



Оригинальная статья

УДК 669.15-194.591:622.279.51

DOI 10.17073/0368-0797-2022-3-200-208



ИССЛЕДОВАНИЕ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ СВАРНЫХ НАСОСНО-КОМПРЕССОРНЫХ ТРУБ ГРУППЫ ПРОЧНОСТИ L80 РАЗЛИЧНОГО ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА

Д. В. Кудашов^{1,2}, А. В. Иоффе³, В. В. Науменко^{1,2}, А. В. Мунтин^{1,4},
К. А. Удод¹, С. В. Ковтунов¹

¹ ОАО «Выксунский металлургический завод» (Россия, 607060, Нижегородская обл., Выкса, ул. Бр. Баташевых, 45)

² Выксунский филиал НИТУ «МИСиС» (Россия, 607060, Нижегородская обл., Выксунский район, п.г.т. Шиморское, ул. Калинина, 206)

³ ООО «ИТ-Сервис» (Россия, 443001, Самара, ул. Ульяновская/Ярмарочная, 52/55)

⁴ Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана (Россия, 105005, Москва, ул. 2-я Бауманская, 5/1)

Аннотация. Для производства хладостойких и стойких к сульфидному коррозионному растрескиванию под напряжением электросварных насосно-компрессорных труб (НКТ) перспективно использование низкоуглеродистых сталей с бейнитной закаливаемостью, легированных хромом, молибденом и другими карбонитридообразующими элементами. Насосно-компрессорные трубы часто эксплуатируются в CO₂-содержащих коррозионно-активных средах, поэтому определение стойкости стали к этому виду коррозии является актуальной задачей. Известно, что добавка хрома в сталь повышает не только ее закаливаемость, но и стойкость к углекислотной коррозии. Влияние других легирующих элементов неочевидно. Для проведения лабораторного эксперимента разработано девять вариантов химического состава сталей для производства сварных НКТ. Проведены исследования проката опытных сталей. Выполнены сравнение результатов испытаний коррозионной стойкости исследуемых сталей, а также оценка влияния основных легирующих элементов на стойкость к CO₂-коррозии. Исследованы стали с различным содержанием Cr, Mo, V, Mn, Zr на стойкость к углекислотной коррозии при разных температурах. Установлено, что химический состав стали и условия проведения испытаний определяют состав продуктов CO₂-коррозии, влияют на процесс формирования и роста продуктов коррозии, и, соответственно, на коррозионную стойкость. Повышение содержания хрома в стали в диапазоне 0 – 1 % приводит к снижению скорости коррозии. Уменьшение скорости коррозии легированных хромом сталей можно связать с защитными свойствами формирующихся при испытании продуктов коррозии. Проведенные лабораторные испытания на стойкость к CO₂-коррозии при повышенной температуре 65 °С и последующие исследования сформированных продуктов коррозии выявили положительное влияние хрома и молибдена на скорость общей коррозии по механизму образования плотных продуктов коррозии, выполняющих защитную функцию.

Ключевые слова: насосно-компрессорные трубы, НКТ, сварные трубы, CO₂ коррозия, локальная коррозия, продукты коррозии, коррозионная стойкость

Для цитирования: Кудашов Д.В., Иоффе А.В., Науменко В.В., Мунтин А.В., Удод К.А., Ковтунов С.В. Исследование коррозионной стойкости сварных насосно-компрессорных труб группы прочности L80 различного химического состава // Известия вузов. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 3. С. 200–208. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-3-200-208>

Original article

CORROSION RESISTANCE OF WELDED TUBING OF L80 STRENGTH GROUP OF DIFFERENT CHEMICAL COMPOSITION

D. V. Kudashov^{1,2}, A. V. Ioffe³, V. V. Naumenko^{1,2}, A. V. Muntin^{1,4},
K. A. Udod¹, S. V. Kovtunov¹

¹ JSC “Vyksa Metallurgical Plant” (45 Br. Batashevych Str., Vyksa, Nizhny Novgorod Region 607060, Russian Federation)

² Vyksa Branch of the National University of Science and Technology “MISIS” (206 Kalinina Str., Shimorskoe, Vyksa District, Nizhny Novgorod Region 607060, Russian Federation)

³ LLC “IT-Servis” (52/55 Ul’yanovskaya/Yarmarochnaya Str., Samara 443001, Russian Federation)

⁴ Bauman Moscow State Technical University (Bauman MSTU) (5/1 Baumanskaya 2-ya Str., Moscow 105005, Russian Federation)

Abstract. In previous publications, it was shown that the use of low-carbon steels with bainite hardenability alloyed with chromium, molybdenum and other carbonitride-forming elements is promising for the production of cold-resistant and SCC (sulfide stress corrosion cracking)-resistant electric-

welded tubing (tubing). Tubing is often operated in CO₂-containing corrosive environments, therefore, determining the steel resistance to this type of corrosion is an urgent task. It is known that the addition of chromium to steel increases not only its hardenability, but also its resistance to CO₂ corrosion. Influence of other alloying elements is not obvious. For the laboratory experiment, nine variants of the chemical composition of steels for the production of welded tubing were developed. The rolled test steels were investigated. Results of the studies of corrosion resistance of these steels are shown and compared. The authors made an assessment of influence of the main alloying elements on resistance to CO₂ corrosion. The steels with different contents of Cr, Mo, V, Mn, Zr were studied for resistance CO₂ corrosion at different temperatures. It has been established that the steel chemical composition and the test conditions determine the composition of CO₂ corrosion products, affect the process of formation and growth of corrosion products, thereby affecting corrosion resistance. Decrease in the corrosion rate of chromium-alloyed steels can be associated with the protective properties of the corrosion products formed during testing. Laboratory corrosion tests for resistance to CO₂ corrosion at an elevated temperature of 65 °C and subsequent studies of the formed corrosion products revealed a positive effect of chromium and molybdenum on the rate of general corrosion by mechanism of formation of dense corrosion products that perform a protective function.

Keywords: tubing, welded pipes, CO₂ corrosion, localized corrosion, corrosion products, corrosion resistance

For citation: Kudashov D.V., Ioffe A.V., Naumenko V.V., Muntin A.V., Udod K.A., Kovtunov S.V. Corrosion resistance of welded tubing of L80 strength group of different chemical composition. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022, vol. 65, no. 3, pp. 200–208. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-3-200-208>

ВВЕДЕНИЕ

Насосно-компрессорные трубы (НКТ) являются востребованным товаром на рынке трубной продукции. К НКТ предъявляются серьезные требования ввиду условий их эксплуатации. Металл труб должен обладать достаточным уровнем прочностных и пластических свойств, хладостойкостью, стойкостью к растрескиванию в сероводородсодержащих средах, удовлетворяющих действующей отраслевой документации (API Spec 5CT, ГОСТ 633 и др.). Часто к металлу предъявляют дополнительные требования стойкости к углекислотной коррозии.

Углекислотная коррозия развивается в нефтепромысловых средах, содержащих растворенный в водной фазе углекислый газ. Скорость такой коррозии весьма значительна. Например, для месторождений Западной Сибири она может достигать 7–8 мм/год [1–3]. На скорость углекислотной коррозии влияет целый ряд факторов, связанных как с характеристиками среды (температура, парциальные давления CO₂ и H₂S, содержание и состав водной фазы, ее pH при реальных термобарических условиях, свойства углеводородной фазы и др.), так и со свойствами стали [4–6]. Для низко- и среднелегированных сталей, которые обычно используют для НКТ, на стойкость к CO₂-коррозии будут влиять:

- химический состав;
- структурное состояние и вид термической обработки;
- внутренние напряжения;
- загрязненность неметаллическими включениями и др.

Влияние перечисленных свойств на кинетику углекислотной коррозии во многом определяется составом, структурой и свойствами продуктов коррозии, формирующихся на поверхности стали. Например, добавка в сталь небольшого количества хрома [4, 7] приводит к его накоплению в продуктах коррозии, что меняет их структуру и повышает защитные свойства. По данным работы [6], на скорость углекислотной коррозии могут

влиять и другие элементы: ванадий, кремний, молибден, медь и др.

Наибольшая опасность углекислотной коррозии заключается в развитии локальных повреждений – язвенная (питтинговая) и мейза-коррозия. Максимальная скорость локальной коррозии оборудования нефтедобывающих скважин может достигать десятков миллиметров в год [1, 8]. Именно локальная углекислотная коррозия является основным видом повреждения лифтовых колонн [4, 9].

Механизм возникновения локальной формы также связан с продуктами коррозии и является следствием периодического возникновения и удаления продуктов коррозии на отдельных участках корродирующего металла [10, 11].

Участки металла, свободные от продуктов коррозии, становятся анодами, а катодами являются объемы сохранившихся продуктов коррозии. На поверхности металла образуются активные коррозионные макропары, приводящие к растворению анодов с высокими скоростями [12].

Основные факторы, определяющие переход от общей к локальной форме коррозии и скорость развития мейза-коррозии, приведенные и описанные в работах [2, 8, 13]:

- химический состав среды и морфология минеральных осадков, образующихся на поверхности металла в результате коррозии;
- скорость газожидкостного потока;
- химический состав водной фазы;
- химический состав стали, микроструктура и вид термообработки.

Перечисленные факторы, влияющие на форму проявления коррозии, кроме свойств металла, характеризуют месторождение и технологию добычи. Повлиять на указанные факторы достаточно трудно. Наиболее доступными для изменения являются химический состав и микроструктура сталей [14].

В настоящей работе приведены результаты определения стойкости к углекислотной коррозии металла ряда лабораторных плавок, изготовленного в рамках

НИР по подбору перспективных составов сталей, предназначенных для изготовления электросварных НКТ на производственных мощностях АО «Выксунский металлургический завод». За базовую была принята сталь 05ХГБ, разработанная для производства электросварных нефтегазопроводных труб [15, 16] классов прочности К48-К56. Для изготовления НКТ необходимо повысить прочность стали, что было достигнуто за счет дополнительного легирования одним или несколькими элементами (Mn, Cr, Nb, Mo, N и Zr), а также проведения закалки и отпуска металла. В результате выявлены наиболее перспективные композиции с точки зрения получения группы прочности L80, обладающие хладостойкостью и стойкостью к сульфидному коррозионно-му растрескиванию под напряжением [17].

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

Коррозионную стойкость оценивали для ряда лабораторных и промышленных плавок стали с различным содержанием основных элементов: Mn, Cr, Nb, Mo, N и Zr. В качестве базовой взята выплавленная в лаборатории низкоуглеродистая сталь системы С–Cr–Mn–Nb, состав которой выбран на основе стали 05ХГБ (условное обозначение – Сталь А). Лабораторную выплавку сталей проводили методом вакуумно-индукционного перепада в вакуумной печи ВИАМ 100 в лабораторных условиях ОАО «НПО «ЦНИИТМАШ» [17].

Фактический химический состав всех исследуемых сталей приведен в таблице.

В качестве базы сравнения выбрана сталь 09Г2С. Данная сталь нашла широкое применение в нефтяной промышленности, хорошо изучена и не содержит в своем составе элементов, оказывающих существенное воздействие на протекание углекислотной коррозии. Содержание углерода в стали 09Г2С близко к его концентрации в исследуемых материалах.

С целью исключения влияния структурного фактора на стойкость к углекислотной коррозии, перед проведением испытаний образцы всех исследуемых сталей были подвергнуты термической обработке. Режим термической обработки включал закалку от 920 °С, охлаж-

дение в раствор полимера и последующий отпуск при 400 °С. При данной температуре в структуре стали не должны выделиться спецкарбиды основных легирующих элементов. Применение раствора полимера в качестве закалочной среды обусловлено необходимостью приближения лабораторных условий закалки образцов к промышленным [17].

Лабораторные испытания на стойкость сталей к CO₂-коррозии проводились по двум методикам. Обе методики подразумевают выдержку образцов в минерализованной водной среде, насыщенной CO₂ в статических условиях. Скорость коррозии определялась гравиметрически. Первая методика ЗАО «НефтеГазСервис» была разработана для воспроизведения в лаборатории условий, близких к условиям эксплуатации трубопроводов месторождений Западной Сибири. Среды этих месторождений обычно имеют невысокую температуру, поэтому для упрощения методики температура испытаний принята комнатной (20 °С). Модельная среда содержала, г/л: 17 NaCl, 2 CaCl₂ и 0,2 MgCl₂, что соответствует минерализации типичной для данных условий подтоварной воды. Продолжительность экспозиции образцов в среде составляла 100 ч. При относительной простоте реализации данная методика имеет существенный недостаток: из-за низкой температуры за время испытаний слой продуктов коррозии на поверхности образцов не успевает сформироваться [18]. Таким образом, данная методика не позволяет смоделировать один из основных факторов, определяющих стойкость данной стали к углекислотной коррозии, а именно, структуру и состав слоя продуктов коррозии.

Вторая методика лабораторных испытаний разработана в ООО «ИТ-Сервис» и заключается в выдержке стальных образцов в емкости с испытательной средой при повышенной температуре (65 °С). Увеличение температуры приводит к тому, что на поверхности образцов формируется слой продуктов коррозии, состав и структура которого зависят от состава стали. Более легкое формирование слоя можно объяснить тем, что повышение температуры испытаний снижает значение произведения растворимости для карбоната железа. Ранее было

Химический состав лабораторных плавок, % (по массе)

Chemical composition of laboratory heats (% mass.)

Система легирования	C	Mn	Si	Cr	S	P	Nb	V	Mo	Zr	N	Fe
Сталь А	0,07	0,66 – 0,71	0,24 – 0,31	0,600	≤0,004	≤0,003	0,025	0,005	0,010	–	0,0014	Осн.
Сталь А + Cr	0,04			0,940			0,024	0,011	0,016	–	0,0020	
Сталь А + Cr + Mo	0,05			0,950			0,026	0,012	0,270	–	0,0030	
Сталь А + Cr + Mo + N + Zr	0,06			0,930			0,026	0,011	0,290	0,012	0,0096	
Сталь А + C + Cr + V	0,08			0,980			0,034	0,090	0,020	–	–	
Сталь А + Mn	0,06			0,98			0,620	0,023	0,009	0,020	–	
09Г2С	0,08	1,48	0,59	0,003	0,004	0,013	0,003	0,001	0,030	–	–	

показано [19], что продукты коррозии, формирующиеся при лабораторных испытаниях, подобны тем, что образуются в реальных промышленных условиях.

Среда в течение всего испытания постоянно насыщается CO_2 , что обеспечивает его концентрацию в интервале 1,1 – 1,3 г/л. На всем протяжении лабораторных испытаний поддерживалась температура среды 65 °С, давление 1,1 атм., парциальное давление CO_2 1,1 атм. Продолжительность испытаний составляла 210 ч. Схематическое изображение экспериментальной установки приведено на рис. 1, подробнее установка описана в работе [19].

После окончания испытаний образцы извлекали из испытательных емкостей, промывали и взвешивали на аналитических весах. Поверхность испытанных образцов исследовали при помощи оптического и электронного микроскопов для подтверждения однородности и равномерности коррозионных процессов во время испытания.

Далее один из трех образцов использовали для изготовления микрошлифа, предназначенного для изучения морфологии слоя продуктов коррозии, оценки толщины слоя и глубины локальных повреждений.

Оставшиеся образцы подвергали очистке от продуктов коррозии щадящими методами, чтобы исключить возможность удаления металла с их поверхности. После очистки от продуктов коррозии образцы взвешивали и рассчитывали скорость коррозии по потере массы.

Таким образом, достоинством методики ООО «ИТ-Сервис» по сравнению с методикой ЗАО «НИПЦ «НефтеГазСервис» является возможность вырастить в лабораторных условиях слой продуктов коррозии, близкий по составу и свойствам к реальным. Это позволяет оценить влияние легирующих элементов на скорость коррозии. Недостатком данной методики являются аномально высокие показатели скоростей коррозии, которые превышают 1 мм/год даже для хромосодержащих сталей, что связано с высокой температурой испытательной среды.

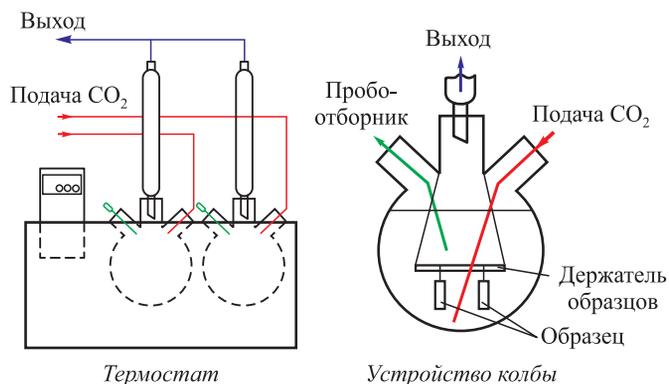


Рис. 1. Схематическое изображение экспериментальной установки

Fig. 1. Schematic representation of the experimental installation

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 2 приведены результаты испытаний различных вариантов легирования стали А на стойкость к CO_2 -коррозии по методике ООО «ИТ-Сервис» при повышенной температуре испытания.

Видно, что наибольшая скорость коррозии наблюдается для стали сравнения 09Г2С. Скорость коррозии стали 05ХГБ заметно (на 0,5 – 0,6 мм/год) ниже, как для образцов, изготовленных в условиях цеха, так и для образцов, выплавленных в лаборатории. Добавка в сталь 05ХГБ хрома, молибдена и ванадия дополнительно снижает скорость коррозии на 0,4 – 0,7 мм/год. Ожидаемо, хром в наибольшей степени снижает скорость углекислотной коррозии стали. Следует отметить, что ни один из легирующих и микролегирующих элементов, добавленных в сталь для повышения прочности, не ухудшил ее стойкость к коррозии.

Различие в коррозионной стойкости исследованных сталей можно связать с составом и структурой формирующихся при испытаниях продуктов коррозии. На стали 09Г2С (рис. 3, а) сформировались крупные кристаллы карбоната железа FeCO_3 . Слой продуктов коррозии с подобной структурой характеризуется плохими защитными свойствами. Добавка в сталь хрома меняет структуру продуктов коррозии (типичный их вид приведен на рис. 3, б). Крупные кристаллы исчезают, что связано с обогащением продуктов коррозии легирующими элементами, образующими при испытаниях плохо растворимые в испытательной среде соединения. Наиболее заметно обогащение продуктов коррозии хромом и молибденом.

Подробнее структуру и состав продуктов коррозии можно исследовать на металлографических шлифах. Типичный вид сечения слоя отложений на исследуемых сталях приведен на рис. 4. Показано, что образцы хромосодержащих сталей покрыты тонким (не бо-

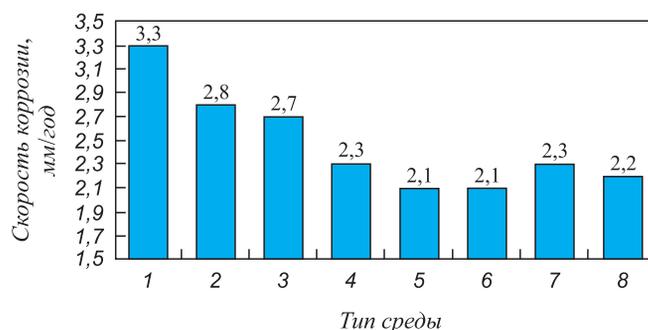
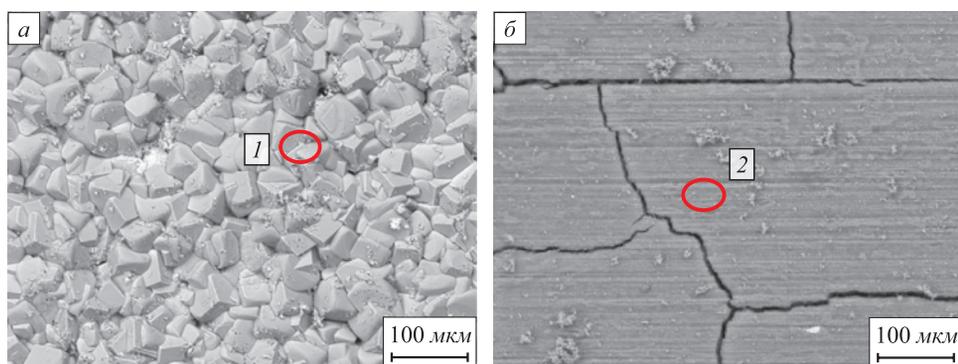


Рис. 2. Скорость к общей коррозии в модельной CO_2 -содержащей среде при 65 °С:

1 – 09Г2С; 2 – 05ХГБ; 3 – А; 4 – А + Mn; 5 – А + Cr; 6 – А + Cr + Mo; 7 – А + Cr + Mo + N + Zr; 8 – А + Cr + Mo + V

Fig. 2. General corrosion rate in a model CO_2 -containing environment at 65 °C :

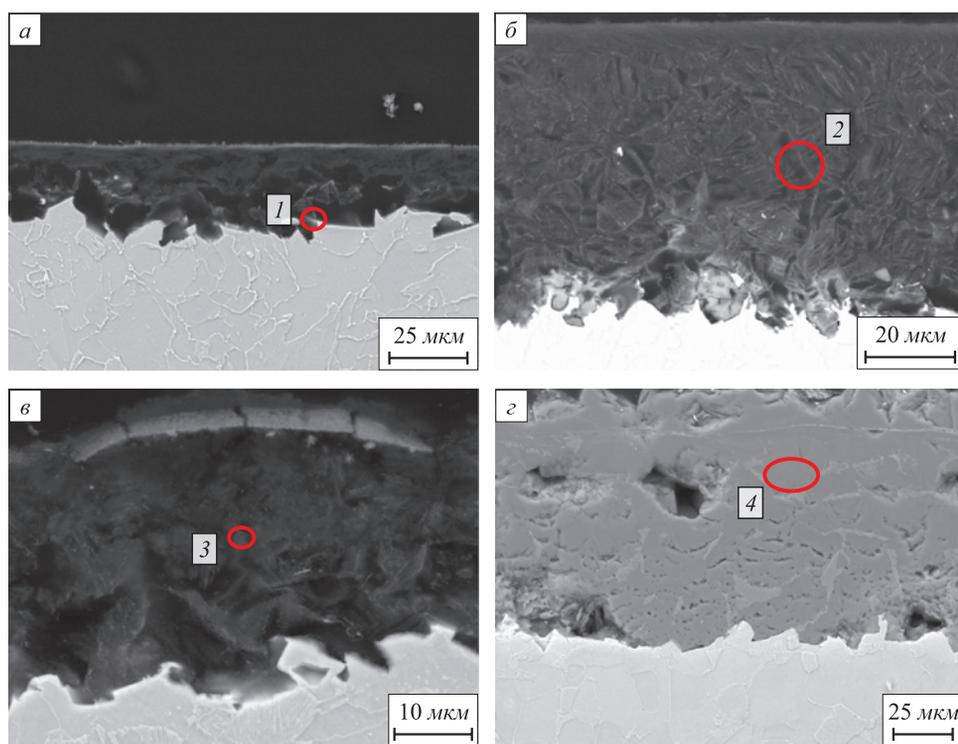
1 – 09G2S; 2 – 05KhGB; 3 – A; 4 – A + Mn; 5 – A + Cr; 6 – A + Cr + Mo; 7 – A + Cr + Mo + N + Zr; 8 – A + Cr + Mo + V



Место замера	Химический состав, %							
	C	O	Si	Al	Nb	Mo	Cr	Fe
Область 1	11,36	36,09	–	–	–	–	–	Ост.
Основной металл	0,08	–	0,59	–	–	0,03	0,09	Ост.
Область 2	2,74	32,17	–	2,18	0,81	5,10	36,65	Ост.
Основной металл	0,06	–	0,32	–	0,026	0,29	0,93	Ост.

Рис. 3. Вид поверхности образцов из сталей 09Г2С (а) и А + Cr + Мо + N + Zr (б) после 210 ч выдержки в CO₂ насыщенной среде при 65 °С

Fig. 3. Surface of 09G2S (a) and Cr + Mo + N + Zr (b) samples after 210 hours of exposure in a CO₂-saturated environment at 65 °C



Место замера	Химический состав, %						
	O	Cr	Mo	V	Nb	Mn	Fe
Область 1	15,36	1,77	–	–	0,78	0,13	Ост.
Область 2	10,43	10,49	4,76	–	–	–	Ост.
Область 3	17,23	01,80	–	01,27	–	–	Ост.
Область 4	29,88	–	–	–	–	1,56	Ост.

Рис. 4. Сечение образцов из сталей: А (а); А + Cr + Мо + N + Zr (б); А + C + Cr + V (в); 09Г2С (г) после 210 ч выдержки в CO₂ насыщенной среде при 65 °С

Fig. 4. Cross-section of A (a), A + Cr + Mo + N + Zr (b), A + C + Cr + V (в) and 09G2S (г) samples after 210 hours of exposure in a CO₂-saturated environment at 65 °C

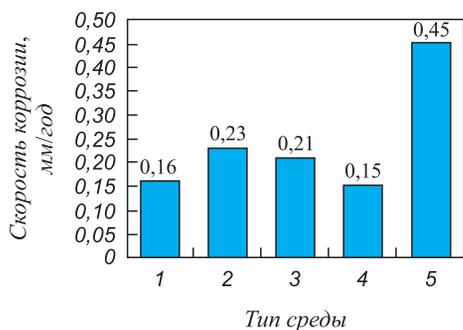


Рис. 5. Скорость общей коррозии в модельной CO₂-содержащей среде (гравиметрия):

1 – A + Mn; 2 – A + C + Cr; 3 – A + C + Cr + V;
4 – A + C + Cr + Mo + N + Zr; 5 – 09Г2С

Fig. 5. General corrosion rate in a model CO₂-containing environment (gravimetry):

1 – A + Mn; 2 – A + C + Cr; 3 – A + C + Cr + V;
4 – A + C + Cr + Mo + N + Zr; 5 – 09G2S

лее 50 мкм) однородным слоем продуктов коррозии. Слой отложений равномерный по толщине, локальных язвенных поражений не выявлено. Граница раздела «металл – продукты коррозии» неровная для всех исследуемых сталей, однако влияние структурных составляющих стали на развитие фронта коррозии не выявлено.

В результате выдержки в CO₂-содержащей среде образцов из сталей, легированных хромом, произошло обогащение слоя продуктов коррозии до 35 % Cr. Если в составе стали присутствует молибден, то продукты коррозии обогащаются до 5 % Mo.

Продукты коррозии на стали 09Г2С состоят из крупных кристаллов карбонатов, средний диаметр которых составляет около 20 мкм. Толщина слоя отложений на стали 09Г2С превышает 100 мкм. Такие продукты коррозии обладают худшими защитными свойствами, чем

продукты коррозии на хромистых сталях. Это можно связать с наличием пор и трещин на границах отдельных кристаллов, что облегчает доступ среды к корродирующей поверхности стали.

Следует отметить, что как на стали 09Г2С, так и на хромистых сталях в объеме продуктов коррозии хорошо просматривается карбидная структура (цементит), унаследованная от основного металла. Можно предположить, что строение карбидной фазы также может влиять на защитные свойства продуктов коррозии.

Таким образом, проведенные лабораторные коррозионные испытания на стойкость к CO₂-коррозии при повышенной температуре 65 °С и последующие исследования сформировавшихся продуктов коррозии выявили положительное влияние хрома и молибдена на скорость общей коррозии по механизму образования плотных продуктов коррозии, выполняющих защитную функцию. Аналогичные закономерности морфологии продуктов коррозии в зависимости от химического состава стали отмечены в работах [20, 21].

На рис. 5 представлены результаты испытаний на стойкость к CO₂-коррозии при комнатной температуре по методике ЗАО «НИПЦ «НефтеГазСервис». Полученные значения скорости коррозии значительно ниже, чем после испытаний по методике ООО «ИТ-Сервис». Исследуемые хромсодержащие стали имеют очень близкие значения, не превышающие 0,25 мм/год. Скорость коррозии стали 09Г2С значительно выше и составляет 0,45 мм/год.

На рис. 6 приведен сравнительный вид поверхности образцов после испытания при комнатной температуре. Видно, что слой продуктов коррозии не сформировался. С этим можно связать отсутствие взаимосвязи скорости коррозии с химическим составом исследованных хромистых сталей.

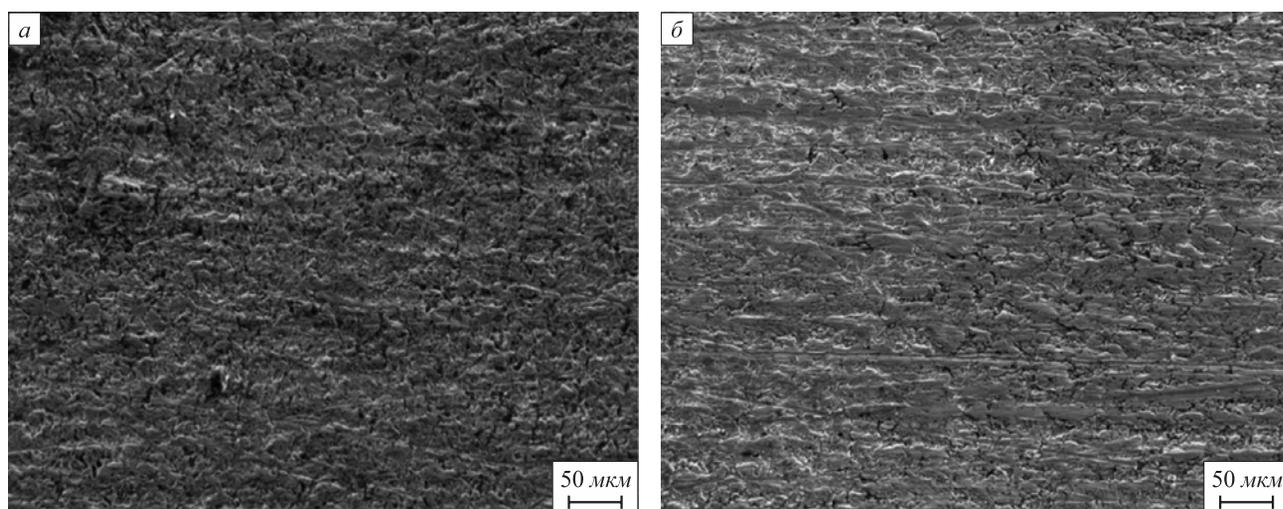


Рис. 6. Вид поверхности образцов из сталей 09Г2С (а) и A + Cr + Mo + N + Zr (б) после 100 ч выдержки в CO₂ насыщенной среде при 20 °С

Fig. 6. Surface of 09G2S (a) and Cr + Mo + N + Zr (b) samples after 100 hours of exposure in a CO₂-saturated environment at 20 °C

Выводы

Скорость коррозии в CO₂-содержащей среде максимальна для стали 09Г2С. Повышение содержания хрома в стали в диапазоне 0 – 1 % приводит к снижению скорости коррозии. Влияние на скорость остальных использованных для упрочнения легирующих элементов (Mo, Mn, V, Nb, Zr) незначительно.

Состав и структура продуктов коррозии на стали 09Г2С и на хромосодержащих сталях существенно различаются. На стали 09Г2С образуется крупнокристаллический FeCO₃, на хромистых сталях – обогащенный хромом плотный, вероятно, аморфный слой продуктов коррозии без ярко выраженной кристаллической

структуры. Слой также обогащен молибденом и ванадием в случае, если данные элементы присутствуют в стали.

Снижение скорости коррозии легированных хромом сталей можно связать с защитными свойствами формирующихся при испытании продуктов коррозии.

Снижение температуры лабораторных испытаний с 65 до 20 °С приводит к уменьшению скорости коррозии. При пониженной температуре за стандартное время испытаний слой продуктов коррозии на образцах не успевает сформироваться. Отсутствие защитного слоя продуктов коррозии приводит к тому, что зависимость скорости коррозии от химического состава стали не успевает проявиться.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

- Маркин А.Н., Подкопай А.Ю., Низамов Р.Э. Коррозионные повреждения насосно-компрессорных труб на месторождениях Западной Сибири // Нефтяное хозяйство. 1995. № 5. С. 30–33.
- Маркин А.Н., Низамов Р.Э. CO₂-коррозия нефтепромыслового оборудования. Москва: ОАО «ВНИИОЭНГ», 2003. 188 с.
- Выбойщик М.А., Зырянов А.О., Грузков И.В., Федотова А.В. Углекислотная коррозия нефтепромысловых труб в средах, насыщенных H₂S и Cl // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2019. № 2 (48). С. 6–17.
- Ikeda A., Mukai S., Ueda M. Prevention of CO₂ corrosion of line pipe and oil country tubular goods // Corrosion '84. Article 289.
- Lopez D.A., Perez T., Simison S.N. The influence of microstructure and chemical composition of carbon and low alloy steels in CO₂ corrosion. A state-of-the-art appraisal // Materials & Design. 2003. Vol. 24. No. 8. P. 561–575. [https://doi.org/10.1016/S0261-3069\(03\)00158-4](https://doi.org/10.1016/S0261-3069(03)00158-4)
- Kermani M.B., Morshed A. Carbon dioxide corrosion in oil and gas production – A compendium // Corrosion. 2003. Vol. 59. No. 8. P. 659–683. <https://doi.org/10.5006/1.3277596>
- Nyborg R., Dugstad A. Mesa corrosion attack in carbon steel and 0.5% chromium steel // NACE – International Corrosion Conference Series. 1998. Article 135864.
- Burke P.A., Hausler R.H. Assessment of CO₂-corrosion in the cotton valley limestone trend // Materials Performance. 1985. Vol. 24. No. 8. P. 26–35.
- Videm K., Dugstad A. Film covered corrosion, film breakdown and pitting attack of carbon steels in aqueous CO₂ // Corrosion '88. Article 186.
- Schmitt G., Gudde T., Strobel-Effertz E. Fracture mechanical properties of CO₂ corrosion product scales and their relation to localized corrosion // NACE – International Corrosion Conference Series. 1996. Article 135862.
- Fajardo V., Brown B., Young D., Nestic S. Study of the solubility of iron carbonate in the presence of acetic acid using an EQCM // NACE – International Corrosion Conference Series. 2013. Article 98665.
- Muraki T., Nose K., Asahi H. Development of 3% chromium linepipe steel // NACE – International Corrosion Conference Series. 2003. Article 135912.
- Cross D. Mesa-type CO₂ corrosion and its control // NACE – International Corrosion Conference Series. 1993. Article 93118.
- Morris C. Place, Jr. Handbook of Corrosion Detection and Corrosion Alleviation Systems for Oil and Gas Production. Champion Technologies Houston, Texas, 2008. 82 p.
- Кудашов Д.В., Семернин Г.В., Пейганович И.В. и др. Современная высокотехнологичная сталь 05ХГБ, предназначенная для
- Markin A.N., Podkopai A.Yu., Nizamov R.E. Corrosion damage of tubing in the deposits of Western Siberia. *Neftyanoe khozyaistvo*. 1995, no. 5, pp. 30–33. (In Russ.).
- Markin A.N., Nizamov R.E. *CO₂-Corrosion of Oilfield Equipment*. Moscow: JSC VNIIOENG, 2003, 188 p. (In Russ.).
- Vyboishchik M.A., Zyryanov A.O., Gruzkov I.V., Fedotova A.V. CO₂ corrosion of oil field pipes in H₂S and Cl -saturated environments. *Vektor nauki Tol'yatinskogo gosudarstvennogo universiteta*. 2019, no. 2 (48), pp. 6–17. (In Russ.).
- Ikeda A., Mukai S., Ueda M. Prevention of CO₂ corrosion of line pipe and oil country tubular goods. *Corrosion '84*. 1984, paper 289.
- Lopez D.A., Perez T., Simison S.N. The influence of microstructure and chemical composition of carbon and low alloy steels in CO₂ corrosion. A state-of-the-art appraisal. *Materials & Design*. 2003, vol. 24, no. 8, pp. 561–575. [https://doi.org/10.1016/S0261-3069\(03\)00158-4](https://doi.org/10.1016/S0261-3069(03)00158-4)
- Kermani M.B., Morshed A. Carbon dioxide corrosion in oil and gas production – A compendium. *Corrosion*. 2003, vol. 59, no. 8, pp. 659–683. <https://doi.org/10.5006/1.3277596>
- Nyborg R., Dugstad A. Mesa corrosion attack in carbon steel and 0.5% chromium steel. *NACE – International Corrosion Conference Series*. 1998, article 135864.
- Burke P.A., Hausler R.H. Assessment of CO₂-corrosion in the cotton valley limestone trend. *Materials Performance*. 1985, vol. 24, no. 8, pp. 26–35.
- Videm K., Dugstad A. Film covered corrosion, film breakdown and pitting attack of carbon steels in aqueous CO₂. *Corrosion '88*. 1988, article 186.
- Schmitt G., Gudde T., Strobel-Effertz E. Fracture mechanical properties of CO₂ corrosion product scales and their relation to localized corrosion. *NACE – International Corrosion Conference Series*. 1996, article 135862.
- Fajardo V., Brown B., Young D., Nestic S. Study of the solubility of iron carbonate in the presence of acetic acid using an EQCM. *NACE – International Corrosion Conference Series*. 2013, article 98665.
- Muraki T., Nose K., Asahi H. Development of 3% chromium linepipe steel. *NACE – International Corrosion Conference Series*. 2003, article 135912.
- Cross D. Mesa-type CO₂ corrosion and its control. *NACE – International Corrosion Conference Series*. 1993, article 93118.
- Morris C. Place, Jr. *Handbook of Corrosion Detection and Corrosion Alleviation Systems for Oil and Gas Production*. Published by Champion Technologies Houston, Texas, 2008, 82 p.
- Kudashov D.V., Semernin G.V., Peiganovich I.V., etc. Modern high-tech steel 05KhGB intended to produce electric-welded oil and

- изготовления электросварных нефтегазопроводных труб повышенной эксплуатационной надежности // Инженерная практика. 2015. № 5. С. 50–56.
16. Кудашов Д.В., Пейганович И.В., Степанов П.П. и др. Современная высокотехнологичная сталь 05ХГБ, предназначенная для изготовления электросварных нефтегазопроводных труб повышенной стойкости к сероводородной и углекислой коррозии // В книге: Развитие технологий производства стали, проката и труб на Выксунской производственной площадке. Сборник трудов. / Под общей редакцией А.М. Барыкова. Москва: Metallurgizdat, 2016. С. 293–305.
 17. Кудашов Д.В., Иоффе А.В., Наumenko В.В., Мунтин А.В., Удод К.А., Чистопольцева Е.А. Проблемы выбора стали для производства сварных НКТ группы прочности L80 // Сталь. 2021. № 1. С. 55–61.
 18. Каздаев Д.С. Влияние температуры испытаний на структуру и свойства продуктов углекислотной коррозии // Доклад на V научно-технической конференции «Коррозия в нефтяной и газовой промышленности». Самара, 2021. Режим доступа: <https://corr-conf.ru/upload/iblock/0ba/0ba81d92cf3f15bd3c86bf6b25018e6d.pdf>
 19. Kazadaev D. Laboratory simulation of carbon dioxide corrosion, influence of alloying elements and hydrochloric acid on the structure and protective properties of corrosion products // E3S Web of Conferences. 2021. Vol. 225. Article 01014. <https://doi.org/10.1051/e3sconf/202122501014>
 20. Hua Y., Mohammed S., Barker R., Neville A. Comparisons of corrosion behaviour for X65 and low Cr steels in high pressure CO₂-saturated brine // Journal of Materials Science and Technology. 2020. Vol. 41. P. 21–32. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2019.08.050>
 21. Clara Escrivà-Cerdán, Steve W. Ooi, Gaurav R. Joshi etc. Effect of tempering heat treatment on the CO₂ corrosion resistance of quenched hardened Cr-Mo low-alloy steels for oil and gas applications // Corrosion Science. 2019. Vol. 154. P. 36–48. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2019.03.036>
- pipeline tubes with increased operational reliability. *Inzhenernaya praktika*. 2015, no. 5, pp. 50–56. (In Russ.).
16. Kudashov D.V., Peiganovich I.V., Stepanov P.P., etc. Modern high-tech steel 05KhGB, intended to produce electric-welded oil and gas tubes with increased resistance to hydrogen sulfide and carbon dioxide corrosion. In: *Development of Technologies for Production of Steel, Rolled Products and Pipes at the Vyksa Plant. Coll. of Papers* Barykov A.M. ed. Moscow: Metallurgizdat, 2016, pp. 293–305. (In Russ.).
 17. Kudashov D.V., Ioffe A.V., Naumenko V.V., Muntin A.V., Udod K.A., Chistopol'tseva E.A. Steel choice for fabricating welded L80 grade tubing pipes. *Steel in Translation*. 2021, vol. 51, no. 1, pp. 57–64. <https://doi.org/10.3103/S0967091221010058>
 18. Kazadaev D.S. Influence of test temperature on the structure and properties of CO₂ corrosion products. *The 5th Sci. and Tech. Conf. "Corrosion in Oil and Gas Industry"*, Samara, 2021. Available at URL: <https://corr-conf.ru/upload/iblock/0ba/0ba81d92cf3f15bd3c86bf6b25018e6d.pdf> (In Russ.).
 19. Kazadaev D. Laboratory simulation of carbon dioxide corrosion, influence of alloying elements and hydrochloric acid on the structure and protective properties of corrosion products. *E3S Web of Conferences*. 2021, vol. 225, article 01014. <https://doi.org/10.1051/e3sconf/202122501014>
 20. Hua Y., Mohammed S., Barker R., Neville A. Comparisons of corrosion behaviour for X65 and low Cr steels in high pressure CO₂-saturated brine. *Journal of Materials Science and Technology*. 2020, vol. 41, pp. 21–32. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2019.08.050>
 21. Clara Escrivà-Cerdán, Steve W. Ooi, Gaurav R. Joshi, etc. Effect of tempering heat treatment on the CO₂ corrosion resistance of quenched hardened Cr-Mo low-alloy steels for oil and gas applications. *Corrosion Science*. 2019, vol. 154, pp. 36–48. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2019.03.036>

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Дмитрий Викторович Кудашов, к.т.н., главный специалист по инновациям, ОАО «Выксунский металлургический завод»; директор, Выксунский филиал НИТУ «МИСиС»
E-mail: kudashov_dv@vsw.ru

Андрей Владиславович Иоффе, д.т.н., руководитель департамента специального материаловедения, ООО «ИТ-Сервис»
ORCID: 0000-0003-1378-7749
E-mail: ioffeav@its-samara.com

Виталий Владимирович Науменко, к.т.н., начальник отдела по исследованиям и разработкам Центра исследовательских лабораторий, ОАО «Выксунский металлургический завод»; доцент, Выксунский филиал НИТУ «МИСиС»
E-mail: naumenko_vv@vsw.ru

Александр Вадимович Мунтин, начальник отдела ИТЦ, ОАО «Выксунский металлургический завод»; к.т.н., доцент кафедры «Оборудование и технологии прокатки», Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана
ORCID: 0000-0002-8926-0110
E-mail: muntin_av@omk.ru

Кирилл Анатольевич Удод, к.т.н., главный специалист отдела по исследованиям и разработкам, ОАО «Выксунский металлургический завод»
E-mail: udod_ka@omk.ru

Станислав Владимирович Ковтунов, специалист отдела по исследованиям и разработкам, ОАО «Выксунский металлургический завод»
E-mail: kovtunov_sv@omk.ru

Dmitrii V. Kudashov, Cand. Sci. (Eng.), Chief Innovation Specialist, JSC "Vyksa Metallurgical Plant"; Director, Vyksa Branch of the National University of Science and Technology "MISIS"
E-mail: kudashov_dv@vsw.ru

Andrei V. Ioffe, Dr. Sci. (Eng.), Head of the Department of Special Materials Science, LLC "IT-Servis"
ORCID: 0000-0003-1378-7749
E-mail: ioffeav@its-samara.com

Vitalii V. Naumenko, Cand. Sci. (Eng.), Head of Division of the Research and Development Department of the Center of Research Laboratories, JSC "Vyksa Metallurgical Plant"; Assist. Prof., Vyksa Branch of the National University of Science and Technology "MISIS"
E-mail: naumenko_vv@vsw.ru

Aleksandr V. Muntin, Head of the Department of the Engineering and Technology Center, JSC "Vyksa Metallurgical Plant"; Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair "Rolling Equipment and Technologies", Bauman Moscow State Technical University (Bauman MSTU)
ORCID: 0000-0002-8926-0110
E-mail: muntin_av@omk.ru

Kirill A. Udod, Cand. Sci. (Eng.), Chief Specialist of the Research and Development Department, JSC "Vyksa Metallurgical Plant"
E-mail: udod_ka@omk.ru

Stanislav V. Kovtunov, Specialist of the Research and Development Department, JSC "Vyksa Metallurgical Plant"
E-mail: kovtunov_sv@omk.ru

ВКЛАД АВТОРОВ

CONTRIBUTION OF THE AUTHORS

Д. В. Кудашов – формирование основной идеи исследований, разработка методологии работы.

А. В. Иоффе – анализ результатов исследований, подготовка материалов для статьи.

В. В. Науменко – разработка плана исследований.

А. В. Мунтин А.В. – постановка задач, анализ результатов исследований.

К. А. Удод – сбор данных исследований, анализ результатов исследований.

С. В. Ковтунов – сбор данных исследований, анализ результатов исследований.

D. V. Kudashov – formation of the research main idea, development of the work methodology.

A. V. Ioffe – analysis of the research results, preparation of materials for the article.

V. V. Naumenko – development of the research plan.

A. V. Muntin – setting tasks, analysis of the research results.

K. A. Udod – collection of the research data, analysis of the research results.

S. V. Kovtunov – collection of the research data, analysis of the research results.

Поступила в редакцию 09.11.2021

После доработки 09.02.2022

Принята к публикации 22.02.2022

Received 09.11.2021

Revised 09.02.2022

Accepted 22.02.2022