

**Материаловедение
и технологии материалов
Materials science and materials technology**

Научная статья
Статья в открытом доступе
УДК: 620.193.4
doi: 10.30987/2782-5957-2025-10-72-86

**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ
СТАЛИ 20Л НА СТОЙКОСТЬ К СКРН
В СЕРОВОДОРОДСОДЕРЖАЮЩЕЙ СРЕДЕ K2**

Юлия Владимировна Шерина^{1✉}, Никита Михайлович Блажнов², Владислав Александрович Новиков³

^{1,2,3} ООО «НИПП «Вальма», Самара, Россия

¹ yulya.makhonina.97@inbox.ru, <https://orcid.org/0000-0002-5451-7107>

² nikita.blagnov@gmail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-0381-0565>

³ vladislav_novyi@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-8052-305X>

Аннотация

В работе приводятся результаты оценки влияния структуры стали марки 20Л на стойкость к сульфидному коррозионному растрескиванию в средах с различной концентрацией сероводорода и показателем pH среды. В ходе исследований было проведено два режима термической обработки для стали марки 20Л, а именно закалка с отпуском (первый режим) и нормализация (второй режим), а также подобраны растворы для исследования стойкости стали марки 20Л к сульфидному коррозионному растрескиванию под напряжением (СКРН). Проведенный микроструктурный анализ показал значительную разницу фазового состава материала стали марки 20Л в зависимости от режима термообработки. Также в ходе проведения исследования выявлено, что все образцы, подвергнутые закалке с отпуском, не имеют стойкости к сульфидному коррозионному растрескиванию и разрушаются до окончания испытаний, даже в среде со средним содержанием сероводорода и парциальным давлением в диапазоне от 10000 до 1000000 Па (K2 по МУК ЕТТ ПАО НК «Роснефть»). В тоже время, образцы, подвергнутые нормализации, показали неоднозначные результаты, так как часть образцов

успешно выстояла на протяжении всего испытания (720 ч), а часть образцов – разрушилась до завершения испытания. Также выявлена закономерность, что увеличение содержания концентрации сероводорода значительно ускоряет процесс разрушения стали марки 20Л при одинаковых нагрузках. На образцах, разрушившихся до окончания испытания, исследование микроструктуры в месте разрушения, показало наличие язв и микротрещин (18...120 мкм), что может свидетельствовать о протекании процесса водородного растрескивания. Результаты микрорентгеноспектрального анализа показали, что продуктами коррозии в зоне разрушения являются сульфиды железа различного состава. При сравнении структур разрушенных образцов и образцов отстоявших испытания выявлено, что разрушение произошло на образцах, в которых размер ферритного зерна имеет больший размер, что скорее всего и является причиной разрушения, так как все трещины располагаются поперек ферритного зерна.

Ключевые слова: исследование, микроструктура, анализ, термическая обработка, растрескивание, напряжение.

Ссылка для цитирования:

Шерина Ю.В. Исследование влияния микроструктуры стали 20Л на стойкость к СКРН в сероводородсодержащей среде K2 / Ю.В. Шерина, Н.М. Блажнов, В.А. Новиков // Транспортное машиностроение. – 2025. - № 10. – С. 72-86. doi: 10.30987/2782-5957-2025-10-72-86.

Original article
Open Access Article

STUDY OF THE EFFECT OF 20L STEEL MICROSTRUCTURE ON THE RESISTANCE TO SULFIDE CORROSION CRACKING IN HYDROGEN- SULFIDE MEDIUM K2

Yulia Vladimirovna Sherina^{1✉}, Nikita Mikhailovich Blazhnov², Vladislav Aleksandrovich Novikov³

^{1,2,3} Research and Production Enterprise Valma, Samara, Russia

¹ yulya.makhonina.97@inbox.ru, <https://orcid.org/0000-0002-5451-7107>

² nikita.blagnov@gmail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-0381-0565>

³ vladislav_novyi@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-8052-305X>

Abstract

The paper presents the results of evaluating the effect of 20L steel structure on the resistance to sulfide corrosion cracking in mediums with different concentrations of hydrogen sulfide and pH of the medium. During the research, two heat treatment modes were carried out for 20L grade steel, namely temper hardening (the first mode) and normalization (the second mode), and solutions were selected to study the resistance of 20L grade steel to sulfide corrosion cracking. The microstructural analysis showed a significant difference in the phase composition of 20L steel material depending on the heat treatment mode. The study also revealed that all samples subjected to tempering have no resistance to sulfide corrosion cracking and are destroyed before the end of testing, even in the medium with an average content of hydrogen sulfide and a partial pressure in the range from 10,000 to 1,000,000 Pa (K2 according to the technical specifications of PJSC NK Rosneft). At the same time, the samples subjected to normalization showed mixed results, as some of the

samples successfully withstood the entire test (720 hours), and some of the samples destroyed before the test was completed. A pattern is also found out that an increase in the concentration of hydrogen sulfide significantly accelerates the process of destruction of 20L steel under the same loads. On samples that destroyed before the end of the test, a study of the microstructure in the zone of destruction showed the presence of sores and microcracks (18–120 microns), which may indicate the course of hydrogen cracking. The results of micro-X-ray spectral analysis showed that the corrosion products in the fracture zone are iron sulfides of various compositions. When comparing the structures of the destroyed samples and the samples that survived the tests, it was found out that the destruction occurred on samples in which the size of the ferritic grain is larger, which is most likely the cause of the destruction, since all the cracks are located across the ferritic grain.

Keywords: research, microstructure, analysis, heat treatment, cracking, stress.

Reference for citing:

Sherina YuV, Blazhnov NM, Novikov VA. Study of the effect of 20L steel microstructure on the resistance to sulfide corrosion cracking in hydrogen-sulfide medium K2. *Transport Engineering*. 2025;10:72-86. doi: 10.30987/2782-5957-2025-10-72-86.

Высокая востребованность сталей при производстве деталей машин, приборов и строительных конструкций обусловлена целым рядом их свойств, к числу которых относится и коррозионная стойкость. Тем не менее, эксплуатация машин и механизмов в агрессивных средах неизбежно вызывает их коррозионное разрушение, приводящее к преждевременному выходу указанных объектов из строя. В связи с развитием северных территорий возрастает спрос на материалы, способные сохранять свои свойства при низких температурах. Особенно важным становится производство хладостойкой трубопроводной арматуры для магистральных нефтегазопроводов, функционирующих в условиях экстремально низких температур.

Надежная эксплуатация транспортных путей газа и нефти невозможна без качественной арматуры, являющейся неотъемлемой частью любого трубопровода. Значительную долю запорной арматуры для магистральных трубопроводов составляют крупногабаритные отливки малоперлитных сталей обыкновенного качества 20Л, 20ГЛ и др. Обеспечение в литых изделиях из таких сталей не только высокого уровня ударной вязкости и сопротивления хрупкому разрушению при низких температурах, но и стойкости к сульфидному коррозионному растрескиванию под напряжением, является актуальной задачей для нефтепромышленной отрасли. Известно, что для обеспечения перечисленных параметров, необходимо стремиться к формированию

нию оптимальной структуры, которая может быть достигнута проведением термической обработки, также важно учитывать качество исходного литого металла (морфология и размеры неметаллических включений, содержание вредных примесей и газов, наличие литейных пор и т.д.) [1, 2]. Грубозеренное строение литой стали 20Л, характеризующееся присутствием видманштеттова (игольчатого) феррита, предполагает крайне невысокие прочностные свойства металла отливок [3]. Следует отметить, что нормализация, при отсутствии явных нарушений технологического процесса производства стали, надежно обеспечивает устранение видманштеттова феррита и формирует практически идентичные феррито-перлитные структуры [4].

Как показывает многолетний опыт эксплуатации нефтедобывающих скважин [5], рост числа их аварий характерен, главным образом, для скважин, обводненность которых превышает 80...90%. С другой стороны, при этой обводненности наибольшее число отказов скважинного оборудования происходит в скважинах, продукция которых содержит повышенное количество сероводорода. Повреждение трубопровода влажным сероводородом (H_2S) является общей проблемой в нефтяной, газовой и нефтехимической промышленности. Повреждение может произойти тогда, когда изделия из углеродистой стали подвергаются воздействию рабочей среды, содержащей воду и H_2S , и это может происходить в разных стадиях. Сероводородная коррозия может быть особенно опасной формой коррозии, поскольку повреждения, вызванные этим видом коррозии, происходят внутри сосудов и могут быть обнаружены только с помощью сложных методов контроля. Коррозионное разрушение может привести к быстрому и обширному повреждению металла, включая равномерную коррозию, точечное и ступенчатое растрескивание [6].

Выявлено, что наиболее актуальной причиной отказов в кислых средах деталей из трубопроводной стали, является развитие водородных трещин либо с влиянием механического напряжения, либо без него, которое в основном индуцируется образо-

ванием атомарного водорода за счет процесса коррозии на поверхности материала стали [6]. В работах авторов [7–9] было показано, что коррозия под напряжением приводит к отказам до 50% магистральных трубопроводов. Одновременное воздействие сероводорода и механических напряжений на металл труб приводит к образованию трещин. Такой вид коррозии называется сульфидным коррозионным растрескиванием под напряжением (СКРН). Механизм СКРН связан с наличием пленки сульфида железа в устье трещины. В зависимости от условий ее формирования она может выполнять как защитную роль, так и катализировать процесс СКРН. В процессе коррозии в сероводородных средах на поверхности металла труб может адсорбироваться атомарный водород, который проникает вглубь и способствует разрушению стенки трубы с образованием трещин при механических напряжениях меньше показателя предела текучести материала. Такой вид коррозионного воздействия относят к водородному охрупчиванию [10]. Процесс сульфидного коррозионного растрескивания под напряжением развивается при наличии растягивающих напряжений и коррозионной среды, содержащей сероводород. Неметаллические включения в микроструктуре сталей способствуют образованию микротрещин и в целом развитию коррозионного растрескивания в сероводородных средах. Установлено, что процесс может развиваться даже при низких (менее 0,3 кПа) парциальных давлениях сероводорода. Выявлено, что при высоких содержаниях H_2S возникают условия для развития общей и язвенной коррозии сталей.

Согласно СТ ЦКБА 052-2008 «Арматура трубопроводная. Требования к материалам арматуры, применяемой в сероводородсодержащих средах» изделия из стали 20 ГМЛ могут использоваться в качестве трубопровода в рабочей среде содержащей H_2S более 6% объема или парциальное давление H_2S 0,3 кПа, тогда как стали 20ГЛ и 20Л используются в условиях содержания H_2S ниже 6% либо парциального давления ниже 0,3 кПа [11]. Ввиду наиболее частого использования стали

марки 20Л для производства трубопроводной арматуры исследование ее стойкость к СКРН является актуальной задачей. Именно поэтому, целью данной работы является проведение исследования по определению стойкости стали 20Л к сульфидному коррозионному растрескиванию под напряжением, по методу А, в средах К2, по МУК ЕТТ ПАО НК «Роснефть», где парциальное давление варьируется от 10 до 1000 кПа.

В качестве объекта исследований были взяты образцы (рис. 1) изготовленные из стали марки 20Л, применяемой для изготовления корпусных деталей технологической арматуры трубопроводов (ГОСТ 977-88). Исследуемые образцы были подвергнуты двум видам термической обработки по режимам «закалка+отпуск» (нагрев под закалку 920 °С, выдержка 2 часа, охлаждение в воде+нагрев до 620 °С, выдержка 1 час, охлаждение в воздухе) и «нормализация» (нагрев до 890 °С, выдержка 1,5 часа, охлаждение в воздухе). Микроструктуру образцов изучали на металлографических шлифах после травления в стандартном реактиве (5 % раствор

HNO_3 в этиловом спирте) на растровом электронном микроскопе «Jeol JSM-6390A» при помощи системы анализа микроструктуры объектов «Axalit». Микрорентгеноспектральный анализ и размер трещин и язв в зоне разрушения исследовался при помощи растрового электронного микроскопа «VEGA3 TESCAN». Эксперименты по определению стойкости металла к СКРН производились на установке (рис. 1а) на специально подготовленных образцах (рис. 1б). Испытательные среды приведены в табл. 1. Образцы подвергали определенной механической нагрузке и в нагруженном состоянии помещали в емкость со средой, содержащей сероводород. Согласно методике, NACE TM 0177, образец металла, не разрушившийся в течении 720 часов выдержки под нагрузкой, равной 90 % от минимально-гарантированного НД предела текучести, считается стойким к СКРН. Если разрушение образца произошло до истечения 720 часов, испытание прекращается, и фиксируется время до разрушения. Результаты проведенных экспериментов приведены ниже.

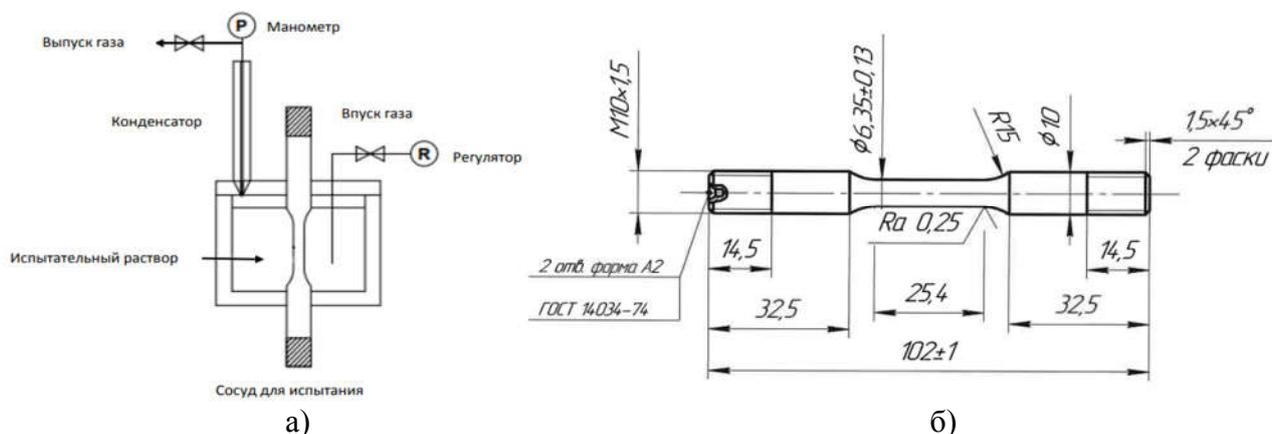


Рис. 1. Испытания на стойкость к СКРН: а – схема установки; б – вид образца
 Fig. 1. Tests for resistance to SSC: a) installation diagram; b) type of sample

В таблице приведены параметры и результаты испытаний стойкости стали 20Л к СКРН. Результаты показали, что проведение термической обработки по режиму «закалка+отпуск» не обеспечивает стойкость стали марки 20Л к СКРН, все образцы разрушились до окончания испытаний. Образцы, подвергнутые термообра-

ботке по режиму «нормализация», показали неоднозначные результаты – часть образцов разрушилась до окончания испытаний, а часть – выстояла. Для выяснения причины разрушения образцов были проведены микроструктурные исследования материала.

Results of studies on the resistance of 20L steel to corrosion

Режим т/о	№ п/п	Количество, шт	Коэффициент пороговой нагрузки, %	Состав испытательной среды	Время до разрушения, ч	Прилагаемая нагрузка, Н/мм ²
Закалка+отпуск	1	1	90	5%NaCl+ 0,4%CH ₃ COONa В дистиллированной воде pH ₂ S – 300±200 мг/л pH – 3,5	36	647
	2	1	90		45	647
	3	1	90		39	647
Нормализация	4	1	90	5%NaCl+ 0,4%CH ₃ COONa В дистиллированной воде pH ₂ S – 300±200 мг/л pH – 3,5	333	316
	5	1	90		720	316
	6	1	90		720	316
	7	1	90	5%NaCl+ 0,4%CH ₃ COONa В дистиллированной воде pH ₂ S – 2800±200 мг/л pH – 5,5	720	316
	8	1	90		426	316
	9	1	90		190	316

На рис. 2–4 приведен микроструктурный анализ стали 20Л, подвергнутой термической обработке по режиму «закалка+отпуск», после испытаний на стойкость к СКРН в среде 5%NaCl+0,4%CH₃COONa в дистиллированной воде pH₂S – 300±200 мг/л, pH – 3,5 (К2 в соответствии с МУК ЕТТ ПАО НК «Роснефть»). Структура основного металла приведена на рисунке 2 и соответствует режиму термической обработки «закалка+отпуск». Микроструктура неориентированная, однородная, состоящая из среднеигольчатого феррита и карбидов (рис. 1). Автором работы [12] отмечается, что наличие игольчатого феррита в сталях значительно снижает стойкость к СКРН, также в работе [13] упоминается, что главным фактором, влияющим на коррозионную стойкость, становятся размер, распределение и форма карбидов железа Fe₃C, которые соединяют продукты коррозии с поверхностью стали. В данном случае карбиды имеют глобулярную форму и в значительном количестве располагаются

на границе ферритных игл (видманштеттова структура).

При испытаниях образец разрушился спустя 36 часов с начала нагружения, что говорит о нестойкости данной структуры к СКРН. На рис. 3 приведена зона разрушения образца. Для анализа продуктов коррозии в зоне разрушения был проведен микрорентгеноспектральный анализ, результаты которого приведены на рис. 4.

Анализ МРСА дает возможность предположить, что продуктами коррозии являются сульфиды железа, FeS, FeS₂ и Fe₉S₈, так как испытания проводились при среднем парциальном давлении (среда К2).

На рис. 5–8 приведен микроструктурный анализ стали марки 20Л, подвергнутой термической обработке по режиму «нормализация», после испытаний на стойкость к СКРН в среде 5%NaCl+0,4%CH₃COONa в дистиллированной воде, pH₂S – 300±200 мг/л, pH – 3,5 (среда К2 в соответствии с МУК ЕТТ ПАО НК «Роснефть»).

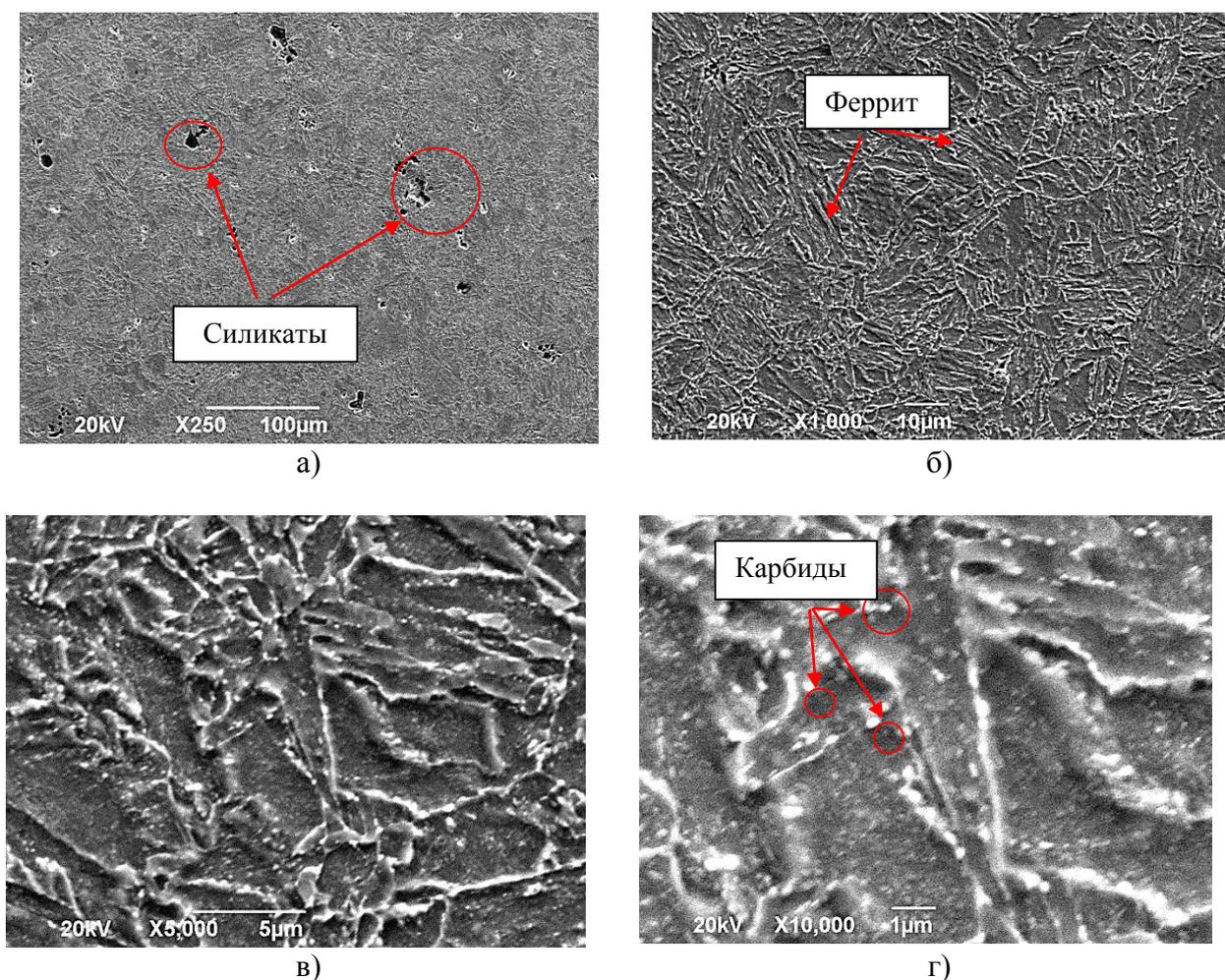


Рис. 2. Микроструктура основного металла стали 20Л, подвергнутой термообработке по режиму «закалка+отпуск», после испытаний на стойкость к СКРН в среде К2

Fig. 2. Microstructure of the base metal of 20L steel subjected to heat treatment in the “quenching + tempering” mode, after testing for resistance to SSC in the K2 environment

На рис. 5 представлена микроструктура образца, успешно прошедшего испытания на определение стойкости материала к СКРН. Структура соответствует режиму термической обработки «нормализация» и представляет собой неориентированную феррито-перлитную смесь (рис. 5) в соотношении 60/40, соответственно. Размер зерен феррита варьируется от 20 до 35 мкм, что соответствует 8–10 номеру (ГОСТ 5640), перлит имеет пластинчатую форму (рис. 5в) балл зерна 5 (ГОСТ 8233). Также в структуре присутствуют неметаллические включения: карбиды (рис. 5г) и силикаты (рис. 5б). Согласно работам авторов [14, 15] именно феррито-перлитные структуры наиболее стойкие к коррозионному воздействию.

На рис. 6–9 представлена микроструктура образца, разрушившегося через 333 часа с момента начала испытания на определение стойкости к СКРН, т.е. до окончания испытаний (720 ч). Структура, также, как и в предыдущем случае, соответствует режиму термической обработки «нормализация» и представляет собой неориентированную, однородную феррито-перлитную смесь (рис. 6а) в соотношении 65/35 соответственно. Размер ферритных зерен варьируется в диапазоне от 20 до 80 мкм, что соответствует 9–10 номеру по ГОСТ 5639, перлит имеет пластинчатую форму (рис. 6г) с баллом зерна 5 по ГОСТ 8233. Также в структуре присутствуют неметаллические включения: карбиды (рис. 6б) и силикаты (рис. 6в).

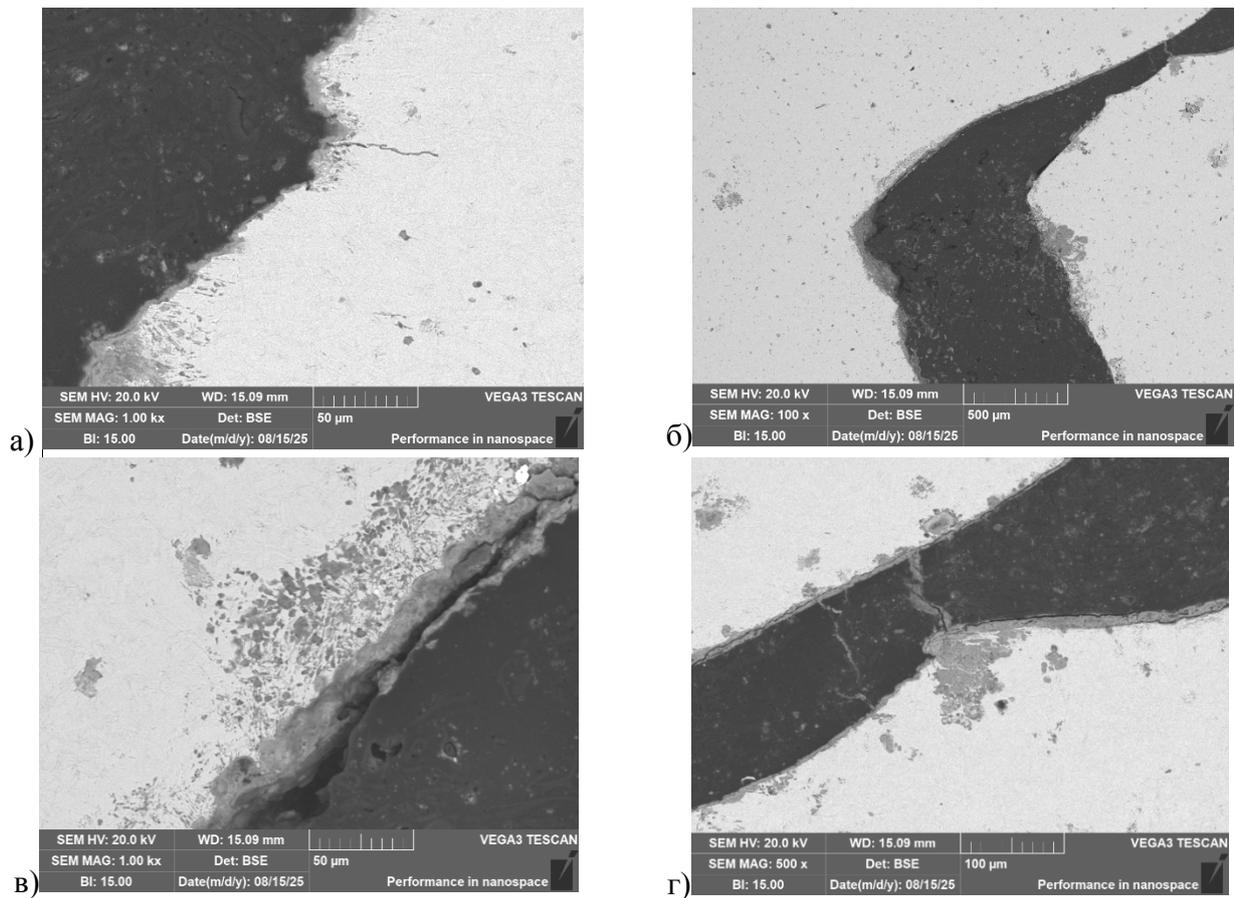
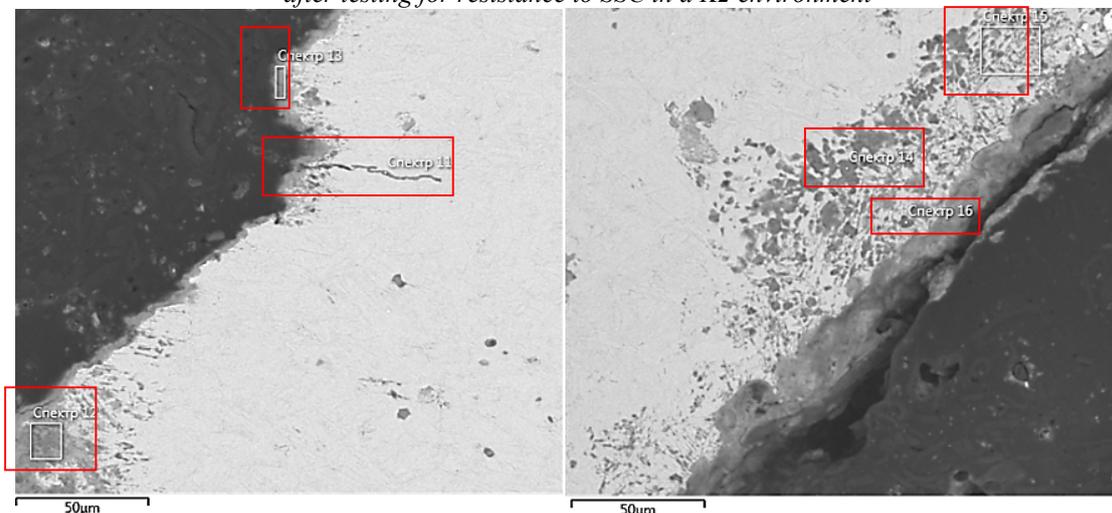


Рис. 3. Микроструктура места разрыва образца стали 20ГЛ (закалка+отпуск) после испытаний на стойкость к СКРН в среде К2

Fig. 3. Microstructure of the fracture site of a 20GL steel sample (quenching + tempering) after testing for resistance to SSC in a K2 environment



Номер маркера	Содержание элемента, масс. %							
	C	O	Fe	Mn	Si	S	Cr	Ca
11	7,14	12,18	78,87	0,85	0,20	0,23	0,27	-
12	18,74	24,36	53,76	0,67	1,01	0,48	0,41	0,37
13	16,13	25,09	57,02	0,68	0,35	0,20	0,14	0,39
14	11,05	33,06	45,36	1,21	4,93	1,01	1,49	0,48
15	7,08	6,45	83,99	0,94	0,77	0,38	0,13	0,26
16	15,39	26,89	50,24	0,63	1,66	0,91	0,96	1,18

Рис. 4. МРСА места разрыва образца стали 20ГЛ (закалка+отпуск) после испытаний на стойкость к СКРН в среде К2

Fig. 4. MRSA of the fracture site of a 20GL steel sample (quenching + tempering) after testing for resistance to SSC in a K2 environment

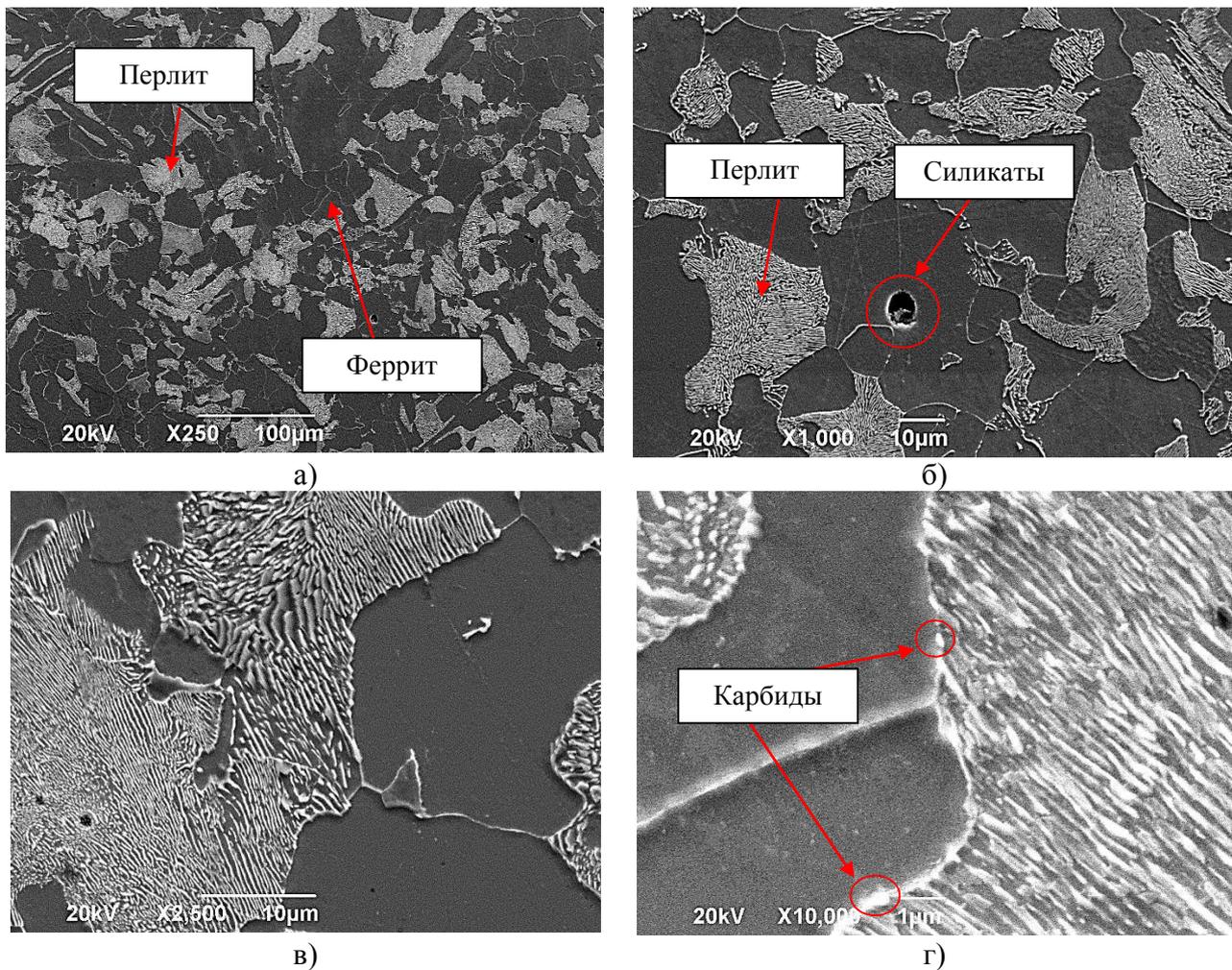


Рис. 5. Микроструктура стали 20Л, подвергнутой термообработке по режиму «нормализация», после испытаний на стойкость к СКРН в среде К2 без разрушения

Fig. 5. Microstructure of 20L steel subjected to heat treatment in the "normalization" mode after testing for resistance to SSC in the K2 environment without destruction

В зоне разрушения присутствуют трещины (рис. 7а, б, в) и язвы (рис. 7в), что может говорить о водородном растрескивании материала образца, также в данной зоне присутствует значительное количество карбидов и сульфидов (рис. 6г), появление последних связано с процессом сульфидной коррозии. Размер трещин находится в диапазоне от 12 до 120 мкм, протяженность язвенной коррозии составляет 200 мкм. Также следует отметить, что трещины располагаются поперек наиболее крупных ферритных зерен, что подтверждает факт влияния размера зерна феррита на стойкость к СКРН [16].

На рис. 8 приведены результаты МРСА места разрыва для определения состава продуктов коррозии. Анализ полученных данных позволяет предположить,

что продуктами коррозии являются сульфиды железа.

На рис. 9–12 приведен микроструктурный анализ стали марки 20Л, подвергнутой термической обработке по режиму «нормализация», после испытаний на стойкость к СКРН в среде 5%NaCl+0,4%CH₃COONa в дистиллированной воде, рН₂S – 2800±200 мг/л, рН – 5,5 (среда К2 в соответствии с МУК ЕТТ ПАО НК «Роснефть»).

На рис. 9 приведены микроструктуры образца, успешно прошедшего испытания на стойкость к СКРН и выстоявшего 720 ч. Структура представляет собой неориентированную феррито-перлитную смесь (рис. 9а), характерную для режима термообработки «нормализация», с соотношением феррит/перлит 70/30.

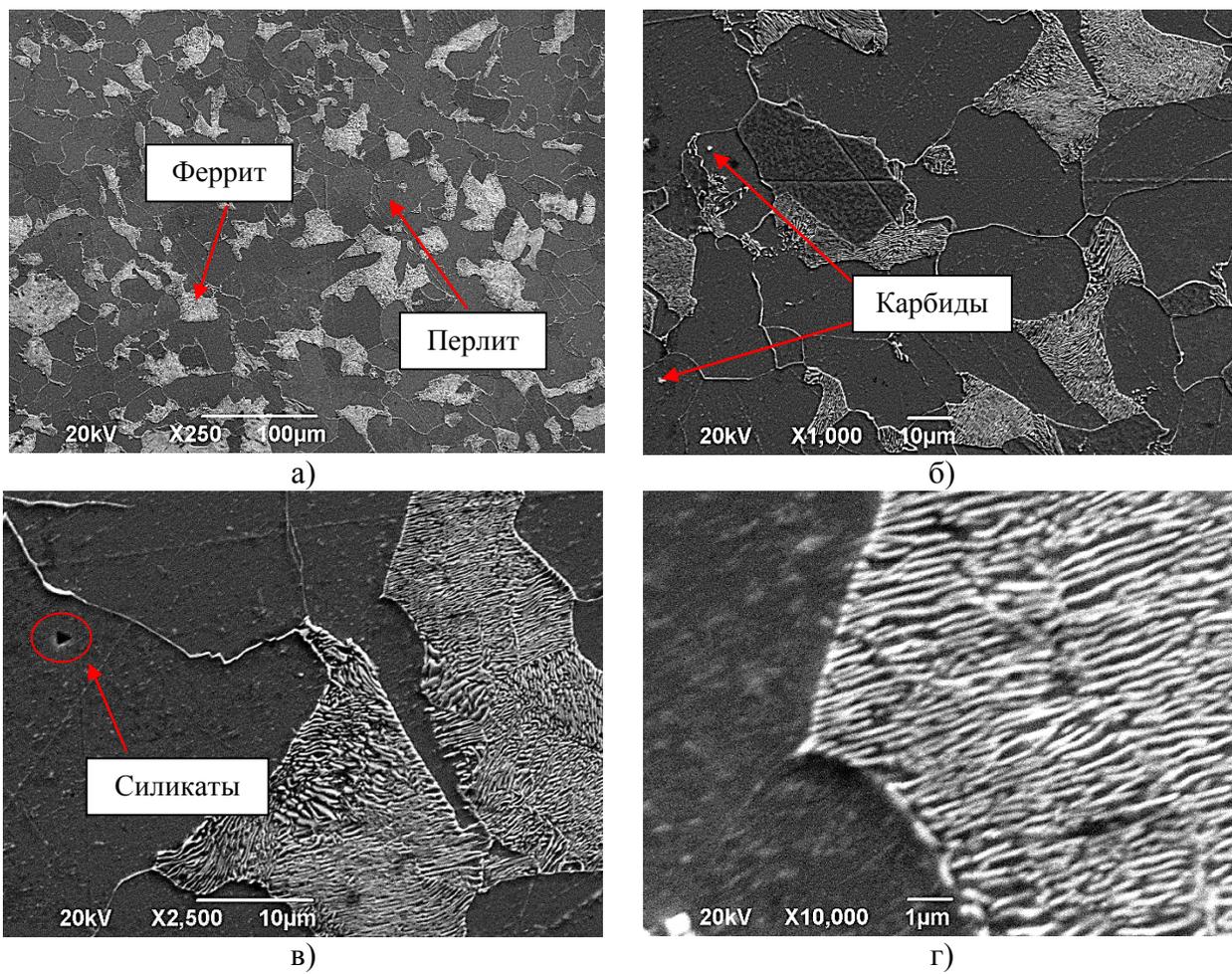


Рис. 6. Микроструктура основного металла образца стали 20Л (нормализация), разрушившегося после испытаний на стойкость к СКРН в среде К2
 Fig. 6. Microstructure of the base metal of a 20L steel sample (normalization) that failed after testing for resistance to SSC in a K2 environment

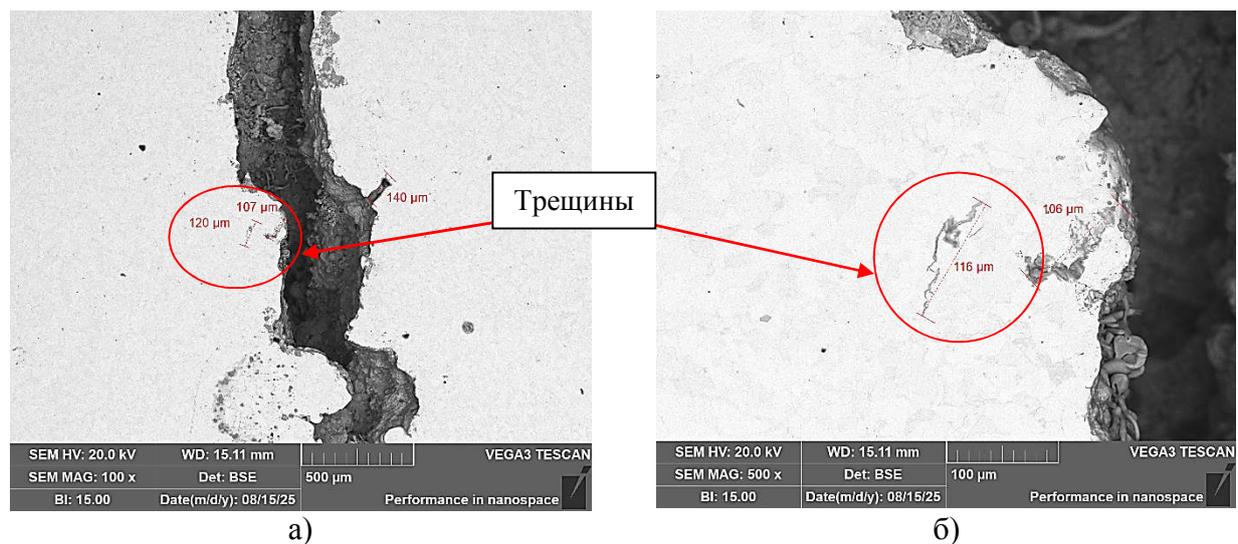
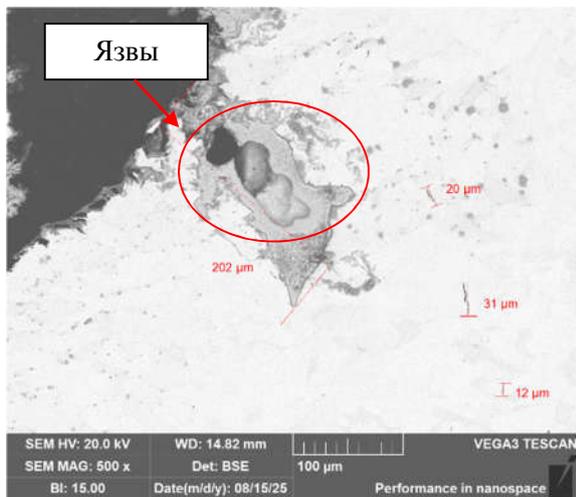
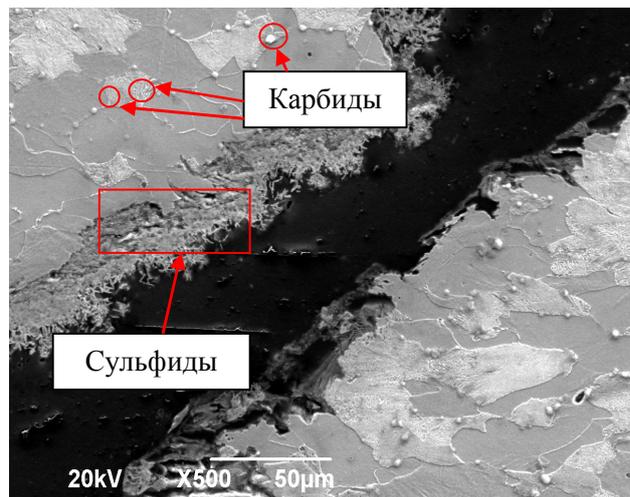


Рис. 7. Микроструктура места разрыва образца стали 20ГЛ (нормализация) после испытаний на стойкость к СКРН в среде К2
 Fig. 7. Microstructure of the fracture site of a 20GL steel sample (normalization) after testing for resistance to SSC in a K2 environment



в)



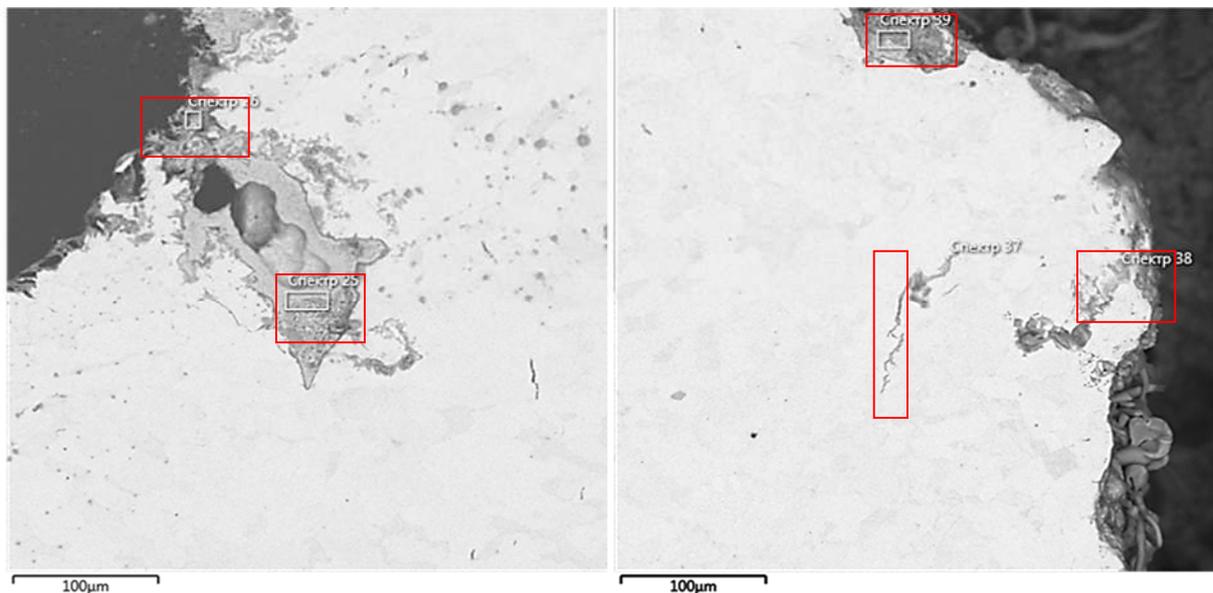
г)

Продолжение Рис. 7
Continued in Fig. 7

Перлит мелкопластинчатый (рис. 9в), размер ферритных зерен варьируется от 20 до 40 мкм, что соответствует 8–10 номеру по ГОСТ 5639. В структуре материала также присутствуют силикаты (рис. 9б) и карбиды (рис. 9г).

На рис. 10–12 представлены микроструктура и МРСА материала, разрушившегося через 190 часов с момента начала

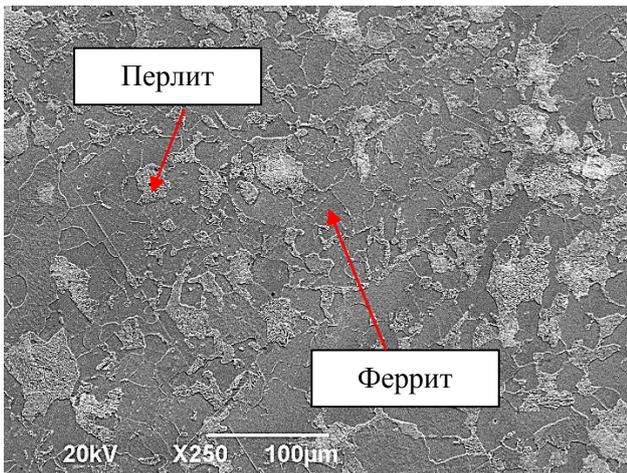
испытания на определение стойкости к СКРН, т.е., до окончания испытаний (720 ч). Структура основного металла (рис. 10а) неориентированная, представляющая собой феррито-перлитную смесь с соотношением 60/40, соответственно, что, как и в предыдущем случае, соответствует режиму термической обработки «нормализация».



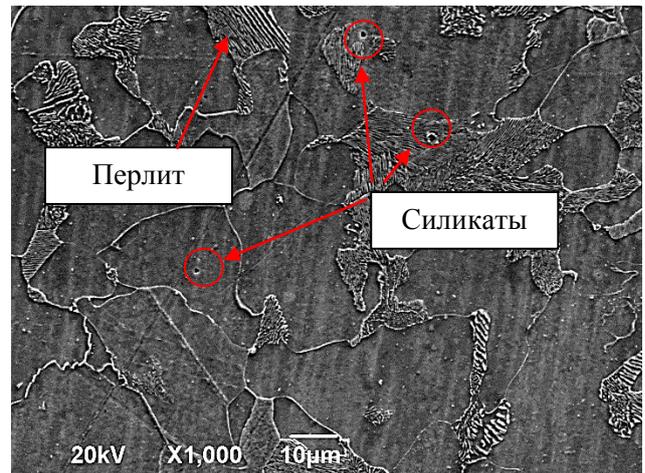
Номер маркера	Содержание элемента, масс. %								
	C	O	Fe	Mn	S	P	Na	Si	Cr
25	21,98	13,69	41,92	-	22,41	-	-	-	-
26	21,45	19,47	40,29	0,21	15,80	0,45	1,09	0,18	0,30
37	10,70	9,05	54,69	0,23	24,91	-	-	0,22	0,21
38	11,57	13,67	72,74	0,97	0,02	-	-	0,85	0,18
39	13,91	29,17	47,55	0,24	8,49	-	-	0,32	0,33

Рис. 8. МРСА места разрыва образца стали 20ГЛ (нормализация) после испытаний на стойкость к СКРН в среде К2

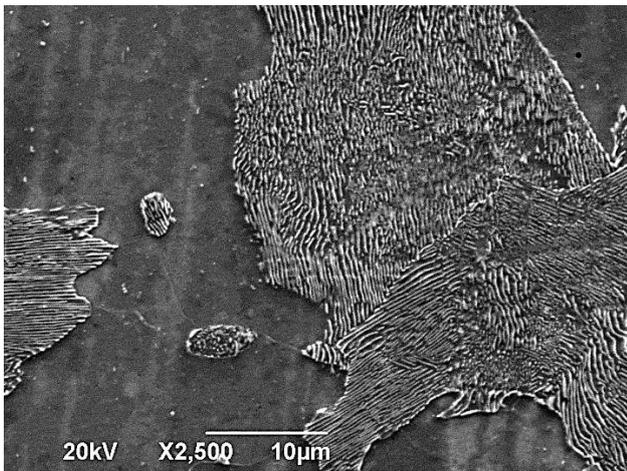
Fig. 8. MRSA of the fracture site of a 20GL steel sample (normalization) after testing for resistance to SSC in a K2 environment



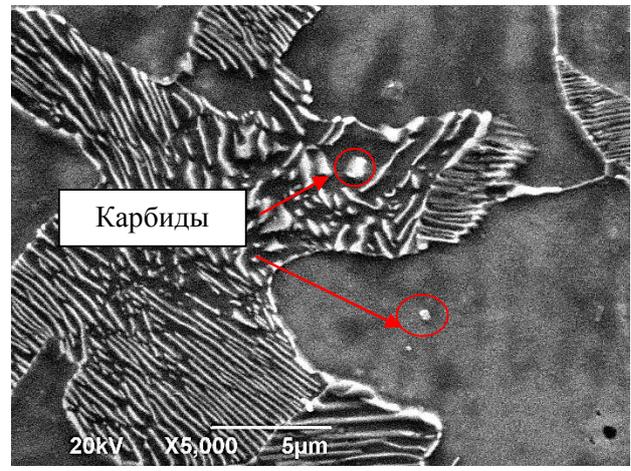
а)



б)

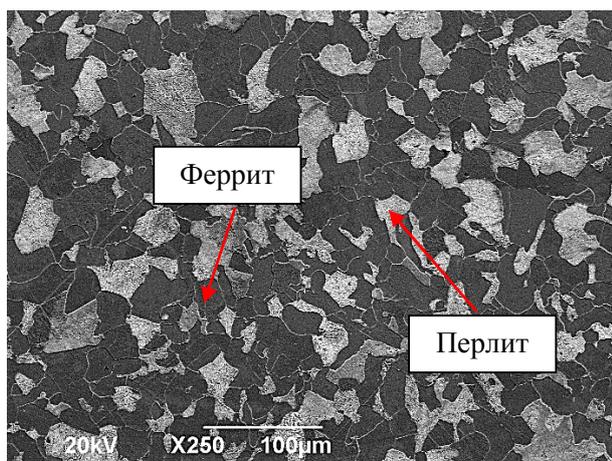


в)

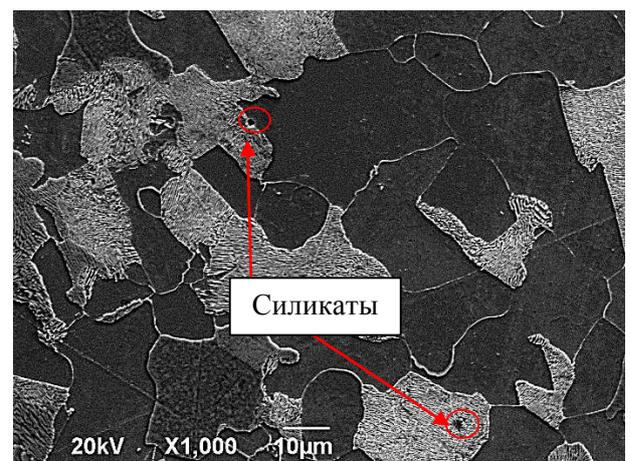


г)

Рис. 9. Микроструктура стали 20Л, подвергнутой термообработке по режиму «нормализация», после испытаний на стойкость к СКРН в среде К2 без разрушения
Fig. 9. Microstructure of 20L steel subjected to heat treatment in the "normalization" mode after testing for resistance to SSC in the K2 environment without destruction

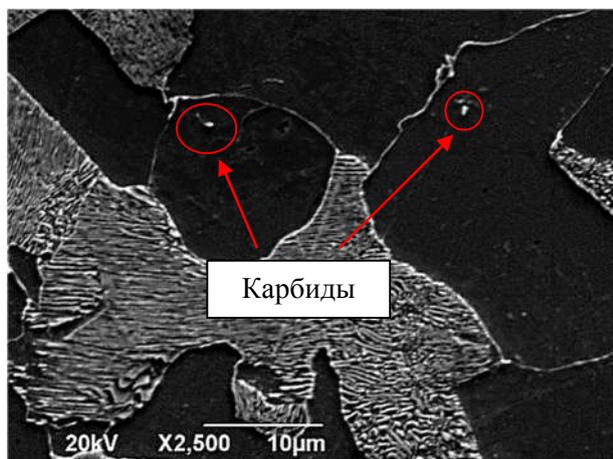


а)

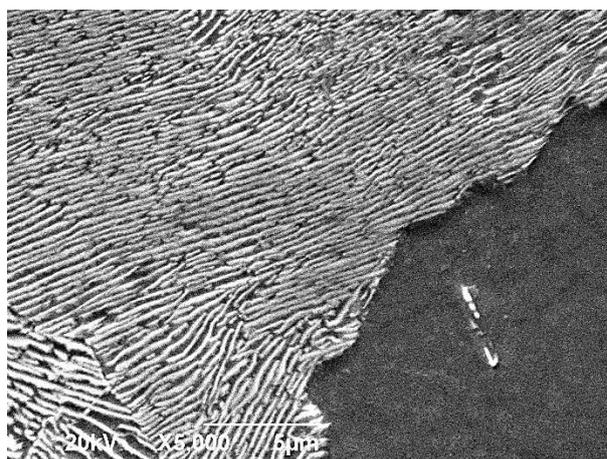


б)

Рис. 10. Микроструктура основного металла образца стали 20Л (нормализация), разрушившегося после испытаний на стойкость к СКРН в среде К2
Fig. 10. Microstructure of the base metal of a 20L steel sample (normalization) that failed after testing for resistance to SSC in a K2 environment



в)

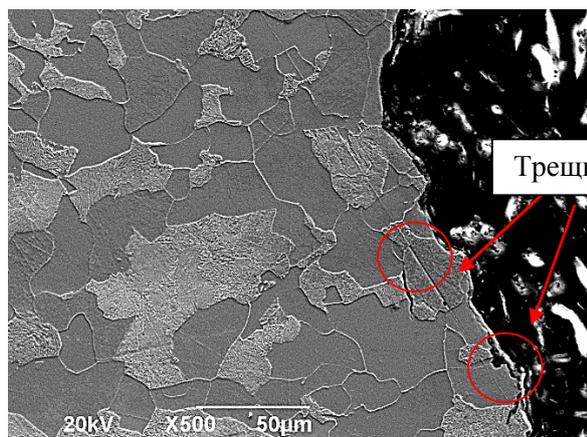


г)

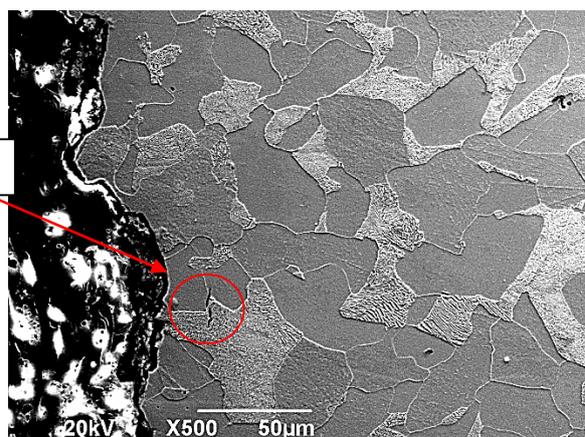
Продолжение Рис. 10
Continued in Fig. 10

Размер ферритного зерна находится в диапазоне 20...80 мкм, 8–9 баллов согласно ГОСТ 5639, перлит мелкопластинчатый (рис. 10г) – 5 балл, шкала 1 по ГОСТ 8233. Также в структуре присутствуют неметаллические включения: карбиды (рис. 10в) и силикаты (рис. 10б).

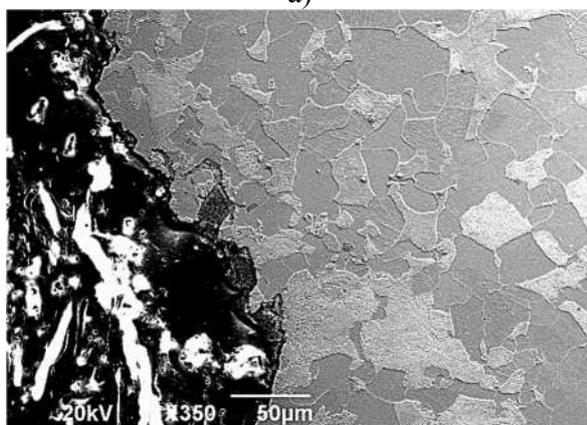
На рис. 11 приведена структура зоны разрушения. В зоне разрушения присутствуют трещины (рис. 11а, б, г) размером от 18 до 28 мкм, располагающиеся поперек перлитного зерна.



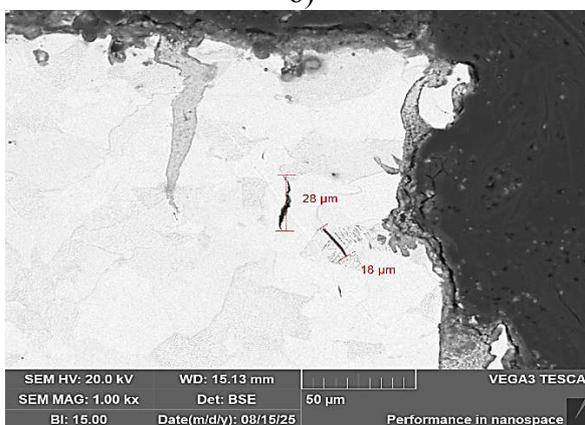
а)



б)



в)



г)

Рис. 11. Микроструктура места разрыва образца стали 20ГЛ (нормализация) после испытаний на стойкость к СКРН в среде К2
Fig. 11. Microstructure of the fracture site of a 20GL steel sample (normalization) after testing for resistance to SSC in a K2 environment

Для анализа продуктов коррозии на рис. 12 приведены результаты МРСА зоны

разрушения. Продуктами коррозии являются сульфиды железа.

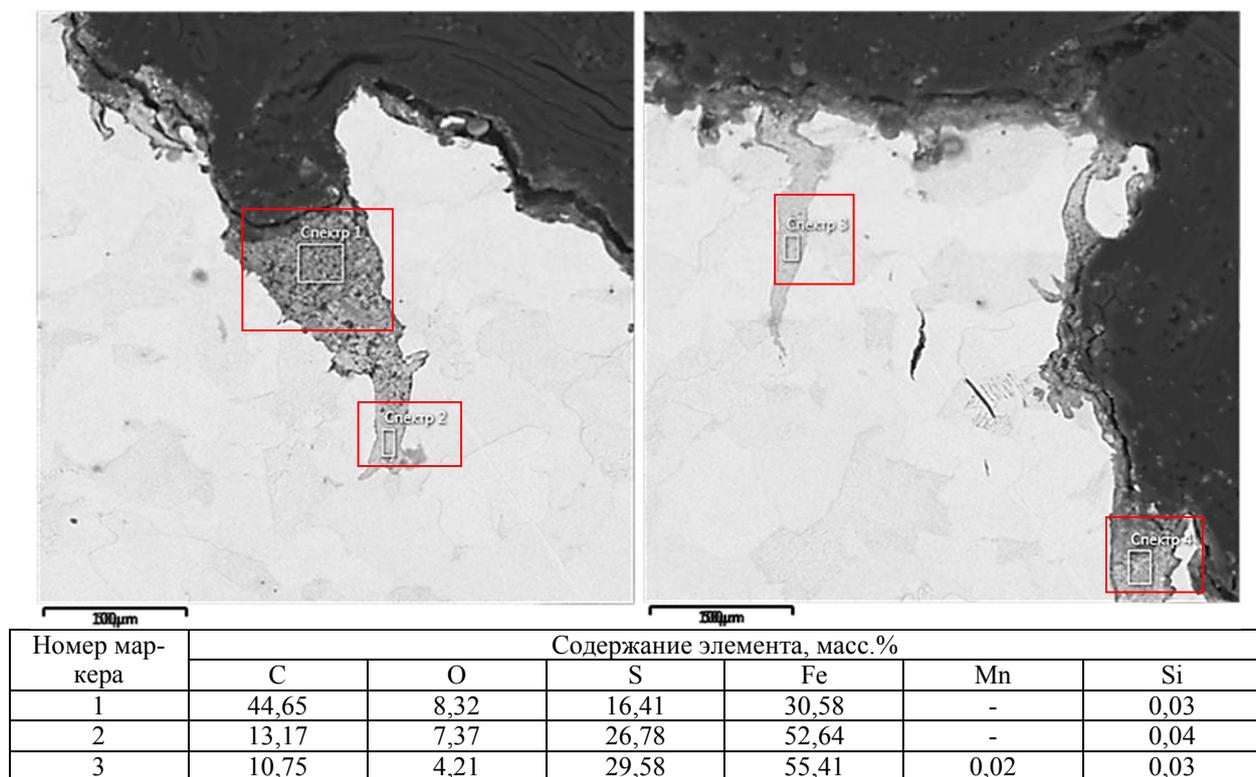


Рис. 12. МРСА места разрыва образца стали 20ГЛ (нормализация) после испытаний на стойкость к СКРН в среде К2

Fig. 12. MRSA of the fracture site of a 20GL steel sample (normalization) after testing for resistance to SSC in a K2 environment

Выводы

1. Наличие в структуре материала стали марки 20Л игольчатый феррита снижает стойкость данной стали к сульфидному коррозионному растрескиванию под напряжением (СКРН).

2. Наличие крупнозернистой структуры у феррита снижает стойкость стали марки 20Л к СКРН.

Таким образом, наиболее оптимальным режимом термической обработки для формирования стойкой к СКРН структуры стали 20Л, является термическая обработка по режиму «нормализация», однако в процессе ее проведения необходимо контролировать размер ферритных зерен, по-

лучаемых в конечной структуре. Это связано с тем, что наличие крупных зерен феррита (свыше 40 мкм) значительно снижает коррозионную стойкость стали 20 к СКРН. Так, авторы данной работы, могут дать рекомендации о подборе наиболее подходящего температурного режима проведения нормализации или модифицирования, для обеспечения однородности ферритного зерна по размеру, для обеспечения стойкости стали 20Л к СКРН в среде К2 в соответствии с МУК ЕТТ ПАО НК «Роснефть» при среднем парциальном давлении H₂S.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Ильинский В.А., Костылева Л.В., Карпова Е.Ю. Особенности структуры и свойств литых низкоуглеродистых сталей. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1995. № 5. С. 2-4
2. Асташенко В.И., Запандова Н.Н., Швеева Т.В., Запандова Е.А., Халиков И.Н. Совершенствование требований по структуре и составу сталей

- низкотемпературного назначения. *Вестник КГТУ им. А.Н. Туполева*. 2016. № 3. С. 54-59.
3. Ильинский В.А. Карпова Е.Ю., Костылева Л.В., Габельченко Н.И. Особенности морфологии и структуры видманштеттова и полиэдрического феррита в низкоуглеродистых сталях. *Известия ВолГУ*. № 1. С. 154-158.

4. Карпова Е.Ю., Карпов Ю.И., Леонченко А.С. Влияние режимов термической обработки на качество стали 20Л. Известия вузов. Черная металлургия. 2012. № 5. С. 17-19.
5. Евпак Т.Ф., Муравьев К.А. Исследование коррозионно-механической стойкости нефтяного оборудования. Инновации в науке. 2013. № 17. С. 23-36.
6. Конищев К.Б., Семенов А.М., Чабан А.С., Лобанова Н.А., Кашковский Р.В. Особенности механизма коррозионного растрескивания под напряжением металла труб в средах, содержащих сероводород и диоксид углерода. Вести газовой науки. 2019. №3. С. 60-66.
7. Fang B., Eadie R., Elboujdaini M., Chen W., Han E-H. The Effect of Microstructure on Pit-ToCrack Transition and Crack Growth in an X-52 Pipeline Steel in Near-Neutral pH Environment. 7th International Pipeline Conference. 2008. № IPC2008-64112. pp 215-225.
8. Contreras A., Salazar M., Albiter A., Galván R. and Vega O. Assessment of Stress Corrosion Cracking on Pipeline Steels Weldments Used in the Petroleum Industry by Slow Strain Rate Tests. Arc Welding. 2011. pp. 143-144.
9. Craig B. Research of main gas pipeline (steels X65, X60, 17G1S) susceptibility to stress corrosion cracking, hydrogen uptake and ST 37-2 steel fatigue testing. Calculating the lowest failure pressure for electric resistance welded pipe. 2018. № 77. pp. 61-63.
10. Юсупова Е.В. Сульфидно-коррозионное растрескивание под напряжением. Всероссийские

студенческие ломоносовские чтения. Т. 1. 2019. С. 489-494.

11. Харина Г.В., Ведерников А.С., Садриев Р.С. Исследование коррозионного поведения стали 20Л в агрессивных средах. Вестник Удмуртского университета. 2014. С. 8-12.
12. Мальцева А.Н. Исследование структуры и свойств высокопрочных феррито-бейнитных сталей, предназначенных для магистральных трубопроводов высокого давления. Автореф. дисс. на соиск. уч. степени канд. техн. наук: 05.16.01 / Мальцева Анна Николаевна. Челябинск, 2012. 23 С.
13. Сергеева К.И. Процессы формирования структуры и комплекса свойств низколегированной трубной стали повышенной стойкости. Автореф. дисс. на соиск. уч. степени канд. техн. наук: 05.16.01 / Сергеева Ксения Игоревна. Екатеринбург, 2012. 24 С.
14. Ueda M., Takabe H. Effect of environmental factor and microstructure on morphology of corrosion products in CO₂ environments. Corrosion. Houston. TX: NACE International. 1999. 13 p.
15. Dugstad A., Hemmer H., Seiestein H. Effect of steel microstructure upon corrosion rate and protective iron carbonate film formation. Corrosion. TX NACE International. 2000. 24 p.
16. Худяков А.О. Повышение эксплуатационных свойств сварных соединений высокопрочных толстостенных прямошовных труб большого диаметра. Дисс. на соиск. уч. степени канд. техн. наук: 05.02.10 / Худяков Артем Олегович. Екатеринбург, 2020. 152 с.

REFERENCES

1. Ilyinsky VA, Kostyleva LV, Karpova EYu. Features of the structure and properties of cast low-carbon steels. Metal Science and Heat Treatment. 1995;5:2-4
2. V.I. Astashenko, N.N. Zapadnova, T.V. Shveeva, E.A. Zapadnova, I.N. Khalikov. Steel structure and composition requirements for low-temperature purpose improvements. Vestnik of KNRTU named after A.N. Tupolev. 2016. No. 3. pp. 54-59.
3. Ilyinsky VA, Karpova EYu, Kostyleva LV, Gabelchenko NI. Features of morphology and structure of Widmanstätten and polyhedral ferrite in low-carbon steels. Science Journal of Volgograd State University. 1:154-158.
4. Karpova EYu, Karpov YuI, Leonchenko AS. Heat treatment regimes influence on steel quality. Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2012;5:17-19.
5. Yevpak TF, Muravyev KA. Study of corrosion and mechanical resistance of oil equipment. Innovatsii V Nauke. 2013;17:23-36.
6. Konishchev KB, Semenov AM, Chaban AS, Lobanova NA, Kashkovsky RV. Peculiarities of the stress corrosion cracking of metal pipes in media containing hydrogen sulfide and carbon dioxide. Gas Science Bulletin. 2019;3:60-66.
7. Fang B, Eadie R, Elboujdaini M, Chen W, Han E-H. The effect of microstructure on pit-to-crack transition and crack growth in an X-52 pipeline steel in

near-neutral pH environment. 7th International Pipeline Conference. 2008. p 215-225.

8. Contreras A, Salazar M, Albiter A, Galván R, Vega O. Assessment of stress corrosion cracking on pipeline steels weldments used in the petroleum industry by slow strain rate tests. Arc Welding. 2011:143-144.
9. Craig B. Research of main gas pipeline (steels X65, X60, 17G1S) susceptibility to stress corrosion cracking, hydrogen uptake and ST 37-2 steel fatigue testing. Calculating the lowest failure pressure for electric resistance welded pipe. 2018;77:61-63.
10. Yusupova EV. Sulfide-corrosion cracking under stress. Russian Student Lomonosov Readings. 2019;1:489-494.
11. Kharina GV, Vedernikov AS, Sadriev RS. Study of the corrosive behavior of 20L steel in aggressive environments. Bulletin of Udmurt University. 2014:8-12.
12. Maltseva AN. Study of the structure and properties of high-strength ferrite-bainite steels intended for high-pressure main pipelines [abstract of dissertation]. [Chelyabinsk (RF)]; 2012.
13. Sergeeva KI. The processes of forming the structure and complex properties of low-alloy high-strength tubular steel [abstract of dissertation]. [Yekaterinburg (RF)]; 2012.
14. Ueda M, Takabe H. Effect of environmental factor and microstructure on morphology of corrosion

- products in CO₂ environments. Corrosion. Houston. TX: NACE International; 1999.
15. Dugstad A, Hemmer H, Seiestein H. Effect of steel microstructure upon corrosion rate and protective iron carbonate film formation. Corrosion. TX: NACE International; 2000.

16. Khudyakov AO. Improving the operational properties of welded joints of high-strength thick-walled straight-seam pipes of large diameter [dissertation]. [Yekaterinburg (RF)]; 2020.

Информация об авторах:

Шерина Юлия Владимировна – кандидат технических наук, ведущий инженер отдела материаловедения ООО НИПП «Вальма», доцент ФГБОУ ВО «СамГТУ», тел. +7-963-913-66-03.

Блажнов Никита Михайлович – заместитель главного инженера отдела материаловедения ООО НИПП «Вальма», тел. +7-927-603-49-24.

Sherina Yulia Vladimirovna – Candidate of Technical Sciences, Senior Engineer of the Materials Science Department at RPE Valma, Associate Professor at SamSTU, phone: +7-963-913-66-03.

Blazhnov Nikita Mikhailovich – Deputy Chief Engineer of the Materials Science Department at RPE Valma, phone: +7-927-603-49-24.

Новиков Владислав Александрович – кандидат технических наук, начальник отдела материаловедения ООО НИПП «Вальма», доцент ФГБОУ ВО «СамГТУ», тел. +7-909-342-40-28.

Novikov Vladislav Aleksandrovich – Candidate of Technical Sciences, Head of the Materials Science Department at RPE Valma, Associate Professor at SamSTU, phone: +7-909-342-40-28.

Вклад авторов: все авторы сделали эквивалентный вклад в подготовку публикации.
Contribution of the authors: the authors contributed equally to this article.

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.
The authors declare no conflicts of interests.

Статья опубликована в режиме Open Access.
Article published in Open Access mode.

Статья поступила в редакцию 08.09.2025; одобрена после рецензирования 25.09.2025; принята к публикации 26.09.2025. Рецензент – Химухин С.Н., доктор технических наук, ведущий научный сотрудник Института материаловедения Хабаровского научного центра Дальневосточного отделения РАН, член редсовета журнала «Транспортное машиностроение».

The article was submitted to the editorial office on 08.09.2025; approved after review on 25.09.2025; accepted for publication on 26.09.2025. The reviewer is Khimukhin S.N., Doctor of Technical Sciences, Leading Researcher at the Institute of Materials Science of the Khabarovsk Scientific Center of the Far Eastern Branch of the Russian Academy of Sciences, member of the Editorial Council of the journal *Transport Engineering*.