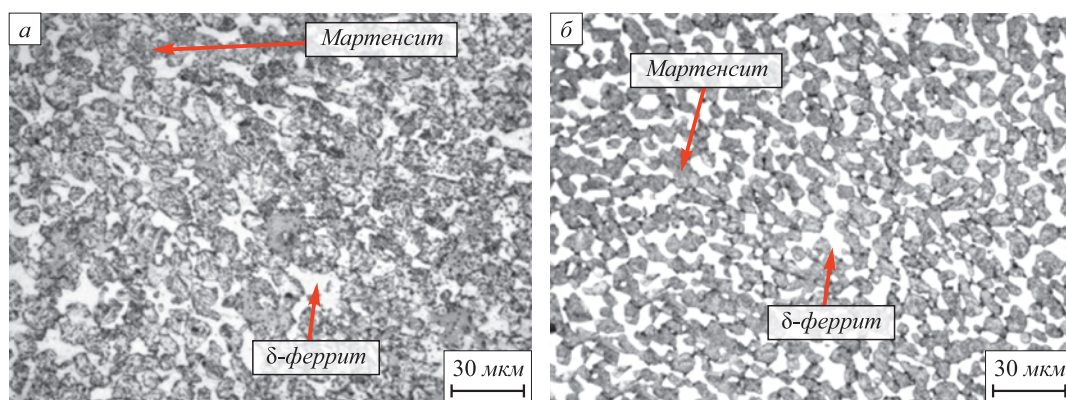


Рис. 4. Микроструктура стали состава 3 после закалки от температур 960 °С (а) и 1020 °С (б)

Fig. 4. Microstructure of steel 3 after quenching on temperatures of 960 °C (a) and 1020 °C (б)

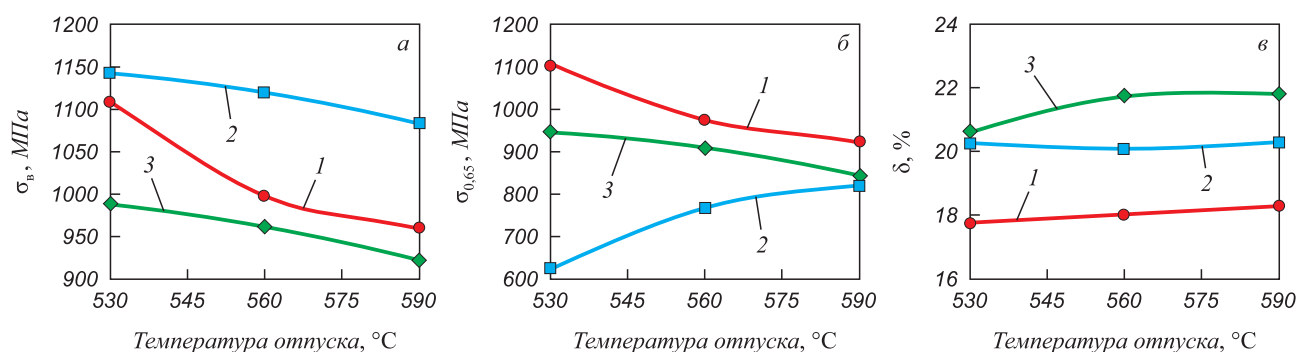


Рис. 5. Влияние температуры отпуска на пределы прочности (а), текучести (б) и относительное удлинение (в) для сталей составов 1 – 3

Fig. 5. Influence of tempering temperature on tensile strength (a), yield strength (б) and elongation (в) of steels with compositions 1 – 3

и финальным отпуском при 530 °С, 1 ч. Выбор высокой температуры нагрева под закалку направлен на обеспечение растворения наибольшего количества карбидных фаз и равномерное распределение легирующих элементов в твердом растворе [9, 17 – 20].

Отжиг при температуре выше точки A_{c3} (760 °С) приводит к выделению карбидных фаз из аустенита, что обедняет его по содержанию углерода и легирующих элементов, уменьшая его стабильность, в результа-

те чего повышается температура начала мартенситного превращения (точка M_s). Последующее охлаждение на воздухе до комнатной температуры сопровождается образованием мартенсита с сохранением выделившихся карбидных фаз. По данным рентгеноструктурного фазового анализа количество остаточного аустенита в стали состава 2 после отжига уменьшилось до 10 %.

Микроструктура стали этого состава после отжига представляет собой практически прямоугольные па-

кеты «свежего» (вновь образовавшегося) мартенсита, расположенные на месте бывшего аустенитного зерна (рис. 6, *а*), а также выделившихся из аустенита при отжиге частиц карбидной фазы (рис. 6, *б*). Карбиды, размером не более 150 нм, расположены преимущественно по границам бывшего аустенитного зерна и имеют вытянутую или близкую к глобулярной форму.

По результатам микрорентгеноспектрального анализа в отожженном состоянии стали состава 2, карбиды имеют повышенную концентрацию хрома и молибдена (рис. 7), что позволяет их отнести к типу $Me_{23}C_6$. Для достижения высокого комплекса прочностных свойств стали аустенито-мартенситного класса, после отжига проводят заключительный отпуск при температуре 530 °С, в ходе которого происходит выделение дисперсных карбидов при распаде «свежего» мартенсита, а также перераспределение и снижение плотности дислокаций. Это приводит к значительному увеличению предела текучести от 770 МПа (после отжига) до 970 МПа, при сохранении предела прочности не менее 1070 МПа и относительного удлинения в пределах 20 – 21 %.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Известно, что возможности варьирования химического состава в нержавеющих сталях мартенситного класса ограничены в значительной степени [21]. Повышение содержания хрома и других ферритообразующих элементов приводит к появлению в микроструктуре δ -феррита и соответствующему переходу к мартенси-

то-ферритному классу. Увеличение же общего содержания аустенитообразующих, а также ферритообразующих элементов способствует сохранению остаточного аустенита в микроструктуре с переходом стали к аустенито-мартенситному классу. Это показывает принципиальное влияние на возможность достижения высокого комплекса прочностных и вязкопластических характеристик наряду с коррозионной стойкостью.

Проведенные исследования показали, что выбранным сталям, отличающимся по составу, характерны различные температурные интервалы основных превращений. Сталь базового состава 1 является типичным представителем мартенситного (супермартенситного) класса. Повышение содержания хрома в стали состава 3 при легировании молибденом и вольфрамом определяет появление в микроструктуре, наряду с мартенситом, заметного количества феррита. В то же время более высокое содержание никеля в стали состава 2 приводит к образованию двухфазной аустенито-мартенситной структуры, что в целом соответствует по типу полуаустенитным высокопрочным сталям с дисперсионным упрочнением, например, UNS S15700, S14800 [22].

Оценка структурного класса исследованных сталей на основе известных эмпирических формул, рекомендованных в приложении D стандарта DIN EN 10088:1 [23] на нержавеющие стали, показала ряд особенностей (табл. 3). Сталь базового состава 1, согласно критериям [23], должна быть отнесена к мартенсито-ферритным, поскольку расчетный параметр FM, определяемый относительно положения линий на диаграмме Шеффлера-ДеЛонга, заметно ниже 1,0. При этом параметр MS_1 ,

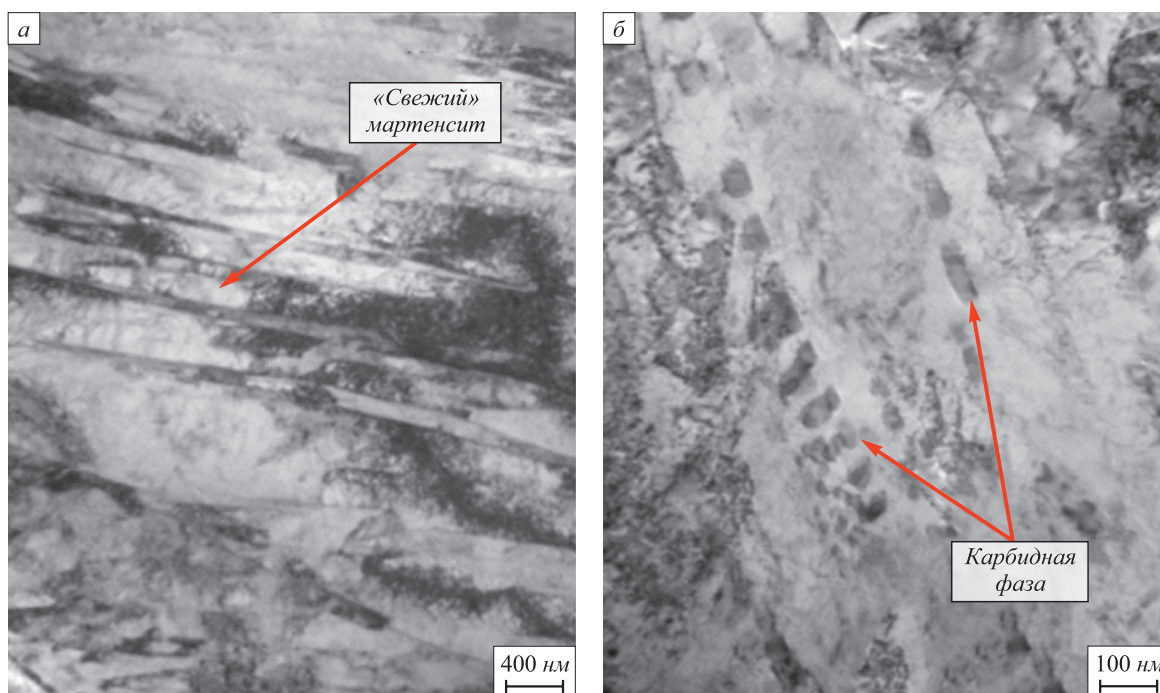


Рис. 6. «Свежий» реечный мартенсит (*а*) и карбиды (*б*) в микроструктуре стали состава 2 после закалки от 1020 °С и отжига при 760 °С

Fig. 6. Newly formed lath martensite (*a*) and carbides (*b*) in microstructure of steel 2 after quenching (1020 °C) and annealing (760 °C)

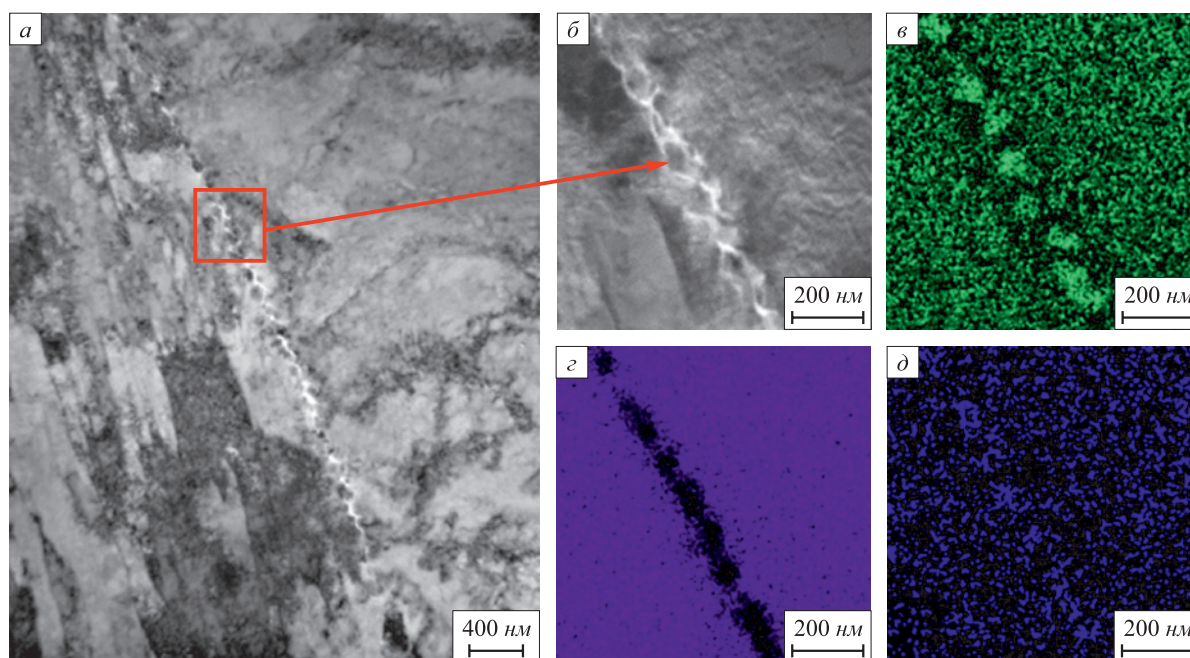


Рис. 7. Микроструктура (а, б) и распределение химических элементов (Cr (в), Fe (г), Mo (д)) в стали состава 2 после закалки от 1020 °С и отжига при 760 °С

Fig. 7. Microstructure (a, b) and distribution of chemical elements (Cr (v), Fe (z), Mo (d)) in steel 2 after quenching (1020 °C) and annealing (760 °C)

равный расчетной температуре начала мартенситного превращения по формуле Гуча [24], также не достигает диапазона значений для стали мартенситного класса (100 – 300). Следует отметить, что расчетные температуры мартенситного превращения MS_1 и MS_2 существенно ниже определяемой дилатометрически.

Применение вышеуказанных расчетных критериев не позволяет корректно определить структурный класс стали состава 2, поскольку параметр $MNA < 100$, рассчитываемый на основе МД30, позволяет отнести ее к метастабильным аустенитным. При этом температуры начала мартенситного превращения, рассчитанные по обеим формулам, заметно ниже определенных эмпирически.

Оценка класса стали состава 3 по наименьшему значению параметра FM позволяет отнести ее к мартенсито-ферритным. Оценки температур начала мар-

тенситного превращения также заметно снижены по сравнению с экспериментальными данными.

Таким образом, для всех исследованных сталей наблюдаются заметные расхождения в оценке структурного класса и температур мартенситного превращения на основе соотношений [23] и совокупности проведенных исследований. Следует отметить, что оценка по известной методике Я.М. Потака и Е.А. Сагалевиц [15] дает более адекватные результаты для исследуемых составов, предсказывая наличие менее 1 – 2 % δ -феррита в стали состава 1, около 50 % аустенита в стали состава 2 и 30 % δ -феррита в стали состава 3.

Таким образом, установленные закономерности формирования фазового состава позволяют обеспечить достижение прочностных характеристик труб групп прочности Q125 и Q135 в соответствии с ГОСТ 31446 – 2017 при использовании стали мартенситного класса состава

Таблица 3

Оценка структурного класса исследуемых сталей [23]

Table 3. Estimation of structural class of the studied steels [23]

Состав	FM	MS_1	MNK	MNA	MS_2	Оценочный класс
1	0,68	91,50	–16,2	158,3	55,5	Мартенсито-ферритная
2	0,79	–8,00	–20,8	68,0	–51,0	Метастабильная аустенитная
3	0,47	47,85	–21,1	94,1	–60,5	Мартенсито-ферритная

MS_1 – для стали мартенситного и мартенсито-ферритного классов;
 MS_2 – для стали аустенитного класса.

ва 1 в состоянии после закалки от 960 °С с последующим отпуском в интервале температур от 530 до 590 °С.

Минимизация количества остаточного аустенита в стали состава 2 с большим количеством хрома, но высоким содержанием никеля, может быть обеспечена за счет применения известного для полуаустенитных нержавеющих сталей приема – отжига в нижней части аустенитной области при 760 °С. Данный процесс сопровождается выделением карбидов типа $Me_{23}C_6$ и приводит к заметному повышению интервала мартенситного превращения за счет обеднения аустенита по углероду и карбидообразующим элементам [18]. В сочетании с отпуском при 530 °С это обеспечивает высокий уровень прочностных свойств при сохранении пластичности. Влияние связывания части хрома в карбиды при такой обработке на коррозионную стойкость требует отдельного анализа.

Для стали мартенсито-ферритного класса состава 3 по режиму, аналогичному для состава 2, удается получить высокие прочностные свойства, удовлетворяющие требованиям группы прочности Q125. Однако высокая доля δ-феррита, достигающая 30 % и обусловленная повышенным содержанием ферритообразующих элементов, может привести к значительному снижению ударной вязкости [25, 26] и развитию локальной коррозии в местах его скопления.

Выбор состава стали определяется возможностью получения заданного комплекса свойств при обеспечении приемлемых технологических характеристик, в частности, горячей пластичности стали, которая в высокой степени зависит от фазового состава при температуре деформации. Предпочтительным является формирование полностью или преимущественно аустенитной структуры в интервале температур горячего прессования или прокатки (1050 – 1250 °С). С этой точки зрения стали составов 1 и 2 с максимальным отно-

шением количества аустенитообразующих и ферритообразующих элементов являются наиболее удобными, поскольку расчетное значение температуры начала образования δ-феррита из аустенита $T_{\gamma \rightarrow \delta}$ достаточно высоко (1155 °С). Повышенное содержание хрома и ферритообразующих элементов в стали состава 3 определяет более низкую температуру $T_{\gamma \rightarrow \delta}$ (1020 °С), что менее благоприятно, поскольку определяет наличие значительного количества δ-феррита при температуре нагрева под горячую деформацию.

Выводы

Проведенные исследования показали, что решение задачи повышения коррозионной стойкости нержавеющей стали за счет увеличения содержания хрома при обеспечении высокого уровня прочности, характерного для материалов мартенситного класса с базовым содержанием хрома около 13 %, затруднено значительными изменениями хода фазовых превращений даже при относительно небольших вариациях содержания аустенитообразующих и ферритообразующих элементов. Увеличение количества хрома и других ферритообразующих элементов определяет возможность появления в преимущественно мартенситной микроструктуре δ-феррита, а с повышением доли аустенитообразующих элементов в структуре сохраняется значительное количество остаточного аустенита, что затрудняет достижение высокопрочных состояний. На примере стали состава 2 показано, что в этой стали количество остаточного аустенита может быть существенно снижено за счет проведения промежуточного отжига при 760 °С, обеспечивающего выделение карбидов типа $Me_{23}C_6$, что после проведения финального отпуска позволяет получить высокую прочность без уменьшения пластичности.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

1. Kimura M., Tamari T., Shimamoto K. High Cr stainless steel OCTG with high strength and superior corrosion resistance // *JFE GIHO*. 2005. No. 9. P. 7–12.
2. Bellarby J. *Well Completion Design*. Elsevier, 2009. 726 p.
3. Evaluation of the seabed temperature corrosion and sulphide stress cracking (SSC) resistance of weldable martensitic 13 % chromium stainless steel (WMSS) / University of Birmingham, 2014. URL: <https://etheses.bham.ac.uk/id/eprint/6871/2/Dent16MPhil.pdf> (дата обращения 10.12.2021).
4. Ishiguro Y., Suzuki T., Eguchi K., Nakahashi T., Sato H. Martensite-based stainless steel OCTG of 15Cr-based and 17Cr based material for sweet and mild sour condition // *European Corrosion Congress*. 2014. 10 p.
5. Jiang W., Zhao K., Ye D., Li J. Effect of Heat Treatment on Reversed Austenite in Cr15 Super Martensitic Stainless Steel // *Journal of Iron and Steel Research International*. 2013. Vol. 20. No. 5. P. 61–65. [https://doi.org/10.1016/S1006-706X\(13\)60099-0](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(13)60099-0)
6. Jiang W., Zhao K., Liu X., Zhou Y.H., Ye D., Su J., Yong Q. The influence of heat treatment on microstructure and mechanical properties of Cr15 super martensitic stainless steel // *Advanced Mate-*
1. Kimura M., Tamari T., Shimamoto K. High Cr stainless steel OCTG with high strength and superior corrosion resistance. *JFE GIHO*. 2005, no. 9, pp. 7–12.
2. Bellarby J. *Well Completion Design*. Elsevier, 2009, 726 p.
3. *Evaluation of the seabed temperature corrosion and sulphide stress cracking (SSC) resistance of weldable martensitic 13% chromium stainless steel (WMSS)*. University of Birmingham, 2014. Available at URL: <https://etheses.bham.ac.uk/id/eprint/6871/2/Dent16MPhil.pdf> (Accessed 12.10.2021).
4. Ishiguro Y., Suzuki T., Eguchi K., Nakahashi T., Sato H. Martensite-based stainless steel OCTG of 15Cr-based and 17Cr based material for sweet and mild sour condition. *European Corrosion Congress*. 2014, 10 p.
5. Jiang W., Zhao K., Ye D., Li J. Effect of heat treatment on reversed austenite in Cr15 super martensitic stainless steel. *Journal of Iron and Steel Research International*. 2013, vol. 20, no. 5, pp. 61–65. [https://doi.org/10.1016/S1006-706X\(13\)60099-0](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(13)60099-0)
6. Jiang W., Zhao K., Liu X., Zhou Y.H., Ye D., Su J., Yong Q. The influence of heat treatment on microstructure and mechanical properties of Cr15 super martensitic stainless steel. *Advanced Materials*

- materials Research. 2012. Vol. 393–395. P. 440–443.
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.393-395.440>
7. Tsai W.-J., Lin C.-K. Corrosion fatigue behaviour of a 15Cr-6Ni precipitation – hardening stainless steel in different tempers // *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*. 2008. Vol. 23. No. 6. P. 489–497.
<https://doi.org/10.1046/j.1460-2695.2000.00313.x>
8. Mariani F.E., Takeya G.S., Casteletti L.C., Lombardi A.N. Totten G.E. Heat treatment of precipitation-hardening stainless steels alloyed with niobium // *Materials Performance and Characterization*. 2016. Vol. 5. No. 1. P. 38–46.
<https://doi.org/10.1520/MPC20150039>
9. Wang Z., Li H., Shen Q., Liu W., Zhanyong W. Nano-precipitates evolution and their effects on mechanical properties of 17-4 precipitation-hardening stainless steel // *Acta Materialia*. 2018. Vol. 156. P. 158–171. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2018.06.031>
10. Prabowo H., Pratesa Y., Munir B., Ulum R., Wahyuadi J. Preliminary assessment of 22Cr and 15Cr materials selection for CO₂ enhanced oil recovery program // *MATEC Web of Conferences*. 2019. Vol. 269. Article 03014.
<https://doi.org/10.1051/mateconf/201926903014>
11. Пумпянский Д.А., Пышминцев И.Ю., Битюков С.М., Алиева Е.С., Гусев А.А., Михайлов С.Б., Лобанов М.Л. Особенности фазовых превращений в сталях мартенситного класса для высокопрочных коррозионноустойчивых труб нефтяного сортамента // *Металлург*. 2021. № 11. С. 35–42.
https://doi.org/10.52351/00260827_2021_11_35
12. Алексеев В.И., Юсупов В.С., Лазаренко Г.Ю. Механизм влияния молибдена и меди на антикоррозионные свойства стали // *Перспективные материалы*. 2009. № 6. С. 21–29.
13. Chenna Krishna S., Pant B., Jha A., George K.M., Gangwar N.K. Microstructure and properties of 15Cr-5Ni-1Mo-1W martensitic stainless steel // *Steel Research International*. 2015. No. 86. No. 1. P. 51–58. <https://doi.org/10.1002/srin.201400035>
14. Kumar A.V., Gupta R.K., Narahari P., Amruth M., Ramkumar P., Narahari P. Development and characterization of 15Cr-5Ni-1W martensitic precipitation hardening stainless steel for aerospace applications // *Materials Science Forum*. 2015. Vol. 830–831. P. 15–18.
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.830-831.15>
15. Потак Я.М. Высокопрочные стали. Москва: Металлургия, 1972. 208 с.
16. Thermo-Calc. URL: <https://thermocalc.com/products/thermo-calc> (дата обращения 04.11.2020).
17. Медь в черных металлах: Сборник статей / Под ред. И. Ле Мэя, Л.М.-Д. Шетки; пер. с англ. Москва: Металлургия, 1988. 311 с.
18. Пикеринг Ф.Б. Физическое металловедение и разработка сталей. Москва: Металлургия, 1982. 184 с.
19. Тарасенко Л.В., Унчикова М. В. Влияние двойного старения на механические и коррозионные свойства мартенситно-старющей стали 06X14H6D2МБТ // *Вестник Московского государственного технического университета им. Н.Э. Баумана. Серия Машиностроение*. 2014. № 4. С. 123–130.
20. Тарасенко Л.В., Унчикова М.В. Термическая обработка коррозионноустойчивой стали для изготовления силоизмерительных упругих элементов // *Вестник Московского государственного технического университета им. Н.Э. Баумана. Серия Машиностроение*. 2007. № 2. С. 82–88.
21. ASM HANDBOOK. Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys. Vol. 1. ASM International, 1990. 1063 p. <https://doi.org/10.31399/asm.hb.v01.9781627081610>
22. ASM Specialty Handbook: Stainless Steels. Davis J.R. ed. ASM International, 1994. 576 p.
23. DIN EN 10088:1-2014 Stainless steels – Part 1: List of stainless steels. 01.12.2014. 50 p.
- Research. 2012, vol. 393–395, pp. 440–443.
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.393-395.440>
7. Tsai W.-J., Lin C.-K. Corrosion fatigue behaviour of a 15Cr-6Ni precipitation – hardening stainless steel in different tempers. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*. 2008, vol. 23, no. 6, pp. 489–497.
<https://doi.org/10.1046/j.1460-2695.2000.00313.x>
8. Mariani F.E., Takeya G.S., Casteletti L.C., Lombardi A.N. Totten G.E. Heat treatment of precipitation-hardening stainless steels alloyed with niobium. *Materials Performance and Characterization*. 2016, vol. 5, no. 1, pp. 38–46.
<https://doi.org/10.1520/MPC20150039>
9. Wang Z., Li H., Shen Q., Liu W., Zhanyong W. Nano-precipitates evolution and their effects on mechanical properties of 17-4 precipitation-hardening stainless steel. *Acta Materialia*. 2018, vol. 156, pp. 158–171. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2018.06.031>
10. Prabowo H., Pratesa Y., Munir B., Ulum R., Wahyuadi J. Preliminary assessment of 22Cr and 15Cr materials selection for CO₂ enhanced oil recovery program. *MATEC Web of Conferences*. 2019, vol. 269, article 03014.
<https://doi.org/10.1051/mateconf/201926903014>
11. Pumpyansky D.A., Pyshmintsev I.Yu., Bitiukov S.M., Alieva E.S., Gusev A.A., Mikhailov S.B., Lobanov M.L. Features of phase transformations in martensitic steel for high-strength stainless oil country tubular goods (OCTG). *Metallurg*. 2021, no. 11, pp. 35–42. (In Russ.). https://doi.org/10.52351/00260827_2021_11_35
12. Alekseev V.I., Yusupov V.S., Lazarenko G.Yu. Mechanism of influence of molybdenum and copper on anticorrosion properties of steel. *Perspektivnye materialy*. 2009, no. 6, pp. 21–29. (In Russ.).
13. Chenna Krishna S., Pant B., Jha A., George K.M., Gangwar N.K. Microstructure and properties of 15Cr-5Ni-1Mo-1W martensitic stainless steel. *Steel Research International*. 2015, no. 86, no. 1, pp. 51–58. <https://doi.org/10.1002/srin.201400035>
14. Kumar A.V., Gupta R.K., Narahari P., Amruth M., Ramkumar P., Narahari P. Development and characterization of 15Cr-5Ni-1W martensitic precipitation hardening stainless steel for aerospace applications. *Materials Science Forum*. 2015, vol. 830–831, pp. 15–18.
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.830-831.15>
15. Potak Ya.M. *High-Strength Steels*. Moscow: Metallurgiya, 1972, 208 p. (In Russ.).
16. Thermo-Calc. Available at URL: <https://thermocalc.com/products/thermo-calc> (Accessed 11.04.2020).
17. *Copper in Ferrous Metals: Coll. of Papers*. Le Mei I., Shetka M.-D. eds. Moscow: Metallurgiya, 1988, 311 p. (In Russ.).
18. Pickering F.Brian. *Physical Metallurgy and the Design of Steels*. Applied Science Publishers, 1978, 275 p. (Russ. ed.: Pickering F.B. *Fizicheskoe metallovedenie i razrabotka stalei*. Moscow: Metallurgiya, 1982, 182 p.)
19. Tarasenko L.V., Unchikova M.V. Effect of double aging on mechanical and corrosion properties of maraging steel 06Cr14Ni6Cu-2MoNbTi. *Vestnik Moskovskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta im. N.E. Bauman. Seriya Mashinostroyeniye*. 2014, no. 4, pp. 123–130. (In Russ.).
20. Tarasenko L.V., Unchikova M.V. Heat treatment of corrosion-resistant steel for manufacture of force-measuring elastic elements. *Vestnik Moskovskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta im. N.E. Bauman. Seriya Mashinostroyeniye*. 2007, no. 2, pp. 82–88. (In Russ.).
21. ASM HANDBOOK. Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys. Vol. 1. ASM International, 1990, 1063 p. <https://doi.org/10.31399/asm.hb.v01.9781627081610>
22. ASM Specialty Handbook: Stainless Steels. Davis J.R. ed. ASM International, 1994, 576 p.
23. DIN EN 10088:1-2014 Stainless steels – Part 1: List of stainless steels. 01.12.2014, 50 p.

24. Gooch T. Welding martensitic stainless steels // *Welding Institute Research Bulletin*. 1977. No. 18. P. 343–349.
25. Hu X., Luo X., Xiao N., Li D. Effects of δ -ferrite on the microstructure and mechanical properties in a tungsten-alloyed 10 % Cr ultra-supercritical steel // *Acta Metallurgica Sinica*. 2009. Vol. 45. No. 5. P. 553–558.
26. Корнеев А.Е., Громов А.Ф., Киселев А.М. Влияние δ -феррита на свойства мартенситных сталей // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2013. № 8. С. 46–50.
24. Gooch T. Welding martensitic stainless steels. *Welding Institute Research Bulletin*. 1977, no. 18, pp. 343–349.
25. Hu X., Luo X., Xiao N., Li D. Effects of δ -ferrite on the microstructure and mechanical properties in a tungsten-alloyed 10 % Cr ultra-supercritical steel. *Acta Metallurgica Sinica*. 2009, vol. 45, no. 5, pp. 553–558.
26. Korneev A.E., Gromov A.F., Kiselev A.M. Effect of δ -ferrite on the properties of martensitic steels. *Metal Science and Heat Treatment*. 2013, no. 55, pp. 445–450.
<http://dx.doi.org/10.1007/s11041-013-9652-2>

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Дмитрий Александрович Пумпянский, к.т.н., д.э.н., председатель Наблюдательного совета, Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина

Игорь Юрьевич Пышминцев, д.т.н., профессор, генеральный директор, ООО «ТМК НТЦ»

E-mail: pyshmintseviu@rosniti.ru

Сергей Михайлович Битюков, к.т.н., заведующий лабораторией, ОАО «Российский научно-исследовательский институт трубной промышленности»

E-mail: secretariat@rosniti.ru

Михаил Антонович Гervas'ев, д.т.н., профессор, Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина

Алексей Антонович Гусев, младший научный сотрудник, ООО «ТМК НТЦ»

E-mail: GusevAA1@tmk-group.com

Dmitrii A. Pumpyanskii, Cand. Sci. (Eng.), Dr. Sci. (Economics), Chairman of the Supervisory Board, Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin

Igor' Yu. Pyshmintsev, Dr. Sci. (Eng.), Prof., General Director, LLC "TMK STC"

E-mail: pyshmintseviu@rosniti.ru

Sergei M. Bityukov, Cand. Sci. (Eng.), Head of the Laboratory, Russian Scientific Research Institute of the Pipe Industry

E-mail: secretariat@rosniti.ru

Mikhail A. Gervas'ev, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin

Aleksei A. Gusev, Junior Researcher, LLC "TMK STC"

E-mail: GusevAA1@tmk-group.com

ВКЛАД АВТОРОВ

CONTRIBUTION OF THE AUTHORS

Д. А. Пумпянский – постановка задач, формулировка выводов, обоснование и планирование исследований.

И. Ю. Пышминцев – обоснование концепции и планирование исследований, разработка программы экспериментальных исследований, анализ литературных и экспериментальных данных, интерпретация результатов исследования, формулировка выводов, редактирование и переработка рукописи.

С. М. Битюков – планирование исследований, разработка программы экспериментальных исследований, анализ экспериментальных данных, интерпретация и обобщение результатов исследования, формулировка выводов, редактирование и переработка рукописи.

М. А. Гervas'ев – анализ литературных и экспериментальных данных, интерпретация и обобщение результатов исследования, проведение сравнительного анализа, формулировка выводов, редактирование и переработка рукописи.

А. А. Гусев – сбор и анализ литературных данных, проведение экспериментальных исследований (термическая обработка, подготовка образцов, просвечивающая электронная микроскопия и микрорентгеноспектральный анализ), моделирование, анализ экспериментальных данных, интерпретация результатов исследования, формулировка выводов, оформление, редактирование и переработка рукописи.

D. A. Pumpyanskii – setting the research goals, planning of the experiments, formation of the conclusions.

I. Yu. Pyshmintsev – substantiation of the research concept, planning of the experiments, analysis of literature and experimental data, interpretation of the research results, formation of the conclusions, editing and revision of the manuscript.

S. M. Bityukov – planning of the experiments, analysis of experimental data, interpretation and generalization of the research results, formation of the conclusions; editing and revision of the manuscript.

M. A. Gervas'ev – analysis of literature and experimental data, interpretation and generalization of the research results, comparative analysis, formation of the conclusions, editing and revision of the manuscript.

A. A. Gusev – search and analysis of literature data; conducting experimental studies (conducting heat treatment, sample preparation, transmission electron microscopy and X-ray spectral microanalysis) and simulations; analysis of experimental data; interpretation of the research results; formation of the conclusions; design, editing and revision of the manuscript.

Поступила в редакцию 26.04.2022

После доработки 22.08.2022

Принята к публикации 26.08.2022

Received 26.04.2022

Revised 22.08.2022

Accepted 26.08.2022