



Оригинальная статья

УДК УДК 669.15-194.56:620.195

DOI 10.17073/0368-0797-2021-3-217-229



ОСОБЕННОСТИ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА И СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ, ОБУСЛОВИВШИЕ СНИЖЕНИЕ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ ДЕТАЛЕЙ ИЗ СТАЛИ 18Cr-10Ni

М. В. Костина¹, В. И. Криворотов², В. С. Костина¹,
А. Э. Кудряшов¹, С. О. Мурадян¹

¹ Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН (Россия, 119334, Москва, Ленинский пр., 49)

² ООО НТО «ИРЭ-Полус» (Россия, 141190, Московская обл., Фрязино, пл. Введенского 1, с. 3)

Аннотация. Исследованы особенности химического состава и структурно-фазового состояния образцов металла стали 18Cr-10Ni (AISI 304), которые могли способствовать возникновению общего коррозионного повреждения и образованию питтингов деталей из указанной стали под воздействием агрессивной среды. Установлено, что содержание серы в стали превышает почти в 10 раз установленный стандартом на эту сталь уровень ($<0,03\%$ S), поэтому она содержит около 3 % (об.) сульфидов марганца размером 1 – ~50 мкм, образующих строчки и скопления вдоль направления прокатки. По литературным данным, в коррозионно-стойких сталях и сплавах наиболее коррозионно-активны именно частицы сульфида марганца (MnS). Они многократно снижают способность Fe–Cr–Ni сталей к пассивации в коррозионной среде. Для образования ионов FeSH^+ необходима высокая концентрация ионов S^{2-} , и чем крупнее включения частиц сульфидов, тем выше их способность снижать коррозионную стойкость стали. Поэтому крупный размер обнаруженных в стали частиц MnS играет важную негативную роль. Показано, что дополнительным фактором, способствующим снижению коррозионной стойкости изученной стали, является наличие в поверхностном слое мартенсита деформации, образующегося в процессе механической обработки при изготовлении резанием, шлифовкой деталей из заготовки. Появление этого мартенсита обусловлено низкой концентрацией элементов-аустенитообразователей (0,01 – 0,04 % C, 7,96 – 8,23 % Ni). Сталь на модифицированной диаграмме Шеффлера-Делонга находится в области, где возможно образование мартенсита; расчетное значение $M_{d(30/50)}$ для нее составило 28 °C. По литературным данным, мартенсит деформации в сталях типа 18-10 вызывает снижение их стойкости к питтинговой коррозии в растворах кислот и солей. Показано, что наличие электрического потенциала активизирует коррозионное воздействие на образцы из стали 18Cr-10Ni в кислотной среде. Сделан вывод, что коррозионному повреждению деталей из исследованной стали способствовало наличие скоплений частиц сульфидов в отдельных участках металла в сочетании с присутствием в этих участках мартенсита деформации.

Ключевые слова: сталь 18Cr-10Ni, структура, сульфиды, аустенит, мартенсит деформации, питтинговая коррозия, общая коррозия, диаграмма Шеффлера-Делонга, диаграмма Потока-Сагалевиц

Финансирование: Исследования выполнены в рамках работ по госзаданию 075-00947-20-00.

Благодарности: Авторы статьи выражают признательность А.А. Ашмарину за выполненный рентгеновский фазовый анализ.

Для цитирования: Костина М.В., Криворотов В.И., Костина В.С., Кудряшов А.Э., Мурадян С.О. Особенности химического состава и структурно-фазового состояния, обусловившие снижение коррозионной стойкости деталей из стали 18Cr-10Ni // Известия вузов. Черная металлургия. 2021. Т. 64. № 3. С. 217–229. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-3-217-229>

Original article

FEATURES OF CHEMICAL COMPOSITION AND STRUCTURAL-PHASE STATE DECREASING CORROSION RESISTANCE OF PARTS FROM 18Cr-10Ni STEEL

M. V. Kostina¹, V. I. Krivorotov², V. S. Kostina¹,
A. E. Kudryashov¹, S. O. Muradyan¹

¹ Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, Russian Academy of Sciences (49 Leninskii Ave., Moscow 119991, Russian Federation)

² LLC Sci.-Tech. Org. “IRE-Polyus” (1, bld. 3 Vvedenskogo Sqr., Fryazino, Moscow Region 141190, Russian Federation)

Abstract. Features of the chemical composition and structural-phase state of samples of steel 18Cr-10Ni (AISI 304) were investigated, which could contribute to the occurrence of general corrosion damage and the pittings formation on parts made of this steel under the influence of an aggressive environment. It has been established that the sulfur content in steel is almost 10 times higher than the level established by the standard for this steel

(0.03 % S), therefore, it contains about 3 vol. % of manganese sulfides, 1 – ~ 50 μm in size, forming stitches and accumulations along direction of rolling. According to the literature, it is the particles of manganese sulfide (MnS) that are most corrosive in corrosion-resistant steels and alloys. They significantly reduce the ability of Fe–Cr–Ni steels to passivate in a corrosive environment. For the formation of FeSH^+ ions, a high concentration of S^{2-} ions is required. The larger the inclusions of sulfide particles are, the higher is their ability to reduce the corrosion resistance of steel. Therefore, the large size of MnS particles found in steel plays an important negative role. It is shown that an additional factor contributing to a decrease in the corrosion resistance of the studied steel is the presence of deformation martensite in the surface layer of the steel, which was formed in the process of machining during manufacturing by cutting and grinding parts from a billet. The appearance of this martensite is due to the low concentration of austenite-forming elements (0.01 – 0.04 % C, 7.96 – 8.23 % Ni). The steel on the modified Scheffler-Delong diagram is in the region where martensite can form; the calculated value of $M_{d(30/50)}$ for it was 28 °C. According to literature data, deformation martensite in steels of 18-10 type causes a decrease in their resistance to pitting corrosion in solutions of acids and salts. It is shown that the presence of an electric potential activates the corrosive effect on 18Cr-10Ni steel samples in an acidic environment. It is concluded that the corrosion damage of parts made of the studied steel was facilitated by the presence of accumulations of sulfide particles in individual areas of the metal, combined with the presence of deformation martensite in these areas.

Keywords: 18Cr-10Ni steel, structure, sulfides, austenite, deformation martensite, pitting corrosion, general corrosion, Scheffler-Delong diagram, Potak-Sagalevich diagrams

Funding: The research was carried out as part of the work under state task 075-00947-20-00.

Acknowledgments: The authors of the article are grateful to A.A. Ashmarin for performing the X-ray phase analysis.

For citation: Kostina M.V., Krivorotov V.I., Kostina V.S., Kudryashov A.E., Muradyan S.O. Features of chemical composition and structural-phase state decreasing corrosion resistance of parts from 18Cr-10Ni steel. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2021, vol. 64, no. 3, pp. 217–229. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-3-217-229>

ВВЕДЕНИЕ

Аустенитные стали типа 18Cr-10Ni (далее по тексту сталь 18-10) – хорошо изученный, повсеместно используемый материал с более чем 100-летней историей, высококоррозионностойкий в растворах кислот и солей. Производители во всем мире выпускают широкий спектр полуфабрикатов из сталей типа 18-10 согласно национальным стандартам. Нарушение заложенных стандартами норм, в том числе по чистоте металла по примесям, может приводить к существенному ухудшению свойств металла. Подобный случай инициировал описанные в работе исследования, целью которых было выявить причины появления общей и питтинговой коррозии на поверхности деталей из стали типа 18-10 в составе опытного образца технологического оборудования. Было выдвинуто предположение, что причиной тому могут быть дефекты аустенитной структуры, в том числе включения.

Известно, что неметаллические включения (НВ) могут значительным образом изменять пассивируемость стали и ее стойкость к питтингообразованию [1 – 3], причем в коррозионностойких сталях и сплавах наиболее коррозионно-активны частицы сульфида марганца (MnS) [4, 5]. Способность сплавов Fe–Cr–Ni к пассивации в коррозионной среде многократно снижается при наличии в структуре частиц сульфида марганца [5]. В результате модельного коррозионного эксперимента в стали, чистой по включениям MnS, были обнаружены лишь мелкие питтинги, тогда как сталь с сульфидами марганца проявляла склонность к образованию крупных питтингов за счет объединения мелких коррозионных ямок [5, 6]. В связи с тем, что растворимость серы в α - и γ -железе низкая, сульфиды образуются в сталях всех типов, причем в коррозионностойких сталях их доля составляет до 80 % всех НВ, на них идет локализация коррозионных процессов [7]. Рассматривая роль

сульфидов в питтингообразовании, предполагают, что пассивирующая пленка над сульфидными включениями, границами MnS/металл имеет худшие защитные свойства, чем пленка на окружающем сульфиде металла. Из-за разницы в коэффициентах термического расширения сульфидов и стали граница MnS/металл является высокодефектной. В образующейся на границе при анодном окислении сульфида и растворения частиц MnS микрощели появляются участки с высокой локальной концентрацией сульфидионов, которые могут способствовать ускорению анодного процесса и реакции выделения водорода [5, 8]. Локализация в питтинге подкисленного раствора сероводорода способствует депассивации окружающей частицы сульфидов металла и ускорению его растворения в питтинговой полости [5]. Поскольку образование ионов FeSH^+ требует высокой концентрации ионов S^{2-} , то чем крупнее включения частиц сульфидов, тем выше их способность снижать коррозионную стойкость стали [9]. Мелкие, дисперсные частицы MnS менее опасны для стали с точки зрения образования крупных питтингов [10, 11]. По данным работы [12] процессы коррозии не ускоряются, если эти частицы имеют размер не более одного микрона.

С целью выявления причин коррозионного повреждения изделий из аустенитной стали типа 18-10, которые эксплуатировались непродолжительное время в составе опытной установки в воздушной среде, в работе были поставлены задачи изучить химический, фазовый состав и структуру стали, установить возможное наличие отклонений от традиционного для таких сталей химического и фазового состава и структуры, которые благоприятствуют возникновению процессов коррозии.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Химический состав. Данные сертификата на прутки стали типа 18-10 (AISI 304, зарубежная поставка) не

давали ответа на вопрос, почему изготовленные из них детали двух типов в составе опытной установки покрылись ржавчиной в ходе ее опробования. Поэтому был проведен анализ химического состава металла исходных прутков (не имевших следов ржавчины) и металла образцов, отобранных от деталей, с использованием оптико-эмиссионного спектрального анализатора Magellan Q8 (“Bruker”) и рентгено-флуоресцентного анализатора Titan S1 (“Bruker”). Образцы металла деталей вырезали из участков без ржавчины, а также со средней и сильной степенью коррозионного поражения. Перед проведением исследования все следы ржавчины были тщательно удалены. В табл. 1 приведены:

– усредненные результаты определения легирующих и примесных элементов в деталях со ржавчиной и без нее (по пять измерений на каждый элемент), в прутках (по два измерения) – 1.1, 1.2, 1.3;

– данные по химическому составу из сертификата на прутки;

– марочный химический состав стали AISI 304;

– марочный химический состав российского аналога – стали 08X18H10 согласно ГОСТ 5632-2014.

Данные табл. 1 показывают, что металл деталей, где была обнаружена ржавчина, содержит $0,266 \pm 0,066$ % (по массе) серы. В металле, где признаков коррозии не было, содержится серы:

– в металле деталей 0,027 %;

– в металле прутков 0,037 %.

Таким образом, даже в «чистом» по сере металле количество серы на 0,07 – 0,017 % выше, чем регламентировано российским стандартом (см. табл. 1, позиция 4), и на 0,07 % выше, чем регламентировано стандартом ASTM A 240 на сталь AISI 304. В металле поврежденных коррозией деталей содержание серы превышает регламентированное стандартами на порядок.

В работе проводили исследования структуры и фазового состава, а также оценивали стойкость материала к общей и электрохимической коррозии в двух средах.

Подготовка образцов. Образцы запрессовывали в бакелит на приборе Opal 400, шлифовали на машине Saphir 250 и полировали на сукне алмазной эмульсией с размером частиц 6, 3 и 1 мкм. Предварительно подогретые в кипящей воде (~20 с) шлифы подвергали травлению (реактив: 3 части HCl + 1 часть HNO₃ + 2 части глицерина), затем промывали водой и просушивали фильтровальной бумагой.

Исследование микроструктуры осуществляли с помощью оптического микроскопа Olympus GX51 и сканирующего электронного микроскопа Tescan Vega II SBU с приставкой INCA Energy 300 для энергодисперсионного микроанализа (микрорентгеноспектрального анализа, МРСА). МРСА проводили в отстоящих друг от друга на несколько миллиметров зонах образца.

Оценка количества ферромагнитной фазы проводилась с использованием рентгеновского фазового анализа (РФА), магнитометрического метода и количественного микроструктурного анализа. Рентгеновский фазовый

Таблица 1

Усредненный химический состав стали 18Cr-10Ni, % (по массе) в составе деталей и прутков
(данные сертификата и стандартов на сталь типа 18-10)

Table 1. Average chemical composition of 18Cr-10Ni steel, mass. % in the composition of parts and bars, the data from the certificate and standards for 18-10 steel type

Но- мер	Материал	C	N	Cr	Ni	Mn	Cu	Si	Mo	V	Nb	Ti	Co	S	P
1.1	Металл детали со ржавчиной	0,045	0,037	17,455	8,323	1,873	0,466	0,477	0,424	0,088	0,038	0,009	0,153	0,266	0,026
1.2	Металл детали без ржавчины	0,011	0,055	18,318	8,082	1,668	0,507	0,258	0,330	0,08	0,039	0,011	0,226	0,027	0,030
1.3	Металл прутков	0,035	0,047	18,536	7,960	1,754	0,381	0,365	0,407	0,065	0,184	0,011	0,417	0,037	0,049
2	Состав металла по сертификату	0,025	0,083	18,300	8,070	1,630	0,460	0,350	0,370	–	–	–	0,170	0,020	0,035
3	AISI 304 по стандарту ASTM A 240	Н.б. 0,080	–	18 – 20	8,0 – 10,5	Н.б. 2	–	Н.б. 0,75	–	–	–	–	–	Н.б. 0,030	0,045
4	08X18H10 согласно ГОСТ 5632-2014	Н.б. 0,080	–	17 – 19	9 – 11	Н.б. 2,0	–	Н.б. 0,8	–	–	–	–	–	Н.б. 0,020	Н.б. 0,035

анализ проводили на вертикальном $2\theta - \theta$ рентгеновском дифрактометре Shimadzu XRD-6000 при комнатной температуре, нормальном атмосферном давлении и влажности в монохроматизированном медном излучении с длиной волны $\lambda_{K\alpha_{cp}} = \frac{2\lambda_{K\alpha_1} + \lambda_{K\alpha_2}}{3} = 1,54178 \text{ [Å]}$.

Фазы идентифицировали по базе данных ICDD-2003. Для измерений магнитометрическим методом использовали ферритометр МВП-2М (диапазон измеряемого содержания ферромагнитной фазы до 25 %, предел основной погрешности измерения фазы: % $0,05(1 + X_{\text{фи}})$, где $X_{\text{фи}}$ – измеренное значение фазы, %).

При количественном микроструктурном анализе использовали линейный метод Розиваля, основанный на первом стереометрическом соотношении (объемная доля фазы или структурной составляющей в сплаве равна доле длины секущей линии, проходящей через эту составляющую в объеме или шлифе). Доля второй фазы (мартенсита деформации) оценивалась как:

$$\sum V_{(\alpha)M} = \left(\frac{\sum l_{(\alpha)M}}{\sum L} \right) \cdot 100 \%, \quad (1)$$

где $\sum l_{(\alpha)M}$ – сумма длин отрезков секущих, приходящихся на вторую фазу; $\sum L$ – суммарная длина секущих.

Абсолютную ошибку измерений методом Розиваля определяли по полуэмпирической формуле

$$\varepsilon = kt \sqrt{\frac{\sum V(1 - \sum V)}{z}} \cdot 100 \%, \quad (2)$$

где $\sum V = \sum V_{(\alpha)M}$ – объемная доля структурной составляющей в стали; $t = 1,96$ – нормированное отклонение; z – число измеренных отрезков на секущих; k – коэффициент, зависящий от характера структуры ($k = 1$).

Микротвердость по Виккерсу структурных элементов определяли по ГОСТ 9450-76 на твердомере Volpert 402MVD при нагрузке 50 г и выдержке индентора (четырёхгранная алмазная пирамида) под нагрузкой 10 с. Число микротвердости определяли по формуле

$$HV = \frac{F}{S} = \frac{0,102 \cdot 2F \sin \frac{d}{2}}{d^2} = 0,189 \frac{F}{d^2}, \quad (1)$$

где F – нагрузка (Н); d – диагональ отпечатка (мм).

Коррозионная стойкость. Испытания на стойкость материала к воздействию 20 %-ной азотной кислоты проводили как без приложения потенциала, так и в режиме электрохимического травления. Травление выполняли на установке для электрополировки шлифов при следующем режиме: $U = 15 \text{ В}$; $I = 1,3 \text{ А}$.

После испытаний в азотной кислоте один из образцов разрезали на две пластины размером $22 \times 15 \times 2 \text{ мм}$, которые исследовали на общую коррозию по ГОСТ 9.905–85 в 20 %-ном водном растворе NaCl при 20°C (предварительно их шлифовали, полировали, обезжиривали в ацетоне, промывали дистиллированной водой, просушивали и взвешивали на аналитических весах с точностью $0,05 \text{ мг}$). Отношение объема коррозионной среды к площади поверхности образцов составляло 5 мл/см^2 . Выдержка образцов в растворе между взвешиваниями составляла: 20, 45, 116 ... 2124 часов; 1, 2, 5, 14 ... 88 суток. При промежуточных взвешиваниях образцы очищали от продуктов коррозии щеткой, промывали дистиллированной водой и сушили согласно требованиям ГОСТ 9.907-83.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 1 представлены фотографии поврежденных коррозией участков образца (уже после механического удаления тонкого слоя сплошной ржавчины). Питтин-

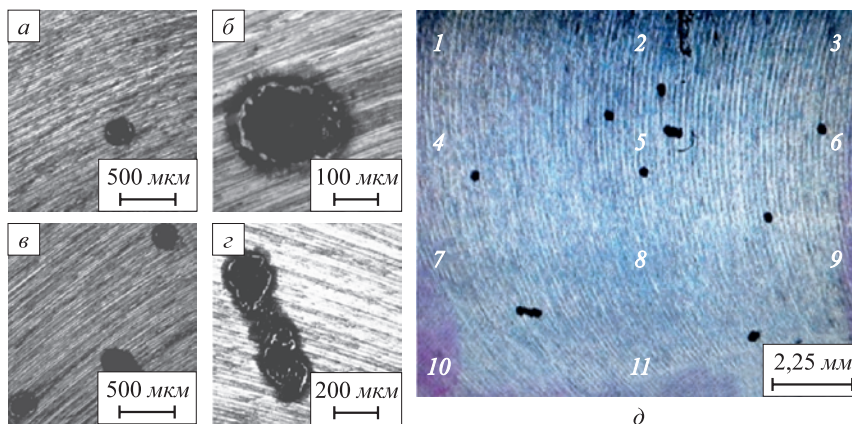


Рис. 1. Коррозионные повреждения на поверхности образца стали 18Cr-10Ni в виде единичных и групповых питтингов (цифры на рис. 1, д – места замеров количества ферромагнитной фазы при магнитометрии, см. ниже табл. 2)

Fig. 1. Corrosion damage on the 18Cr-10Ni steel sample surface in form of single and group pitting (numbers in Fig. 1, d indicate the places where the amount of ferromagnetic phase was measured using ferritometry, see table 2 below)

ги имеют размер 250 – 600 мкм и расположены как в виде отдельных ямок (рис. 1, а – в), так и групп ямок (рис. 1, г, д).

Исследование разных участков полированного не травленного шлифа данной стали выявило по всему объему строчки вытянутых в направлении прокатки включений в светлой аустенитной матрице (рис. 2, а, б). Они имеют одинаковую морфологию, расположены на расстоянии 10 – 50 мкм друг от друга. Их размер в поперечном сечении составил от <1 до ~5 мкм, в продольном сечении – от <1 до ~50 мкм, объемная доля – 2,3 %. С учетом литературных данных о негативном влиянии крупных сульфидных включений на коррозионную стойкость и информации о повышенном содержании серы в деталях, пораженных коррозией (см. табл. 1), было выдвинуто предположение, что включения в аустените представляют собой сульфиды. Оно было подтверждено данными МРСА: анализ спектров в участках внутри темных частиц (рис. 2, б, в) подтвердил, что частицы содержат значительное количество марганца и серы и являются сульфидами марганца, два спектра также показали наличие Са и Si (табл. 2). Наличие Fe, Cr, Ni в спектрах проанализированных включений обусловлено захватом зондом области несколько большей, чем участок включения. Аустенит соответствует составу (17 – 19) Cr – (8 – 10) Ni.

Исследование микроструктуры стали после химического травления (рис. 3) показало, что сталь имеет структуру горячекатаного отожженного металла с равноосными зернами аустенита размером 5 – 50 мкм и характерными для аустенита двойниками отжига. Помимо отмеченного выше наличия строчек сульфидной фазы, особенностью микроструктуры было присутствие зерен темного цвета (рис. 3, а, б). При большем увеличении выявлялась их игольчато-пластинчатая структура (рис. 3, в), характерная для мартенсита. Похожую микроструктуру, в которой зерна аустенита соседствовали с зернами мартенсита охлаждения, наблюдали в Cr–Mn–Ni литейной крупнозернистой стали с метастабильным аустенитом (рис. 3, г) [13].

Оценка объемной доли зерен, предварительно идентифицированных как мартенсит $\sum V_{(\alpha)M}$, проведенная с использованием формул (1) и (2) по фотографиям микроструктуры, полученным при увеличении $\times 500$ (как на рис. 3, б), дала результат: $\sum V_{(\alpha)M} = 22\%$ с абсолютной погрешностью измерений $\varepsilon = 10\%$.

Ввиду обнаружения при исследовании методом световой микроскопии предполагаемых участков мартенсита были проведены дополнительные исследования образца методами ферритометрии, РФА и микроинден- тирования под нагрузкой.

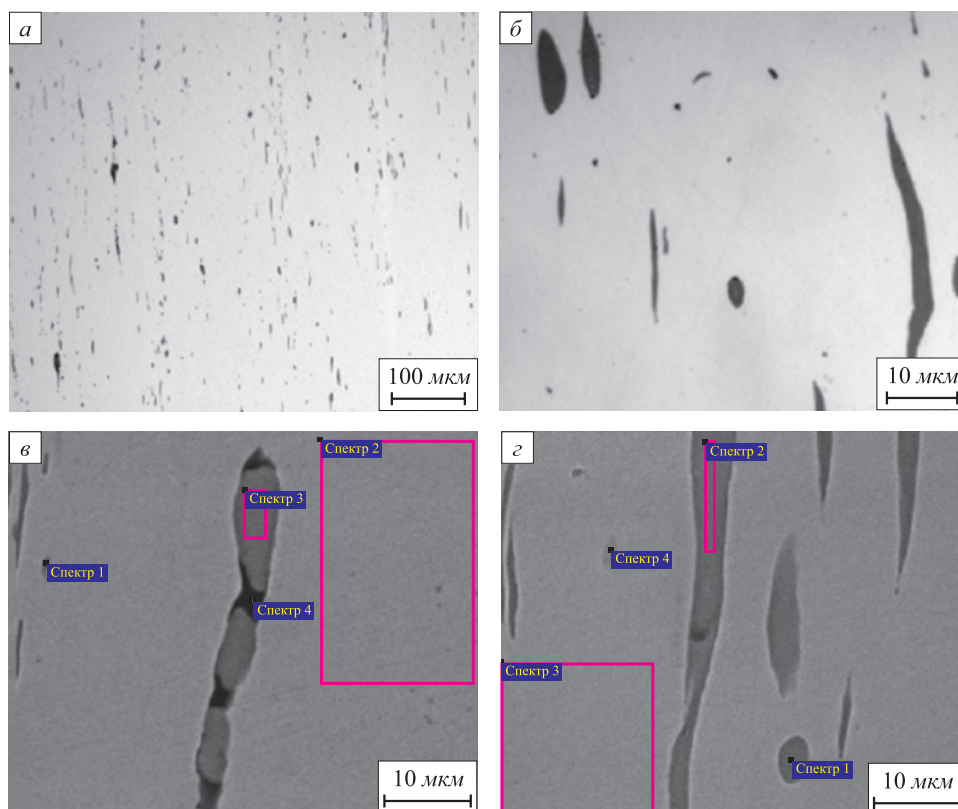


Рис. 2. Строчечные включения в стали 18Cr-10Ni на нетравленном полированном шлифе:
а, б – оптический микроскоп; в, г – скан-микроскопия с МРСА

Fig. 2. Line inclusions in 18Cr-10Ni steel on non-etched polished section:
а, б – optical microscope; в, г – scan microscopy with micro X-ray spectral analysis

Таблица 2

Данные МРСА выделенных на рис. 2 в, з участков стали, % (по массе)

Table 2. Micro X-ray spectral analysis data of the steel sections highlighted in Fig. 2 в, з (mass. %)

Рисунок	Спектр	S	Cr	Mn	Ni	Fe	Фаза
2, в	1	8,25	16,81	11,04	7,33	56,58	Сульфид Mn
	2	—	18,92	—	9,73	71,35	Аустенит
	3	26,43	11,91	38,58	2,62	20,46	Сульфид Mn
	4*	28,83	9,19	45,82	—	11,29	Сульфид Mn
2, з	1**	21,17	8,45	33,11	—	9,82	Сульфид Mn
	2	35,76	10,27	53,97	—	—	Сульфид Mn
	3	—	18,69	—	9,87	71,44	Аустенит
	4	2,34	17,29	3,91	8,68	67,78	Сульфид Mn

* Обнаружено также 1,55 % Si, 3,32 % Ca.

** Обнаружено также 27,47 % Si.

Точечным зондом ферритометра были сделаны замеры в 11 зонах образца (рис. 1, д). Результаты этих измерений представлены в табл. 3. Среднее значение показаний ферритометра составило 0,77 %, что подтверждает

присутствие небольшого количества ферромагнитной фазы в аустенитной матрице.

Данные рентгеноструктурного фазового анализа металла шлифа (механически полированного, химически

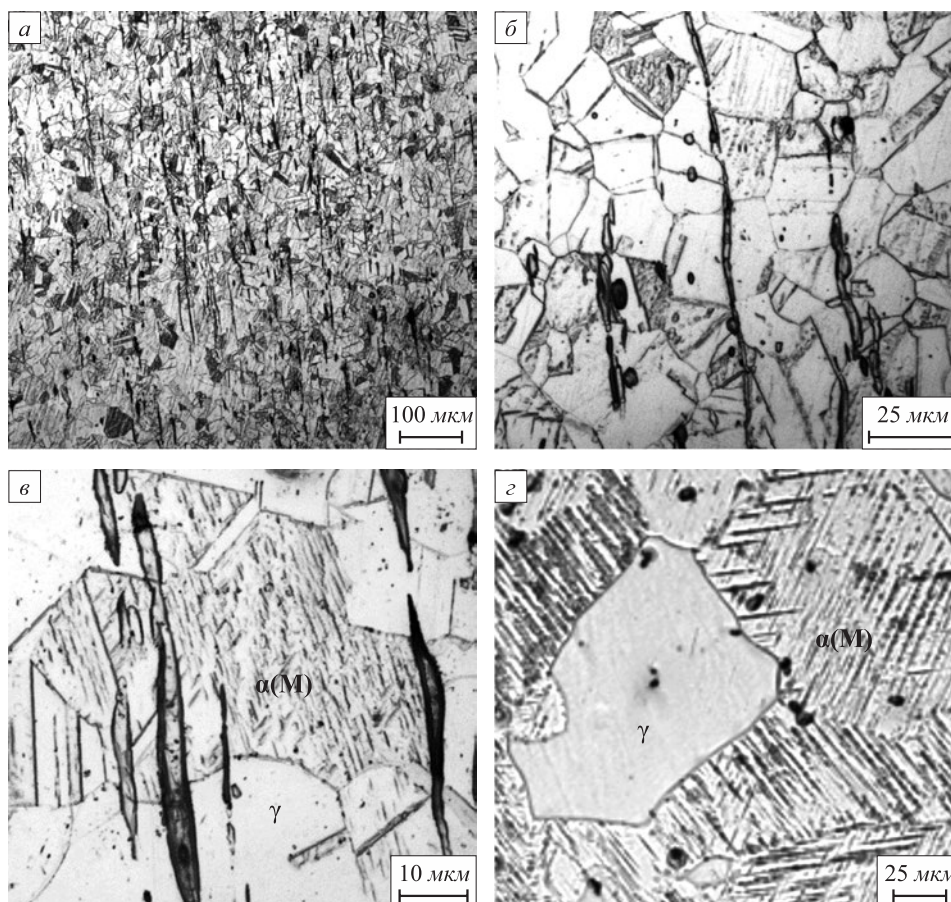


Рис. 3. Микроструктура изученной стали 18Cr-10Ni с включениями MnS и зернами мартенсита (а – в); микроструктура Cr–Mn–Ni литейной стали с мартенситом охлаждения [13] (з)

Fig. 3. Microstructure of the studied steel 18Cr-10Ni (a – в) with inclusions of MnS and martensite grains; Cr–Mn–Ni microstructure of cast steel with the cooling martensite [13] (з)

Показания ферритометра в зонах I – II образца стали 18Cr-10Ni

Table 3. Ferritometer readings in zones I – II of 18Cr-10Ni steel sample

Область измерения	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	Среднее
Показания ферритометра	0,67	0,78	0,88	0,71	1,02	0,62	0,58	1,04	0,83	0,55	0,76	0,77

травленного, имеющего структуру, представленную на рис. 3, а – в), близки к данным ферритометрии, показывая наличие в поверхностном слое толщиной 4 – 5 мкм (зона отклика) 99 % аустенита и 1 % мартенситной фазы (рис. 4).

Измерения микротвердости по Виккерсу проводили на визуально светлых участках шлифа (аустенит), а также на участках с игольчатой и игольчато-речечной микроструктурой (мартенсит) (см. данные измерений в табл. 4). Для последних характерен более высокий уровень твердости (HV 203), чем в аустенитных зонах (HV 177). Однако известно, что мартенсит характеризуется более высокой твердостью $HV \geq 300 - 350$.

Совокупность результатов оценки объемной доли мартенсита тремя вышеприведенными способами (ко-

личественный микроструктурный анализ, ферритометрия и РФА) вкуче с данными измерений микротвердости позволяют считать, что мартенситные участки сформировались только на поверхности стали и имеют небольшую толщину, не более нескольких микрон, и определенная методом Розиваля доля мартенсита не является объемной, а характеризует лишь долю этой фазы в поверхностном слое. Соответственно результаты индентирования в участках с мартенситной структурой являются интегральной характеристикой металла более твердого тонкого поверхностного мартенситного слоя и находящегося под ним слоя аустенита, в который индентор проникает при испытании.

Ввиду получения результатов, свидетельствующих о не полностью аустенитной структуре изучен-

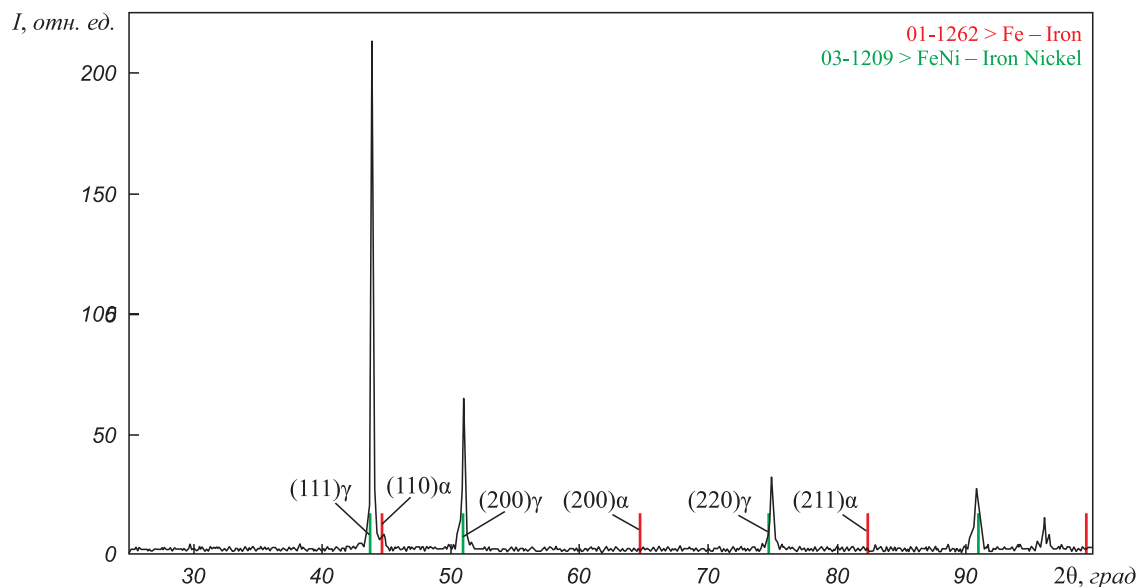


Рис. 4. Дифрактограмма изученной стали 18Cr-10Ni

Fig. 4. Diffraction pattern of the studied steel 18Cr-10Ni

Значения микротвердости в зернах аустенита и мартенсита изучаемого образца стали

Table 4. Microhardness values in austenite and martensite grains of the studied steel sample

Участки стали	Значение микротвердости, HV										Среднее
Аустенитные	186	186	180	168	179	171	174	181	171	178	177
Мартенситные	206	204	192	206	204	209	196	196	212	208	203

ной стали, была проведена оценка фазового состава металла деталей и прутков из исследованной стали типа X18H10 с использованием модифицированной диаграммы Шеффлера-Делонга (рис. 5, а) и диаграммы Потака-Сагалевиц [14] (рис. 5, б) с использованием формул (2) и (3):

$$Cr_e^{\Phi} = (\% Cr) - 1,5(\% Ni) + 2(\% Si) - 0,75(\% Mn) - K_{\Phi}(\% C + \% N) + (\% Mo) + 4(\% Al) + 4(\% Ti) + 1,5(\% V) + 0,5(\% W) + 0,2(\% Cu) + 0,9(\% Nb) - 0,6(\% Co) - 0,5(\% Cu); \quad (2)$$

$$Cr_e^M = 20 - [(\% Cr) + 1,5(\% Ni) + 0,7(\% Si) + 0,75(\% Mn) + K_M(\% C + \% N) + 0,6(\% Mo) + 1,5(\% V) + 1,1(\% W) + 0,2(\% Cu) + 1,9(\% Ti) - 0,1(\% Al)], \quad (3)$$

где K_{Φ} , K_M – расчетные коэффициенты, зависящие от суммарного содержания азота и углерода, рассчитываемые по диаграмме (K_{Φ} , K_M) = $f(\% C + \% N)$ на рис. 5, б.

Данные на рис. 5, а показывают, что в фазовом составе деталей со ржавчиной может быть небольшое количество мартенсита. Металл деталей без ржавчины и прутков находится в зоне (А + М + Ф), соответственно рядом и на границе с аустенитной областью. Фазовый состав металла по сертификату находится в области А + Ф рядом со стыком четырех областей. Стали 18-10 по стандарту ASTM и стандарту РФ находятся в аустенитной области, но первая близко к границе А + Ф. Известно, что стали находятся в аустенитной области на диаграмме Шеффлера-Делонга при значениях соотношения $Ni_{экр}/Cr_{экр}$ более 0,8. Приведенные в табл. 5 расчетные значения этого показателя подтверждают, что металл изученной стали не полностью аустенитен, значения $Ni_{экр}/Cr_{экр}$ не превышают 0,57.

Согласно диаграмме, представленной на рис. 5, б, все стали находятся в аустенитной области, но металл образцов изученной стали (детали, прутки) расположен в области менее стабильного аустенита.

Для дополнительной оценки стабильности аустенита исследованной стали в работе расчетным путем были оценены (табл. 5):

– M_H – температура начала мартенситного превращения, с использованием уравнений Т. Гладмена, Б. Холмса, Ф. Пикеринга [15] (4); Эйхельмана и Халла [16] (5):

$$M_H (^{\circ}C) = 502 - 810 (\% C) - 1230 (\% N) - 13 (\% Mn) - 30 (\% Ni) - 12 (\% Cr) - 54 (\% Cu) - 46 (\% Mo), \quad (4)$$

$$M_H (^{\circ}C) = 1302 - 42 (\% Cr) - 61 (\% Ni) - 33 (\% Mn) - 28 (\% Si) - 1667 (\% [C + N]); \quad (5)$$

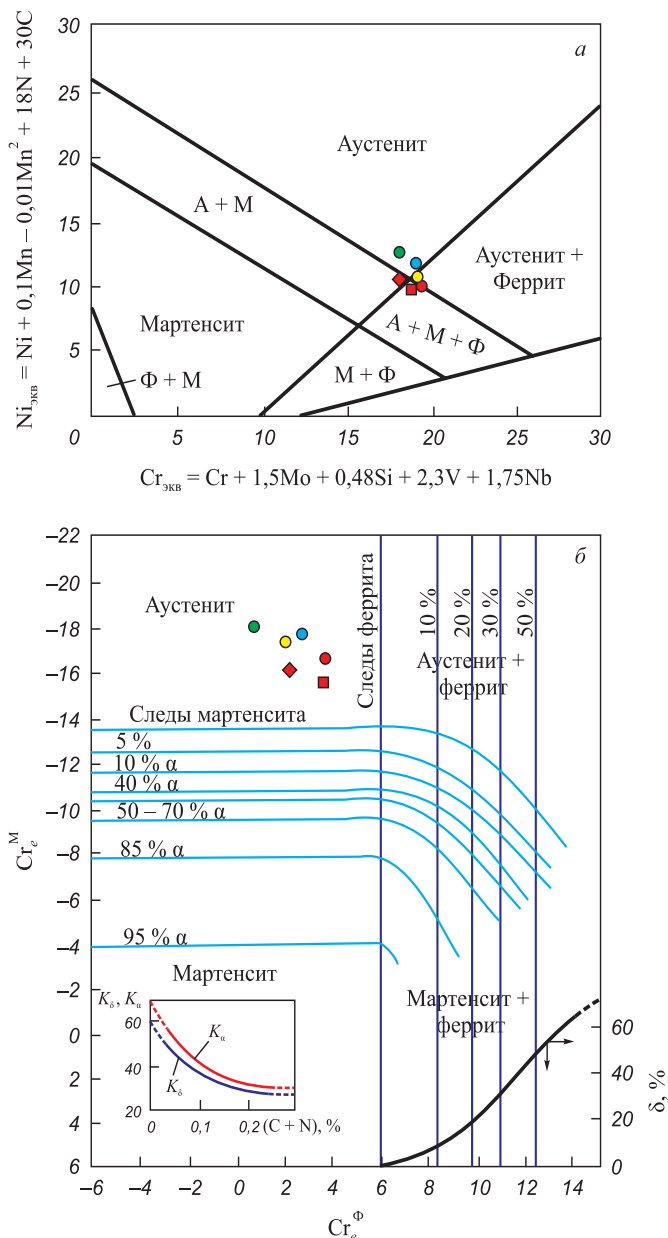


Рис. 5. Положение сталей:

а – на модифицированной диаграмме Шеффлера-Делонга;

б – на диаграмме Потака-Сагалевиц;

- ♦ – металл детали со ржавчиной; ■ – металл детали без ржавчины;
- – металл прутков; ● – состав металла по сертификату;
- – AISI 304 по стандарту ASTM A 240; ● – 08X18H10 по ГОСТ 5632–2014

Fig. 5. Position of the steels:

а – on the modified Scheffler-DeLong diagram,

б – on the Potak-Sagalevich diagram:

- ♦ – metal of parts with rust; ■ – metal of parts without rust;
- – metal of bars; ● – metal composition according to the certificate;
- – AISI 304 according to ASTM A 240; ● – 08Kh18N10 steel according to the state standart GOST 5632–2014

– $M_{d(30/50)}$ – температура, при которой 50 % мартенсита образуется под воздействием истинного напряжения деформации в 30 %, с использованием уравнений Т. Гладмена, Дж. Хаммонда и Ф. Марша [17] (6) и Т. Ангела [18] (7):

Расчетные значения: $Ni_{экв}$, $Cr_{экв}$, $Ni_{экв}/Cr_{экв}$ на диаграмме Шеффлера-Делонга; температур M_n и $M_{d(30/50)}$ и ЭДУ для изученной стали и стали 18Cr-10Ni согласно стандартам ASTM и РФ

Table 5. Calculated values: $Ni_{экв}$, $Cr_{экв}$, $Ni_{экв}/Cr_{экв}$ on the Scheffler diagram; temperatures M_n and $M_{d(30/50)}$ and SFE for the studied steel and 18Cr-10Ni steel according to ASTM and RF standards

Материал	$Ni_{экв}$	$Cr_{экв}$	$Ni_{экв}/Cr_{экв}$	Параметр (номер формулы для расчета)				
				$M_n, ^\circ C$ (4)	$M_n, ^\circ C$ (5)	$M_{d(30/50)}, ^\circ C$ (6)	$M_{d(30/50)}, ^\circ C$ (7)	ЭДУ, МДж·м ⁻² (8)
Металлы детали со ржавчиной	10,5	18,3	0,57	-108	-151	26	29	21
Металлы детали без ржавчины	9,6	18,9	0,51	-101	-133	32	33	18
Металлы прутков	10,0	19,3	0,52	-107	-167	21	20	19
Среднее			0,53	-106	-150	26	28	19
Состав металла по сертификату	10,5	19,0	0,55	-145	-202	12	12	19
AISI 304 по стандарту ASTM A 240*	11,8	19,1	0,62	-82	-247	1	14	23
08X18H10 согласно ГОСТ 5632-2014*	12,6	18,1	0,69	-94	-254	-1	20	27

* Для расчетов использован состав: 0,07 % C, 1,8 % Mn, 0,5% Si, 19 % Cr, 9,2 % Ni для стали AISI 304; 18 % Cr, 10 % Ni для стали 08X18H10.

$$M_{d(30/50)}(^{\circ}C) = 497 - 462(\% C + \% N) - 9,2(\% Si) - 8,1(\% Mn) - 13,7(\% Cr) - 20(\% Ni) - 18,5(\% Mo), \quad (6)$$

$$M_{d(30/50)}(^{\circ}C) = 413 - 13,7(\% Cr) - 9,5(\% Ni) - 8,1(\% Mn) - 18,5(\% Mo) - 9,2(\% Si) - 462(\% C + \% N); \quad (7)$$

– энергия дефекта упаковки (ЭДУ) – фактор, влияющий на склонность к образованию мартенсита, с использованием выражения Шрамма и Рида [19] (8):

$$\text{ЭДУ (МДж·м}^{-2}\text{)} = -53 + 6,2 (\% Ni) + 0,7 (\% Cr) + 3,2 (\% Mn) + 9,3 (\% Mo). \quad (8)$$

Комментируя результаты расчетов в табл. 5, можно отметить следующее. Расчетные температуры M_n изученной в данной работе стали типа 18-10 находятся в диапазоне криогенных температур, причем значения, рассчитанные по уравнению (5), существенно ниже, чем полученные по уравнению (4). Чем ниже значения ЭДУ, тем более метастабилен аустенит. Среднее значение ЭДУ изученной стали 18-10 составляет 19 МДж·м⁻², ее средние значения $M_{d(30/50)}$, оцененные по формулам (6) и (7), составляют 26 и 28 °C, т. е. аустенит этой стали нестабилен к деформационному мартенситному превращению при комнатной температуре. Для сравнения, известная высокорезистентная сталь AISI 316L

характеризуется величиной ЭДУ 50,8 МДж·м⁻² и ее $M_{d(30/50)} = -67^{\circ}C$ [20]. Отмечалось [17], что стали, которые имеют более высокие значения M_d , например, AISI 301 и AISI 304, более подвержены образованию индуцированного мартенсита при деформации при комнатной температуре. Такие стали, как AISI 316 или AISI 321, которые имеют низкие значения температуры M_d , обычно не дают сильного образования мартенсита в процессе деформации при комнатной температуре [16].

Следует отметить, что рассчитанные по формулам (5), (6), (7) значения температур M_n и $M_{d(30/50)}$ для стали 18-10 согласно стандартам ASTM и РФ (см. табл. 5) более низкие ($M_{d(30/50)}$ – около 0 градусов), а расчетные значения ЭДУ несколько более высокие, чем у изученной стали.

Выдвинуто предположение, что изученная сталь в силу выявленной метастабильности аустенита реагирует на механическое воздействие (например – токарная обработка, шлифование) образованием в поверхностном слое мартенсита деформации. Это предположение подтверждается данными исследования стали 12X18H10T [21]. Конструкцию из тонких колец этой стали подвергали длительному (до 1 года) гидро-бародинамическому воздействию высокоскоростным потоком воды, создающим давление 2 – 3 ГПа. В результате в узком слое стали (толщиной до 100 мкм) произошло появление деформационно-индуцированных тонкодвойникованных кристаллов мартенситных ферромагнитной α и антиферромагнитной ϵ фаз. В сле-

дующем промежуточном слое (глубиной до 100 мкм) была обнаружена ячеистая фрагментация с повышенной плотностью дислокаций и микродвойников внутри зерен аустенита, указывающая на его деформационно-фазовый наклеп.

Для оценки влияния выявленного мартенсита деформации на коррозионную стойкость изученной стали провели анализ литературных данных и ряд собственных экспериментов.

Испытания на общую коррозию в 20 %-ном водном растворе NaCl в течение 745 ч показали, что за указанный период изменения массы образцов не произошло, следы повреждения поверхности образцов от воздействия коррозионной среды отсутствовали. Сталь проявила также стойкость к общей коррозии в 20 %-ном водном растворе азотной кислоты: какого-либо эффекта (потеря массы, внешние изменения) от воздействия этой среды на образцы зафиксировано не было.

В то же время при приложении разности потенциалов наблюдалось активное травление поверхности образцов изученной стали в 5, 10 и 20 %-ных растворах HNO_3 и, соответственно, происходила потеря массы (рис. 6), что говорит об уязвимости исследуемого материала к электрокоррозии и недопустимости возникновения разности потенциалов, в том числе и локальных, которые могут быть вызваны неоднородностью образца.

Анализ литературных данных по вопросу влияния мартенсита на коррозионную стойкость аустенитной стали показал следующее. В работе [13] сделана оценка влияния мартенсита охлаждения в Cr–Mn–Ni литейных крупнозернистых сталях с разной степенью метастабильности аустенита на коррозионную стой-

кость. У более стабильной стали отмечена лучшая способность к пассивации, чем у менее стабильной стали. В работе [20] образцы двух марок нержавеющей стали промышленного производства (*commercial stainless steels*) после обработки на твердый раствор (1100 °C, 1 ч) подвергали холодной прокатке со степенью обжатия 5, 10, 26 и 47 %. Сравнивали влияние деформации на коррозионную стойкость стали AISI 301LN, % (по массе): 17,91 Cr; 6,53 Ni; 1,80 Mn; 0,79 Si; 0,17 Mo; 0,18 Cu; 0,10 N и стали AISI 316L, % (по массе): 16,91 Cr; 9,97 Ni; 1,72 Mn; 0,62 Si; 2,68 Mo; 0,12 Cu. По данным авторов [21] под воздействием деформации в сталях проходило превращение $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$. Рентгеноструктурный фазовый анализ показал, что количество мартенсита деформации составляет: 14, 46 и 60 % в стали AISI 304 и 5, 26 и 47 % в более стабильной стали AISI 316L. Стойкость к питтинговой и общей коррозии оценивали химическим методом по стандарту ASTM G48-03 (метод А, раствор $\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$). Анализ поверхности с оценкой числа питтингов проводили по стандарту ASTM G-46-94. Результаты исследований показали, что в изученных пределах прирост объемной доли вызванного деформацией мартенсита приводит к снижению стойкости к питтинговой и общей коррозии (см. рис. 7, составленный на основе данных [20]).

Снижение коррозионной стойкости вследствие холодной пластической деформации и образования α' -мартенсита наблюдали также:

- для стали AISI 301, испытанной в среде 1 М H_2SO_4 [22];

- для стали X5CrNi18-8, испытанной в 30 % H_2SO_4 [23].

В работе [24] исследовали образцы холоднокатаной ($\epsilon = 1, 8, 14, 23$ %) стали AISI 304 с содержанием мартенсита деформации 0,6, 6, 12 и 20 %. На их поверхности за счет выдержки 24 ч при 90 °C в деионизированной воде была сформирована стабильная пассивная пленка. Испытания в 3,5 % NaCl при 90 °C ($U = -0,2 - 2,0$ В) показали, что в интервале $\alpha'(\text{M}) = 0 - 6$ % с ростом количества мартенсита деформации снижались количество оксидов и защитное действие оксидной пленки, при $\alpha' > 6$ прирост мартенсита деформации вызывал прирост количества оксидов и некоторое повышение защитного действия пленки оксидов. В работе [25] листы 2 мм стали AISI 304 (EN 1.4301), содержавшие в исходном состоянии 0,6 $\alpha'(\text{M})$, деформировали холодной прокаткой ($\alpha'(\text{M}) = 35$ и 65 %), получая $\alpha'(\text{M})$ 16 и 44 %. Тесты с циклической поляризацией при 20 °C в гелевом электролите (H_2O , 40 % глицерол, 0,5 % агар, 1 % KClO_4 , 0,5 % NaCl) показали, что при 16 % мартенсита сопротивление питтинговой коррозии минимально. При 44 % $\alpha'(\text{M})$ выявлена лучшая устойчивость к точечной коррозии среди исследованных материалов, что может быть связано с наибольшим уровнем защитных сжимающих напряжений в этом материале. В работе [26] для холоднодеформированной стали AISI 304 при испытаниях в сульфатной среде минимум корро-

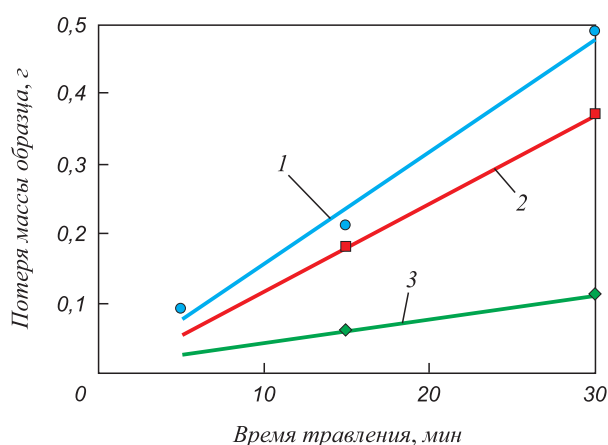


Рис. 6. График зависимости потери массы от времени выдержки образцов из стали типа 18Cr-10Ni в растворе HNO_3 различных концентраций:

1 – 20 % HNO_3 ; 2 – 10 % HNO_3 ; 3 – 5 % HNO_3 в режиме электрохимического травления ($U = 15$ В; $I = 1,3$ А)

Fig. 6. Dependence of mass loss on the holding time of the steel 18Cr-10Ni samples in HNO_3 solution of different concentrations: 1 – 20 % HNO_3 ; 2 – 10 % HNO_3 ; 3 – 5 % HNO_3 in the mode of electrochemical etching ($U = 15$ V; $I = 1.3$ A)

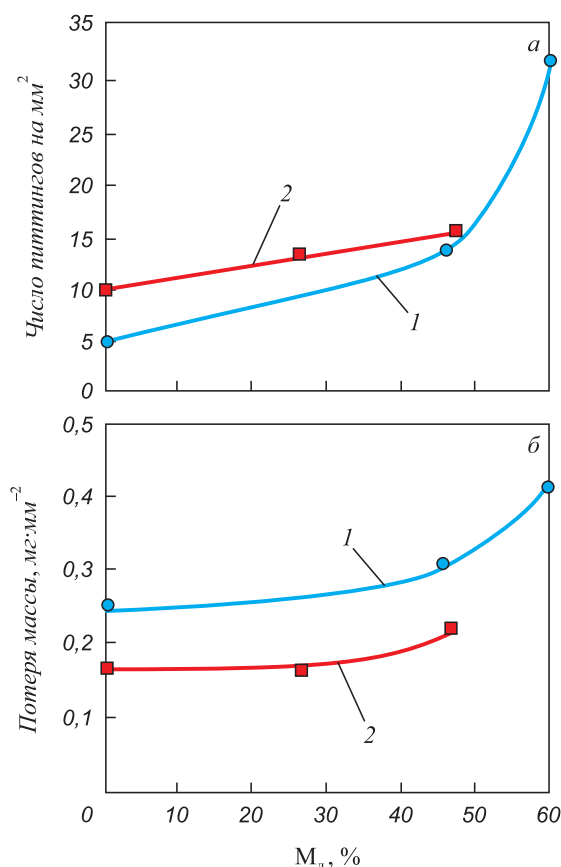


Рис. 7. Влияние объемной доли мартенсита деформации в результате деформации 26 и 47 % на удельные значения числа питтингов и потери массы при коррозионных испытаниях в растворе $\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ сталей AISI 301LN (1) и AISI 316L (2) на основе данных [20]

Fig. 7. Influence of the volume fraction of strain martensite resulting from 26 and 47 % deformation on specific values of the pittings number and mass loss during corrosion tests in $\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ solution of AISI 301LN (1) and AISI 316L (2) steels (based on data [20])

зионного сопротивления был отмечен при 12 % $\alpha'(M)$ после деформации 58 %.

Таким образом, можно считать подтвержденным тот факт, что образование определенного количества мартенсита деформации вызывает снижение стойкости сталей типа 18-10 к питтинговой коррозии в растворах кислот и солей. Соответственно, выявленное в данной работе наличие у исследованной стали типа 18-10 неко-

торого количества мартенсита несомненно могло способствовать процессу образования питтингов в состоянии, когда детали из исследованной стали оказались в условиях разности потенциалов.

Выводы

Детали исследованной стали типа 18-10 (AISI 304), поврежденные общей и питтинговой коррозией, содержат 0,266 % (по массе) серы, что почти в 10 раз превышает предусмотренное стандартом ASTM A 240 максимальное количество этой примеси (0,03 % (по массе)). Это привело к появлению в структуре стали ~2,3 % (об.) сульфидов марганца в виде частиц длиной от <1 до ~50 мкм, вытянутых в направлении прокатки, образующих не только строчки, но и скопления. Согласно литературным данным, частицы сульфидов марганца размером более 1 мкм способствуют процессам питтингообразования.

Химический состав изученной стали отличается от среднemarkочного состава по стандарту ASTM A 240 тем, что содержит минимальное количество таких элементов-аустенитообразователей, как углерод и никель. Последнее возможно обусловлено экономией дорогостоящего никеля. В результате сталь этого состава имеет метастабильный аустенит и расположена на диаграмме Шеффлера-Делонга в области, где возможно образование мартенсита. Расчетное значение $M_{d(30/50)}$ для нее составило 28 °C. Соответственно, в поверхностном слое стали содержится мартенсит деформации, образованный очевидно механическим воздействием на металл (резка, точение, шлифование).

Изученная сталь в случае приложения электрического потенциала активно корродирует в растворах кислот. В отсутствие потенциала не склонна к общей коррозии в 20 % NaCl. С учетом литературных данных о том, что мартенсит деформации в сталях типа 18-10 вызывает снижение их стойкости к питтинговой коррозии в растворах кислот и солей, можно сделать вывод, что коррозионному повреждению деталей из исследованной стали способствовало наличие скоплений частиц сульфидов в отдельных участках металла в сочетании с присутствием в этих участках мартенсита деформации.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

1. Фрейман Л.И., Реформатская И.И., Маркова Т.П. Повышение коррозионной стойкости сталей предотвращением образования включений сульфида марганца // Химическое и нефтяное машиностроение. 1991. № 10. С. 576–580.
2. Фрейман Л.И., Колотыркин Я.М., Реформатская И.И. и др. Легирующий эффект Mo в нержавеющей стали, усиливающийся за счет уменьшения примесей S и Mn // Защита металлов. 1992. Т. 28. № 2. С. 179–184.
3. Реформатская И.И., Фрейман Л.И. Образование сульфидных включений в структуре сталей и их роль в процессах локальной коррозии // Защита металлов. 2002. Т. 37. № 5. С. 511–516.
1. Freiman L.I., Reformatskaya I.I., Markova T.P. Enhancement of steel corrosion resistance by prevention of manganese sulfide inclusions formation. *Khimicheskoe i neftyanoe mashinostroyeniye*. 1991, no. 10, pp. 576–580. (In Russ.).
2. Freiman L.I., Kolotyarkin Ya.M., Reformatskaya I.I., etc. Alloying effect of Mo in stainless steel enhanced by reducing S and Mn impurities. *Zashchita metallov*. 1992, vol. 28, no. 2, pp. 179–184. (In Russ.).
3. Reformatskaya I.I., Freiman L.I. Precipitation of sulfide inclusions in steel structure and their effect on local corrosion processes. *Zashchita metallov*. 2002, vol. 37, no. 5, pp. 511–516. (In Russ.).

4. Колотыркин Я.М., Фрейман Л.И. Роль неметаллических включений в коррозионных процессах // Итоги науки и техники. Сер.: Коррозия и защита от коррозии. М.: ВИНТИ, 1978. Т. 6. С. 5–52.
5. Реформатская И.И. Влияние структурообразующих факторов на коррозионно-электрохимическое поведение железа и нержавеющей стали // Российский химический журнал (Журнал Российского химического общества им. Д.И. Менделеева). 2008. Т. LII. № 5. С. 16–24.
6. Pickering H.W., Frankenthal R.P. On the mechanism of localized corrosion of iron and stainless steel: I. Electrochemical Studies // Journal of the Electrochemical Society. 1972. Vol. 119. No. 10. P. 1297–1310. <https://doi.org/10.1149/1.2403982>
7. Малиночка Я.Н. Изменение сульфидов и свойства стали при высоком нагревании // Тематический сборник научных трудов. Сталь и неметаллические включения ЦНИИчермет. М.: Металлургия, 1980. С. 66–78.
8. Завьялов В.В. Проблемы эксплуатационной надежности трубопроводов на поздней стадии разработки месторождений. М.: ОАО «ВНИИОЭНГ», 2005. 322 с.
9. Ромашкин А.Н. Влияние неметаллических включений на стойкость стали к коррозии [Электронный ресурс]. Режим доступа: http://steelcast.ru/corrosion_resistance
10. Forchhammer P., Engell H.-J. Untersuchungen über den Lochfraß an passiven austenitischen Chrom-Nickel-Stählen in neutralen Chloridlösungen // Werkstoffe und Korrosion. 1969. Vol. 20. No. 1. P. 1–12.
11. Searson P.S., Latanision P.M. A comparison of the general and localized corrosion resistance of conventional and rapidly solidified AISI 303 stainless steel // Corrosion. 1967. Vol. 42. No. 1. P. 161–168.
12. Зайцев А.И., Родионова И.Г., Мальцев В.В. и др. Природа и механизмы образования в стали коррозионно-активных неметаллических включений. Пути обеспечения чистоты стали по этим включениям. В кн.: Коррозионно-активные неметаллические включения в углеродистых и низколегированных сталях. М.: Металлургиздат, 2005. С. 37–51.
13. Ковалев А., Вейсс А., Шелер П.Р., Воробьев К., Кришер М., Фридрих Х.Е. Влияние изотермического α' -мартенсита на механические свойства и коррозионную стойкость высоколегированных литых Cr–Mn–Ni-сталей // Вестник пермского государственного технического университета. Машиностроение, материаловедение. 2011. Т. 13. № 4. С. 7–14.
14. Потак Я.М. Высокопрочные стали. М.: Металлургия, 1972. 208 с.
15. Gladman T., Holmes B., Pickering F.B. Work hardening of low-carbon steels // The Journal of the Iron and Steel Institute. 1970. Vol. 208. No. pt 2. P. 172–183.
16. Padilha A.F., Rios P.R. Decomposition of austenite in stainless steel // ISIJ International. 2002. Vol. 42. No. 4. P. 325–337. <http://doi.org/10.2355/isijinternational.42.325>
17. Pickering F.B. Physical Metallurgy and the Design of Steels. London, Applied Science Publisher Ltd., 1978. 104 p.
18. Angel T. Formation of martensite in austenitic stainless steels: effects of deformation, temperature and composition // J. Iron and Steel Inst., 1954. P. 165–174.
19. Schram R.E., Reed R.P. Stacking fault energies of seven commercial austenitic stainless steels // Metallurgical Transactions A. 1975. Vol. 6. No. 7. P. 1345–1351. <http://doi.org/10.1007/BF02641927>
20. De Abreu H.F.G., de Carvalho S.S., de Lima Neto P., dos Santos R.P., Freire V.N., Silva P.M. de O., Tavares S.S.M. Deformation induced martensite in an AISI 301LN stainless steel: Characterization and influence on pitting corrosion // Materials Research. 2007. Vol. 10. No. 4. P. 359–366. <https://doi.org/10.1590/S1516-14392007000400007>
21. Пушин В.Г., Мурышев Е.Ю., Белослудцева Е.С., Куранова Н.Н., Пушин А.В., Свирид А.Э., Укусников А.Н., Ананьев А.И., Шевченко В.Г. Электронно-микроскопическое исследование структурно-фазовых превращений в нержавеющей стали 12X18H10T,
4. Kolotyrykin Ya.M., Freiman L.I. Role of non-metallic inclusions in corrosion processes. In: *Results of Science and Technology. Series: Corrosion and Corrosion Protection*. Moscow: VINITI, 1978, vol. 6, pp. 5–52. (In Russ.).
5. Reformatskaya I.I. Influence of the structure defining factors on the corrosion-electrochemical behavior of iron and stainless steel. *Russian Journal of General Chemistry*. 2009, vol. 79, no. 9, pp. 1955–1964.
6. Pickering H.W., Frankenthal R.P. On the mechanism of localized corrosion of iron and stainless steel: I. Electrochemical Studies. *Journal of the Electrochemical Society*. 1972, vol. 119, no. 10, p. 1297–1310. <https://doi.org/10.1149/1.2403982>
7. Malinochka Ya.N. Changes in sulfides and properties of steel under high heating. In: *TsNIChmet Coll. of Sci. Papers. Steel and Non-Metallic Inclusions*. Moscow: Metallurgiya, 1980, pp. 66–78. (In Russ.).
8. Zav'yalov V.V. *Problems of Operational Reliability of Pipelines at the Late Stage of Field Development*. Moscow: OAO "VNIIOENG", 2005, 322 p. (In Russ.).
9. Romashkin A.N. *Effect of non-metallic inclusions on corrosion resistance of steel*. [Electronic resource]. Available at URL: http://steelcast.ru/corrosion_resistance (In Russ.).
10. Forchhammer P., Engell H.-J. Untersuchungen über den Lochfraß an passiven austenitischen Chrom-Nickel-Stählen in neutralen Chloridlösungen. *Werkstoffe und Korrosion*. 1969, vol. 20, no. 1, pp. 1–12. (In Germ.).
11. Searson P.S., Latanision P.M. A comparison of the general and localized corrosion resistance of conventional and rapidly solidified AISI 303 stainless steel. *Corrosion*. 1967, vol. 42, no. 1, pp. 161–168.
12. Zaitsev A.I., Rodionova I.G., Mal'tsev V.V., etc. Nature and mechanisms of formation of corrosion-active non-metallic inclusions in steel. Ways to ensure the purity of steel for these inclusions. In: *Corrosion-Active Non-Metallic Inclusions in Carbon and Low-Alloy Steels*. Moscow: Metallurgizdat, 2005, pp. 37–51. (In Russ.).
13. Kovalev A., Veiss A., Sheler P.R., Vorob'ev K., Krisher M., Fridrikh Kh.E. Influence of isothermal α' -martensite on mechanical properties and corrosion resistance of high-alloy cast Cr–Mn–Ni steels. *Vestnik permskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta. Mashinostroyeniye, materialovedeniye*. 2011, vol. 13, no. 4, pp. 7–14. (In Russ.).
14. Potak Ya.M. *High-Strength Steels*. Moscow: Metallurgiya, 1972, 208 p. (In Russ.).
15. Gladman T., Holmes B., Pickering F.B. Work hardening of low-carbon steels. *The Journal of the Iron and Steel Institute*. 1970, vol. 208, no. pt 2, pp. 172–183.
16. Padilha A.F., Rios P.R. Decomposition of austenite in stainless steel. *ISIJ International*. 2002, vol. 42, no. 4, pp. 325–337. <http://doi.org/10.2355/isijinternational.42.325>
17. Pickering F.B. *Physical Metallurgy and the Design of Steels*. London, Applied Science Publisher Ltd., 1978, 104 p.
18. Angel T. Formation of martensite in austenitic stainless steels: effects of deformation, temperature and composition. *The Journal of the Iron and Steel Institute*. 1954, pp. 165–174.
19. Schram R.E., Reed R.P. Stacking fault energies of seven commercial austenitic stainless steels. *Metallurgical Transactions A*. 1975, vol. 6, no. 7, pp. 1345–1351. <http://doi.org/10.1007/BF02641927>
20. De Abreu H.F.G., de Carvalho S.S., de Lima Neto P., dos Santos R.P., Freire V.N., Silva P.M. de O., Tavares S.S.M. Deformation induced martensite in an AISI 301LN stainless steel: Characterization and influence on pitting corrosion. *Materials Research*. 2007, vol. 10, no. 4, pp. 359–366. <https://doi.org/10.1590/S1516-14392007000400007>
21. Pushin V.G., Muryshev E.Yu., Belosludtseva E.S., Kuranova N.N., Pushin A.V., Svirid A.E., Uksusnikov A.N., Anan'ev A.I., Shevchenko V.G. Electron-microscopic study of structural-phase transformations in stainless steel 12Kh18N10T subjected to high-fre-

- подвергнутой высокочастотному гидродинамическому воздействию под высоким давлением // *Фундаментальные исследования*. Серия: Технические науки. 2017. № 10. С. 255–260.
22. Barbucci A., Dellucchi M., Panizza M., Sacco M., Cerisola G. Electrochemical and corrosion behaviour of cold rolled AISI 301 in 1M H₂SO₄ // *Journal of Alloys and Compounds*. 2001. Vol. 317. P. 607–611. [http://doi.org/10.1016/S0925-8388\(00\)01396-7](http://doi.org/10.1016/S0925-8388(00)01396-7)
 23. Ozgovicz W., Kurc A., Kciuk M. Effect of deformation-induced martensite on the microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of X5CrNi18-8 stainless steel // *Archives of Materials Science and Engineering*. 2010. Vol. 43. No. 1. P. 42–53.
 24. He S., Jiang D., Sun Z. Effect of deformation-induced martensite on protective performance of passive film on 304 stainless steel // *International Journal of Electrochemical Science*. 2018. Vol. 13. No. 5. P. 4700–4719. <https://doi.org/10.20964/2018.05.11>
 25. Monrrabal G., Bautista A., Guzman S., Gutierrez Cr., Velasco Fr. Influence of the cold working induced martensite on the electrochemical behavior of AISI 304 stainless steel surfaces // *Journal of Materials Research and Technology*. 2019. Vol. 8. No. 1. P. 1335–1346. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2018.10.004>
 26. Barbucci A., Cerisola G., Cabot P.L. Effect of cold-working in the passive behavior of 304 stainless steel in sulfate media // *Journal of the Electrochemical Society*. 2002. Vol. 149. No. 12. P. B534–B542. <https://doi.org/10.1149/1.1516774>
 - quency hydrodynamic action under high pressure. *Fundamental'nye issledovaniya. Seriya: Tekhnicheskie nauki*. 2017, no. 10, pp. 255–260. (In Russ.).
 22. Barbucci A., Dellucchi M., Panizza M., Sacco M., Cerisola G. Electrochemical and corrosion behaviour of cold rolled AISI 301 in 1M H₂SO₄. *Journal of Alloys and Compounds*. 2001, vol. 317, pp. 607–611. [http://doi.org/10.1016/S0925-8388\(00\)01396-7](http://doi.org/10.1016/S0925-8388(00)01396-7)
 23. Ozgovicz W., Kurc A., Kciuk M. Effect of deformation-induced martensite on the microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of X5CrNi18-8 stainless steel. *Archives of Materials Science and Engineering*. 2010, vol. 43, no. 1, pp. 42–53.
 24. He S., Jiang D., Sun Z. Effect of deformation-induced martensite on protective performance of passive film on 304 stainless steel. *International Journal of Electrochemical Science*. 2018, vol. 13, no. 5, pp. 4700–4719. <https://doi.org/10.20964/2018.05.11>
 25. Monrrabal G., Bautista A., Guzman S., Gutierrez Cr., Velasco Fr. Influence of the cold working induced martensite on the electrochemical behavior of AISI 304 stainless steel surfaces. *Journal of Materials Research and Technology*. 2019, vol. 8, no. 1, pp. 1335–1346. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2018.10.004>
 26. Barbucci A., Cerisola G., Cabot P.L. Effect of cold-working in the passive behavior of 304 stainless steel in sulfate media. *Journal of the Electrochemical Society*. 2002, vol. 149, no. 12, pp. B534–B542. <https://doi.org/10.1149/1.1516774>

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Мария Владимировна Костина, д.т.н., доцент, ведущий научный сотрудник, заведующий лабораторией физикохимии и механики металлических материалов, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН
ORCID: 0000-0002-2136-5792
E-mail: mvk@imet.ac.ru

Mariya V. Kostina, Dr. Sci. (Eng.), Assist. Prof., Senior Researcher, Head of the Laboratory "Physicochemistry and Mechanics of Metallic Materials", Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, RAS
ORCID: 0000-0002-2136-5792
E-mail: mvk@imet.ac.ru

Валерий Иванович Криворотов, к.т.н., начальник отдела, ООО НТО «ИРЭ-Полус»
E-mail: vKrivorotov@ntoire-polus.ru

Valerii I. Krivorotov, Cand. Sci. (Eng.), Head of Division, LLC Sci.-Tech. Org. "IRE-Polyus"
E-mail: vKrivorotov@ntoire-polus.ru

Валентина Сергеевна Костина, и.о. младшего научного сотрудника лаборатории физикохимии и механики металлических материалов, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН
ORCID: 0000-0001-7956-499X
E-mail: vskostina@yandex.ru

Valentina S. Kostina, Acting Junior Researcher of the Laboratory "Physicochemistry and Mechanics of Metallic Materials", Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, RAS
ORCID: 0000-0001-7956-499X
E-mail: vskostina@yandex.ru

Александр Эдуардович Кудряшов, инженер-исследователь, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН
E-mail: al.kudriashov@mail.ru

Aleksandr E. Kudryashov, Research Engineer, Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, RAS
E-mail: al.kudriashov@mail.ru

Саркис Ованесович Мурадян, к.т.н., научный сотрудник лаборатории физикохимии и механики металлических материалов, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН
E-mail: muradianso@gmail.com

Sarkis O. Muradyan, Cand. Sci. (Eng.), Research Associate of the Laboratory "Physicochemistry and Mechanics of Metallic Materials", Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, RAS
E-mail: muradianso@gmail.com

Поступила в редакцию 20.08.2020
 После доработки 02.09.2020
 Принята к публикации 01.03.2021

Received 20.08.2020
 Revised 02.09.2020
 Accepted 01.03.2021