

06

Коррозионное растрескивание под напряжением металлов и сплавов в агрессивных $\text{H}_2\text{S}-\text{CO}_2-\text{Cl}^-$ средах

© А.И. Петров, М.В. Разуваева

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН,
194021 Санкт-Петербург, Россия
e-mail: An.Petrov@mail.ioffe.ru, M.Razuvaeva@mail.ioffe.ru

Поступило в Редакцию 17 мая 2019 г.

В окончательной редакции 28 мая 2019 г.

Принято к публикации 10 июня 2019 г.

Проведен анализ данных по коррозионному растрескиванию под напряжением сталей разного класса в кислых $\text{H}_2\text{S}-\text{CO}_2-\text{Cl}^-$ растворах. На активном участке коррозии получена зависимость времени до разрушения и скорости стационарной коррозии от внешних (концентрации компонентов раствора, температуры, величины растягивающего напряжения) и внутренних (степени легирования Cr, Ni, Mo, условного предела текучести стали) параметров коррозии. Полученное выражение позволит оценить коррозионное поведение и возможность использования стали в агрессивной среде без проведения длительных и дорогостоящих натуральных испытаний.

Ключевые слова: коррозионное растрескивание под напряжением, локализованная коррозия, нержавеющие стали, границы зерен, карбиды, время до разрушения, скорость коррозии, предел текучести.

DOI: 10.21883/JTF.2019.12.48491.196-19

Коррозионное разрушение металлов и сплавов рассматривают как механическое разрушение, скорость которого зависит от параметров внешней среды, растягивающего напряжения, температуры и металлургических факторов — химического состава, микроструктуры и прочностных характеристик [1,2]. Показано, что в условиях коррозии разрушение является сложным процессом, включающим образование и разрушение защитной поверхностной пленки, локализованную коррозию (образование ямок травления и питтингов), коррозионное растрескивание под напряжением (SCC) — возникновение и развитие трещин [3,4]. В зависимости от специфики материала и коррозионной среды распространение трещин может идти либо за счет процесса, в котором контролирующим фактором является растворение металла (активный путь коррозии), либо развитие трещин будет облегчаться за счет механизма водородного охрупчивания, обусловленного, например, диффузией водорода в растянутые области вблизи вершины трещины и возникновения разрушающего давления вследствие молификации водорода.

Активный путь коррозии может идти если в исходном материале уже имеются различные структурные участки, действующие в качестве анодов и катодов. Такими участками могут быть неметаллические включения, расположенные по границам зерен, и окружающая их матрица, обедненная в процессе термообработки легирующими элементами. Активные участки также могут возникать в результате разрушения защитной пленки; например, образование ступенек сдвига приводит к разрушению пассивной пленки и обнажению поверхности. Активная коррозия наблюдается в кислых средах с высоким уровнем хлор-ионов, высоким парциальным

давлением H_2S и CO_2 и низким значением pH. Такие агрессивные условия создаются в глубоких скважинах для нефте- и газодобычи [5,6], в оборудовании которых для предотвращения SCC часто используют нержавеющие стали с высоким содержанием Cr, Ni и Mo.

Существуют различные способы оценки склонности сталей и сплавов в указанных средах к локализованной коррозии и коррозионному растрескиванию под напряжением [7]. Каждый из этих способов имеет свои достоинства и недостатки, что не позволяет прогнозировать коррозионное разрушение в полном объеме. В литературе отмечается [8], что метод испытания при постоянной нагрузке лучше, чем остальные методы, воспроизводит условия разрушения в кислых $\text{H}_2\text{S}-\text{CO}_2-\text{Cl}^-$ средах. По этой причине основной акцент сделан на оценке времени до разрушения и скорости коррозии, полученных в опытах при постоянном растягивающем напряжении.

Анализ литературных данных показал, что локализованная коррозия и коррозионное растрескивание под напряжением в кислых $\text{H}_2\text{S}-\text{CO}_2-\text{Cl}^-$ средах зависит от большого числа внешних и внутренних факторов: концентрации агентов коррозии, кислотности раствора, состава и термической обработки сплава, величины механического напряжения, состава и морфологии продуктов коррозии на поверхности материала, длительности действия агрессивной среды и температуры. Наличие большого числа факторов, влияющих на коррозионную стойкость, не позволяет предсказывать поведение стали в коррозионной среде без проведения сложных, особенно в средах с высоким парциальным давлением H_2S и CO_2 , и длительных опытов. В связи с этим актуальное значение приобретает независимая оценка коррозионного поведения материала в различных средах. Пред-

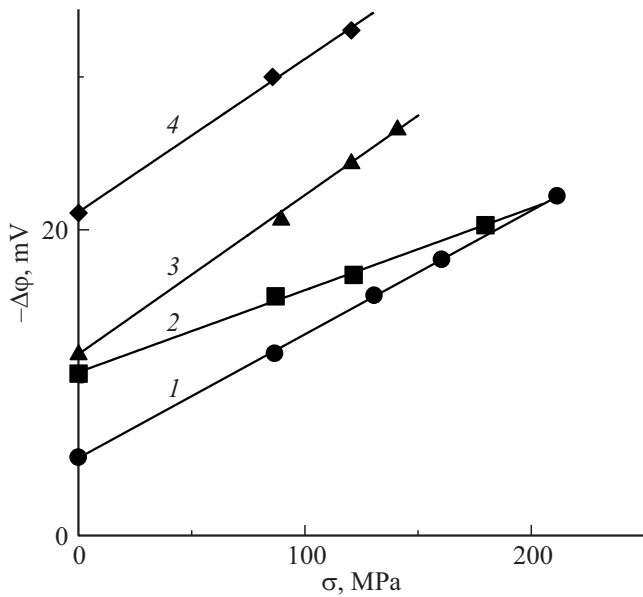


Рис. 1. Зависимость микроэлектрохимической гетерогенности от напряжения в окрестности неметаллических включений для образцов стали 20 в растворе электролита (0.09H₂SO₄ + 0.14%H₂O₂ + 0.0005%K₂Cr₂O₇) 1 — TiN, 2 — пластичные силикаты, 3 — SiO₂, 4 — Al₂O₃ [10].

ставляется, что решение этой задачи возможно только при систематическом анализе экспериментальных данных с целью получения зависимостей, показывающих влияние указанных выше параметров на коррозионную стойкость. Целью настоящей работы было получить и проверить зависимость скорости коррозии и времени до разрушения на участке активного растворения в области температур вблизи комнатной от совокупности внешних и внутренних (металлургических) параметров.

Рассмотрим кинетику коррозионного разрушения сплавов при активной коррозии. Известно [9], что скорость электродных реакций рассматривают, используя общие закономерности гетерогенных химических реакций, совершающихся на поверхности раздела между твердой и жидкой фазами. Важнейшая особенность электродных реакций по сравнению с обычными химическими заключается в том, что величина энергии активации, определяющая скорость электродной реакции, зависит от величины электродного потенциала ϕ . В условиях стационарности процесса окисления металла и восстановления окислителя скорость анодной реакции, выраженная через удельную плотность анодного тока i_a , в простейшем случае (без учета размытой части потенциала двойного слоя) записывается в следующем виде [9]:

$$i_a = k \cdot a_1^{x_1} a_2^{x_2} \dots \exp\left(-\frac{E_o - nzF\Delta\phi}{RT}\right), \quad (1)$$

где a_i — активности веществ, находящихся в растворе, x_i — порядок реакции по этим веществам, k —

константа скорости реакции, E_o — энергия активации, не зависящая от потенциала, $\Delta\phi$ — сдвиг потенциала от равновесного значения, F — число Фарадея, z — валентность иона, n — коэффициент переноса, RT — имеет обычное значение.

Знак (–) перед членом $nzF\Delta\phi$ означает, что при сообщении металлу более положительного потенциала, энергия активации уменьшается на величину $nzF\Delta\phi$.

Установлено, что на величину электродного потенциала, а следовательно, согласно (1), и на величину энергии активации процесса растворения металла, заметное влияние оказывают растягивающие механические напряжения σ . Показано [10], что с ростом σ тафелевские линии активного растворения сдвигаются в сторону отрицательных потенциалов, при этом анодный ток нагруженного анода экспоненциально возрастает в зависимости от величины разблагораживающего потенциала.

В материалах со структурной гетерогенностью действие растягивающих напряжений приводит к коррозионному растрескиванию вследствие локализации анодных процессов и возникновению перенапряжений. В случае локальной коррозии сдвиг потенциала связан с напряжением [10]

$$\Delta\phi = -\frac{\Delta\vartheta \cdot \sigma}{nzF}, \quad (2)$$

где $\Delta\vartheta$ — коэффициент механохимической активности. Показано [10], что при достаточном удалении от равновесного потенциала локальный ток анодного растворения нагруженного электрода (i_a) по сравнению с током

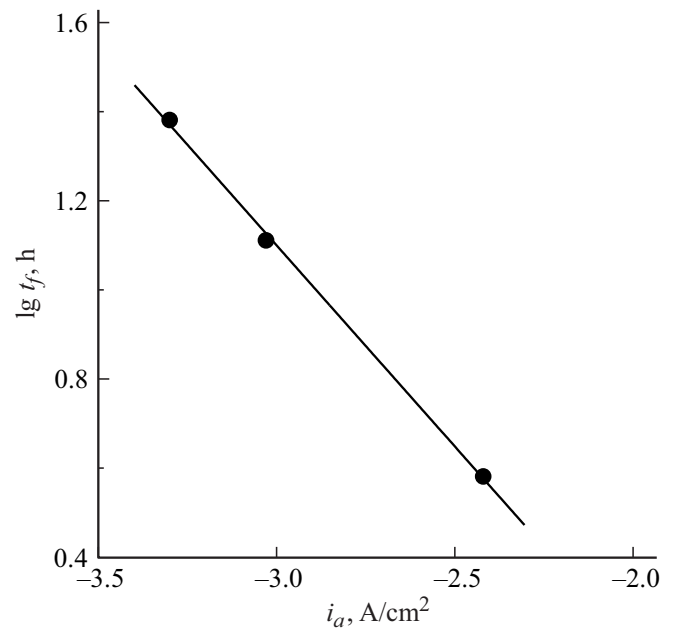


Рис. 2. Зависимость времени до разрушения от плотности анодного тока для стали 60X3Г8Н8В в 10% растворе Na₂SO₄ при 50°С на активном участке кривой $i_a-\phi$ [11].

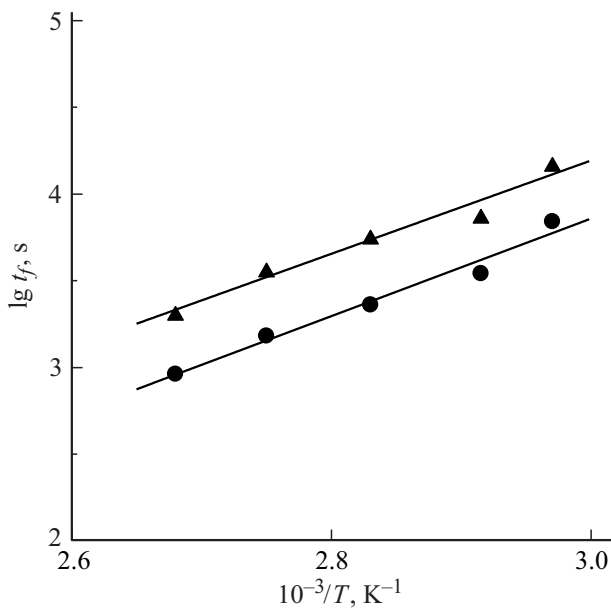


Рис. 3. Связь между обратной абсолютной температурой и временем до разрушения для стали 430 при 245 МПа в растворе с 0.2 kmol/mol сульфатных и хлоридных ионов при pH=1: \blacktriangle — Cl^- , \bullet — SO_4^{2-} [14].

ненагруженного электрода (i_{a0}) возрастает как

$$i_a = i_{a0} \cdot \exp\left(\frac{\Delta\theta \cdot \sigma}{RT}\right). \quad (3)$$

Зависимость $\Delta\varphi$ от σ иллюстрируют данные [10], приведенные на рис. 1 для стали с различными неметаллическими включениями. Такие включения приводят к появлению коррозионных микроэлементов, в которых включения являются катодами по отношению к металлической матрице. Видно, что с ростом напряжения разность потенциалов между включением и матрицей увеличивается, при этом в соответствии с (2) наблюдается линейная зависимость между $\Delta\varphi$ и σ . Рассчитанные, согласно (2), значения $\Delta\vartheta$ оказались в ≈ 2 раза больше мольного объема железа V_m^{Fe} , что свидетельствует о наличии перенапряжений около включений.

Величина анодного тока определяет не только скорость коррозии, но и время до разрушения (t_f). Так, согласно [11], в области активного растворения величина t_f связана с плотностью анодного тока выражением (рис. 2)

$$t_f \cdot i_a = \text{const}. \quad (4)$$

Рассмотрим влияние металлургических факторов на коррозионную стойкость стали. Для оценки влияния химического состава нержавеющей стали на скорость коррозии (V_{cor}) в кислых $\text{H}_2\text{S}-\text{CO}_2-\text{Cl}^-$ растворах обычно используют предложенный в [12] параметр стойкости к действию раствора $[SR]$

$$[SR] = [\text{Cr}] + 0.56[\text{Ni}] + 6.83[\text{Mo}]. \quad (5)$$

Показано [12], что для нержавеющей сталей аустенитного и мартенситного классов в интервале 5–50 единиц $[SR]$ в растворе NACE наблюдается экспоненциальная зависимость скорости коррозии от величины $[SR]$

$$V_{cor} = \text{const} \cdot e^{-0.18 \cdot [SR]} \quad \text{или}$$

$$\partial \lg V_{cor} / \partial [SR] = -8 \cdot 10^{-2}, \quad (6)$$

где $\text{const} = 4 \times 10^4 \text{ mdd}$, ($\text{mg} \cdot \text{dm}^{-2} \cdot \text{day}^{-1}$).

Также установлено, что сопротивление сульфидному коррозионному растрескиванию увеличивается с уменьшением предела текучести. Например, для мартенситных нержавеющей сталей в области активной коррозии [13]

$$\partial \lg t_f / \partial \sigma_{02} = -3.3 \cdot 10^{-3} \text{ MPa}^{-1}. \quad (7)$$

Исходя из соотношений (1)–(7) выражение для долговечности металлов при активной коррозии в зависимости от внешних и внутренних факторов коррозии может быть записано в следующем виде:

$$t_f = A \cdot c_1^{m_1} \cdot c_2^{m_2} \dots \exp\left(\frac{E_a - \Delta\vartheta \cdot \sigma}{RT}\right) \times \exp(0.18 \cdot [SR] - 7.6 \cdot 10^{-3} \cdot \sigma_{02}), \quad (8)$$

где A — постоянная, $E_a = E_o - nzF\delta\varphi$, m_i — порядок реакции по i -ой компоненте раствора. Для разбавленных растворов активности веществ a_i заменены концентрациями c_i .

На рис. 1–7 приведены некоторые примеры зависимости долговечности или скорости коррозии сталей в области активного растворения от величины растягивающего напряжения, температуры, концентрации

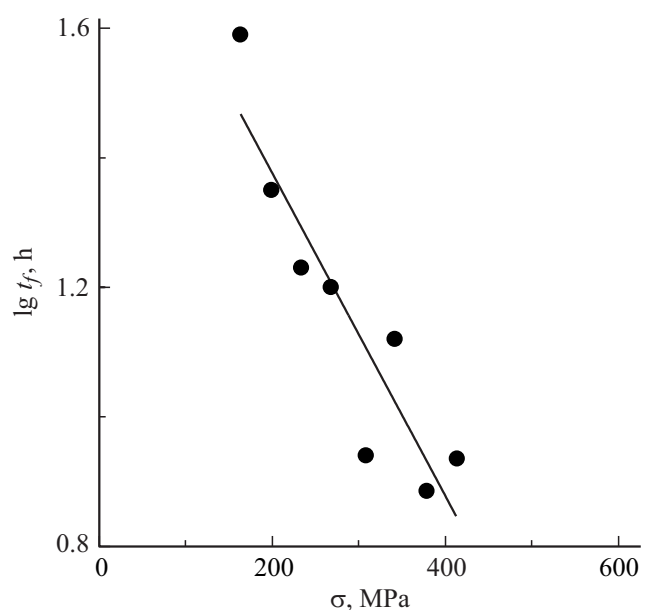


Рис. 4. Зависимость долговечности от напряжения для AISI 4137 в растворе NACE [15].

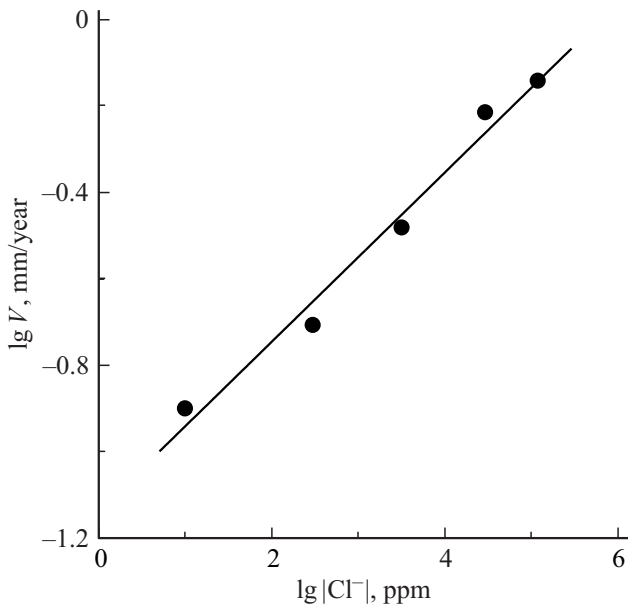


Рис. 5. Влияние концентрации Cl^- -ионов на скорость коррозии 13%Cr стали при $150^\circ C$ в автоклаве (3 МПа CO_2 при $25^\circ C$, продолжительность испытания 96 h [16].

Cl^- -ионов, парциального давления H_2S и кислотности рН-раствора, величина которой определяется парциальным давлением CO_2 . Из приведенных данных (рис. 1) следует, что величина активационного объема ΔV в два раза больше мольного объема железа, что совпадает с приведенной выше оценкой. Величина эффективной энергии активации E_a коррозионного процесса составляет 55 kJ/mol и одинакова для растворов, содержащих сульфиды или хлориды (рис. 3). Отметим, что в случае коррозии ферритной стали энергия активации, зависящая от величины потенциала, т.е. от работы переноса одного иона через двойной электрический слой, существенно меньше величины $E_a = 260 \text{ kJ/mol}$, получаемой при обычных испытаниях на долговечность $\alpha\text{-Fe}$ [19]. Величина активационного объема, как уже отмечалось, пропорциональна коэффициенту перенапряжения и составляет $2V_m^{Fe}$, в то время как при обычных условиях испытания ΔV является параметром структуры стали, а его величина в пересчете на нормальные напряжения составляет $63 \cdot V_m^{Fe}$ [19].

Следует отметить, что разрушение, обусловленное одновременным действием коррозионной среды, растягивающего напряжения и специфики металлургических параметров может проходить за счет различных процессов, в которых контролирующим фактором может быть анодное растворение металла или разрушение за счет водородного охрупчивания. В первом случае электрохимическое локальное растворение металла обусловлено наличием в материале структурных составляющих, действующих в качестве анода и катода. Такими гетерогенными участками на границах зерен являются интерметаллические включения и прилегающие к ним участки

матрицы. Активные участки могут генерироваться также в процессе деформации стали. Так, образование ступенек сдвига приводит к разрушению поверхностной пленки и коррозии металла до тех пор, пока не произойдет восстановление защитной пленки. Во втором случае механизм коррозионного растрескивания под напряжением связан с развитием трещин за счет диффузии водорода в растянутые области вблизи вершины трещины и возникающего разрушающего давления из-за молизации водорода.

В общем случае полагают [1], что указанный процесс разрушения происходит за счет одновременного протекания активной коррозии и водородного охрупчивания. Для выяснения того, какой из двух процессов является ведущим в сульфидном коррозионном растрескивании под напряжением, используют дополнительные критерии. Например, одним из них является зависимость характеристик разрушения, например, времени до разрушения t_f от величины предела текучести σ_{02} . Сильная зависимость t_f от σ_{02} указывает на то, что основным механизмом разрушения является водородное охрупчивание. И наоборот, слабая зависимость от σ_{02} указывает на механизм коррозии по активному пути [13].

Коррозионное поведение в $H_2S-CO_2-Cl^-$ водном растворе в сильной степени зависит от структуры и плотности пленки из продуктов коррозии, образующейся на поверхности сталей [7,20]. Образование устойчивой плотной пленки из сульфида железа, которую часто называют пассивирующим слоем, может заблокировать коррозию, тогда как пористая пленка может значительно увеличить скорость коррозии. Поведение пассивирующей пленки зависит от параметров окружающей среды,

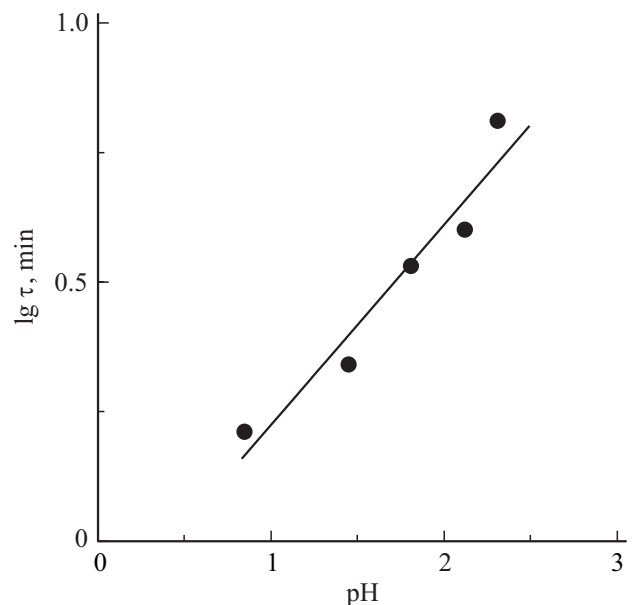


Рис. 6. Влияние pH-раствора на долговечность стальной проволоки в морской воде с добавкой 10 ppm S при постоянном напряжении $\sigma = 174 \text{ МПа}$ и плотности тока $i = 1.35 \text{ mA/cm}^2$ [17].

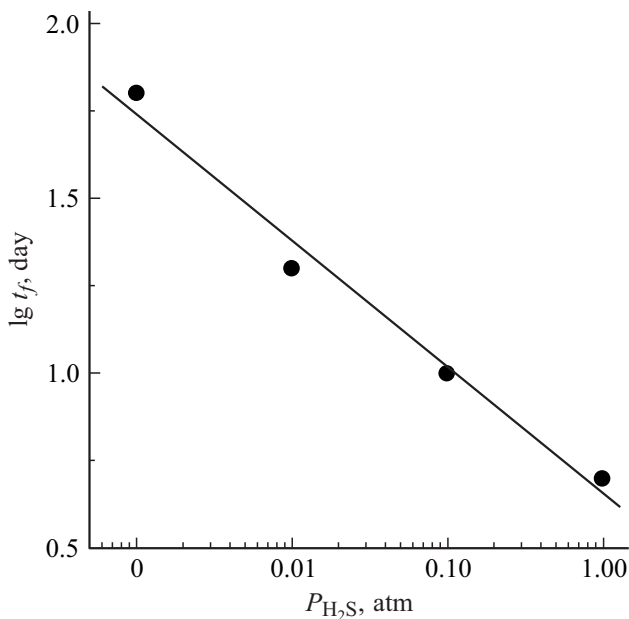


Рис. 7. Зависимость времени до разрушения высокопрочной стали от парциального давления H_2S [18].

от химического состава и термообработки сплава. Так, H_2S может существенно снизить потенциал репассивации, что приведет к локализованной коррозии, образованию питтинга и SCC [21].

Основное условие образования питтинга заключается в смещении электрохимического потенциала в растворе положительнее некоторого критического потенциала, потенциала питтингообразования E_{pit} [22]. При этом поверхность питтинга является анодом и разрушается с высокой скоростью. Возникновение питтинга связано с разрушением пассивного состояния на отдельных участках поверхности в результате воздействия анионов — активаторов, например Cl^- , Br^- . Такими участками являются неметаллические включения, границы зерен, участки матрицы с пониженным содержанием Cr.

В нержавеющей стали коррозионное разрушение под напряжением происходит в результате повторяющегося процесса разрушения, растворения и восстановления (репассивации) защитной пленки [23]. По этой причине репассивация рассматривается как критический фактор в определении склонности сплавов к SCC [24,25]. В работе [26] для оценки способности нержавеющей сталей разного класса (аустенитной 316, ферритной 444 и дуплексной 2205) противостоять SCC использовали технику царапания электрода и определения анодной плотности тока в процессе репассивации царапины. Оказалось, что при быстрой репассивации (при меньшей плотности тока) формируется более тонкая защитная пленка, которая обладает меньшей восприимчивостью к SCC. Из полученных в работе данных также следует корреляция между величиной, обратной плотности тока, и эквивалентом питтингового сопротивле-

ния ($P_i = \%Cr + 3.3\%Mo + 16\%N - \%Mn$ [27]), величина которого составляет 22.6, 24.8, 34.0 соответственно для 316, 444 и 2205. Таким образом, увеличение в нержавеющей сплавах Cr, Mo и N увеличивает их сопротивление к локализованной коррозии и SCC.

Защитная пленка, образующаяся на поверхности углеродистых и низколегированных сталей в H_2S/CO_2 солевом растворе состоит из двух слоев: внешнего — из кристаллов FeS , внутреннего — из кристаллов FeS и $FeCO_3$ [20]. В области температур 25–85°C соединения FeS и $FeCO_3$ недостаточно стабильны, чтобы защитить металл от коррозионных агентов [28], поэтому скорость коррозии нелегированных сплавов может достигать большой величины. Отмечается некоторое снижение скорости коррозии с увеличением времени экспозиции в H_2S-CO_2 растворах, что связывается как с уплотнением внутреннего слоя, так и с увеличением в нем концентрации атомов Cr и Mo [29].

Для улучшения коррозионного сопротивления углеродистые стали подвергаются высокоэнергетической дробеструйной обработке с целью получения нанокристаллического поверхностного слоя; скорость коррозии уменьшается в случае, если продукты коррозии не растворяются [30].

13%Cr мартенситные нержавеющие стали широко используются благодаря высоким механическим свойствам и умеренному коррозионному сопротивлению. Термическая обработка 13%Cr сталей заключается в аустенизации при температурах 970–1050°C с последующей закалкой и отпуском при температурах до 700°C [31]. Микроструктура термически обработанной стали состоит из реечного мартенсита, остаточного аустенита и карбидов M_3C после отжига при 300°C и $M_{23}C_6$ при температурах отжига свыше 550°C [32–35]. Количество остаточного аустенита меняется от нескольких процентов до 22.5%; размер зерен карбидов изменяется от 0 до 200 nm [34]. Наивысший объем остаточного аустенита достигается в результате двойного отжига при температурах 670 и 600°C [35]. Обогащенные хромом карбиды стимулируют питтинговую коррозию за счет обеднения хрома в областях, примыкающих к карбидам [36]. В то же время с увеличением доли остаточного аустенита наблюдается более высокий питтинговый потенциал, низкая плотность тока в пассивной области и уменьшается плотность метастабильных питтингов [34,35].

В кислых средах с сероводородом образующиеся на поверхности 13%Cr сталей продукты коррозии в виде сульфидов металлов также оказывают заметное влияние на коррозионную стойкость. При низких концентрациях в растворе H_2S может способствовать образованию сульфидных фаз; высокие концентрации H_2S ускоряют анодное растворение и увеличивают склонность стали к точечной коррозии и SCC [36,37].

Выпадение карбидов хрома на границах зерен ограничивает использование высокоуглеродистых 13%Cr мартенситных сталей [22]. Были разработаны супермар-

тенситные нержавеющие стали, в которых содержание углерода снижено до 0,07%, а содержание Ni и Mo увеличено соответственно до 3,5–4,5% и 1,5–2,5%. Такие стали имеют более высокую прочность, хорошую пластичность и высокую коррозионную стойкость [38].

Склонность аустенитных сталей к локализованной коррозии возникает в процессе их сенсбилизации (отжига в области температур от 415 до 850°C), когда происходит выделение карбидов $M_{23}C_6$ вдоль границ зерен [3,27]. Образование богатых хромом карбидов обедняет содержание Cr в областях, примыкающих к границам зерен. В агрессивных средах, содержащих хлориды и полиотионические кислоты ($H_2S_xO_{6,x=2-5}$), такие области подвергаются растворению с образованием питтингов или SCC при наличии растягивающих напряжений [39,40]. Показано [41], что легирование Mo повышает сопротивление аустенитных сталей к локализованной коррозии в H_2S-Cl^- средах. В этом случае внешний слой защитной пленки состоит из сульфида молибдена, а внутренний — из оксида хрома. Повышение коррозионного сопротивления обусловлено тем, что внешний слой обладает катионной активностью, что препятствует попаданию Cl^- -ионов в сталь в процессе коррозионной атаки [41].

Коррозионное поведение, в том числе и питтинговая коррозия дуплексных сталей зависят от термообработки, микроструктуры, степени легирования, степени деформации [42–48] и т.д. Дуплексные стали отжигаются в области температур 600–1200°C; во время отжига меняется соотношение $\alpha : \gamma$ -фаз и, кроме того, фазы обогащаются разными элементами. Cr и Mo обогащают ферритную α -фазу, а Ni, Mn и N — аустенитную γ -фазу, что сказывается как на общую, так и на локализованную коррозию [49]. Показано, что с увеличением температуры отжига доля ферритной фазы возрастает с 35 до 62%, при этом величина питтингового потенциала (E_{pit}) уменьшается [50]. Поскольку величина P_i значительно меньше в α -фазе, чем γ -фазе, то образование и развитие питтингов происходит преимущественно в α -фазе [50].

Исследовали также скорость коррозии гальванически связанных между собой α - и γ -фаз. Обнаружено [50], что скорость растворения, как и величина пика анодного тока, существенно выше в α -фазе по сравнению с γ -фазой.

В работах [51,52] показано, что в процессе отжига дуплексных сталей происходит образование вредных интерметаллидов: нитридов, карбидов и сигма (σ) фазы. Наиболее сильное влияние на механические и коррозионные свойства дуплексных сталей оказывает образование σ -фазы. Максимальное количество частиц σ -фазы образуется при температуре нагрева 850°C и растет с увеличением времени отжига [53]. Вследствие сенсбилизации дуплексная сталь становится чувствительной к локализованной коррозии, поскольку при образовании σ -фазы происходит обеднение Cr и Mo в приграничных зонах ферритных зерен [42].

Дуплексные стали используются преимущественно в случае, когда требуется противодействовать воздействию водорода в нагруженном состоянии. По этой причине большое значение придается выяснению влияния водорода на механические свойства этих сталей [46,54], определению мест локализации (ловушек) водорода, величины связи водорода с ловушками, кинетики разрушения стали вследствие водородного охрупчивания [54].

Выражение (8) может быть использовано для оценки работоспособности стали в хлоридных растворах с высоким содержанием H_2S и CO_2 . В этом случае величины t_f или V_{cor} рассчитываются путем введения поправки на изменение параметров среды, материала и напряжения к известным величинам t_f или V_{cor} , определенным, например, в стандартном растворе NACE для нагруженных образцов стали того же класса. Исходя из предположения о независимости переменных c_i , E_a , σ , T , $[SR]$, уравнения (8) и представленных на рис. 1–7 экспериментальных данных величина поправки может быть определена как полный дифференциал этих переменных и в общем виде представлена как

$$d \ln t_f = \frac{\partial \ln t_f}{\partial \ln c_i} d \ln c_i + \frac{dE_a}{kT} + \frac{E_a}{k} d 1/T - \frac{\Delta \sigma}{kT} d \sigma + \frac{\partial \ln t_f}{\partial [SR]} d[SR] - \frac{\partial \ln t_f}{\partial \sigma_{02}} d \sigma_{02}. \quad (9)$$

Предварительные оценки показали, что полученное выражение позволяет оценить время до разрушения нержавеющей стали с заданными металлургическими параметрами в новой агрессивной среде без проведения натуральных испытаний, используя в качестве прототипа сталь того же класса.

Таким образом, установлено, что как теоретическое рассмотрение, так и экспериментальные данные процесса коррозионного растрескивания под напряжением показывают, что при активной коррозии основными факторами, влияющими на коррозионный процесс являются концентрация компонентов раствора, температура, величина растягивающего напряжения, степень легирования сплава хромом, никелем, молибденом и азотом, а также условный предел текучести, величина которого определяется микроструктурой сплава. Указанное обстоятельство позволяет использовать полученные в работе выражения для оценки коррозионной стойкости (времени до разрушения и скорости стационарной коррозии сплава) при активной коррозии в кислых сульфидно-хлоридных растворах путем введения поправок на изменение параметров среды и материала.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] Коррозия / Под ред. Л.Л. Шраера. Пер. В.С. Синявского. М.: Металлургия, 1981. 632 с.
- [2] Robertson I.M., Sofronis P., Nagao A., Martin M.L., Wang S., Gross D.W., Nygren K.E. Metall. Mater. Trans. 2015. Vol. 46. P. 1085–1103.
- [3] Sedriks A.J. Corrosion of stainless steel. ISBN: 0471007927, 9780471007920 John Wiley & Sons Inc. Hoboken. 1996. 464 p.
- [4] Vignal V., Ringeval S., Thiebaut S. // Corrosion Sci. 2014. Vol. 85. P. 42–51.
- [5] Shi F.X., Zhang I., Yang J.W. // Corrosion Sci. 2016. P. 103–113.
- [6] Wen X., Bai P., Luo B., Zeng S., Chen C. // Corrosion Sci. 2018. Vol. 139. P. 124–140.
- [7] Henthorne M. // Corrosion. 2016. Vol. 72. N 12. P. 1488–1518.
- [8] Margot-Marette H., Bardou G., Charbonnier J.C. // Corrosion Sci. 1987. Vol. 27. P. 1009–1026.
- [9] Скорчеллетти В.В. Теоретические основы коррозии металлов. Л.: Химия, 1973. 264 с.
- [10] Гутман Э.М. Механохимия металлов и защита от коррозии. М.: Металлургия, 1981. 270 с.
- [11] Рябчиков А.В., Сидоров В.П. // Защита металлов. 1969. Т. 75. С. 376.
- [12] Mancina F. // Corrosion Sci. 1987. Vol. 27. N 10/11. P. 1225–1237.
- [13] Kurahashi H., Kurisu T., Sone Y., Wada K., Nakai Y. // Corrosion. 1985. Vol. 41. N 4. P. 211–219.
- [14] Nishimura R. // Corrosion. 1992. Vol. 48. N 1. P. 882–890.
- [15] Murali D. // Corrosion. 1985. Vol. 41. N 7. P. 406–414.
- [16] Ikeda A., Mukai S., Veda M. // Corrosion. 1985. Vol. 41. N 4. P. 185–196.
- [17] Uhlig H.H. // Material Performance. 1977. Vol. 16. N 1. P. 22–25.
- [18] Crolet J.L., Bonic M.R. // Corrosion. 1983. Vol. 39. N 2. P. 39–46.
- [19] Петров А.И., Разуваева М.В. // ЖТФ. 2010. Т. 80. Вып. 6. С. 90–95.
- [20] Zhao W., Zou Y., Matsuda K.J., Zou Z. // Corrosion Sci. 2016. Vol. 102. P. 455–468.
- [21] Anderko A., Gui F., Cao L., Sridhar N., Engelhardt G.R. // Corrosion. 2015. Vol. 71. N 10. P. 1197–1212.
- [22] Lei X., Feng Y., Zhang J., Fu A., Yin C., Macdonald D.D. // Electrochem. Acta. 2016. Vol. 191. P. 640–650.
- [23] Parkins R.N. Corrosion. / Ed. Shreir L.L. ISBN: 9781483164106. Newnes-Butterworth. London. 1976. 1232 p. <https://doi.org/10.1016/C2013-0-04015-7>
- [24] Burstein G.T., Marshall P.I. // Corrosion Sci. 1983. Vol. 23. P. 125.
- [25] Kwon H.S., Cho E.A., Yeon K.A. // Corrosion. 2000. Vol. 56. P. 32.
- [26] Chan-Jin Park, Hyuk-Sang Kwon. // Metall and Materials. 2005. Vol. 11. N 4. P. 309–312.
- [27] Parnian N. // Mater. Des. 2012. Vol. 36. P. 788–795.
- [28] Asadian M., Sabzi M., Maansavi Anijdan S.H. // Intern. J. Pressure Vessel and Piping. 2019. Vol. 171. P. 184–193.
- [29] Liu Z., Gao X., Du L. // Electrochim. Acta. 2017. Vol. 232. P. 528–541.
- [30] Lin L., Li Y., Wang F.H. // Sci. Technol. 2010. Vol. 26. P. 1.
- [31] Isfahany A.N., Saghafian H., Borhani G. // J. Alloy Comp. 2011. Vol. 509. P. 3931–3936.
- [32] Prabhu Gauncar C.V., Hanzz A.M. // Metal. Sci. 1980. P. 241–252.
- [33] Choi Y.S., Kim J.G., Park Y.S., Park J.Y. // Mater. Lett. 2007. Vol. 61. P. 244–247.
- [34] Li H.Y., Dong C.F., Xiao K., Li X.-G., Zhong P. // Acta Metallurgica Sinica (Engl. Lett.). 2016. Vol. 29. N 11. P. 1064–1072.
- [35] Bibmes P.D., Llorente C.L., Mendez C.M. // Corrosion Sci. 2009. Vol. 51. P. 876–881.
- [36] Bonagani S.K., Bathula V., Kain V. // Corrosion Sci. 2018. P. 340–354.
- [37] Park J.W., Rao V.S., Kwon H.S. // Corrosion. 2004. Vol. 60. P. 1099.
- [38] Monnot M., Nogueira R.P., Roche V., Berthom G., Chauveau E., Estevez R., Mantel M. // Appl. Surf. Sci. 2017. Vol. 394. P. 132–141.
- [39] Singh P.M., Ige O., Mahmood J. // Corrosion. 2003. Vol. 59. P. 843–850.
- [40] Horowitz H.H. // Corrosion Sci. 1983. Vol. 23. P. 353–362.
- [41] Tomio A., Sagora M., Doi T., Amaya H., Kudo T. // Corrosion Sci. 2015. Vol. 98. P. 391–398.
- [42] Cristini S.I., Sacchi B., Guerrini S., Guerrini E., Trasatti S. // Электрохимия. 2010. Т. 46. N 10. С. 1094–1100.
- [43] Luo H., Wang X., Dong C., Xiao K., Li X. // Corrosion Sci. 2017. Vol. 124. P. 178–192.
- [44] Brandold C.S., Rosa M.A., Ramos L.B., Schroeder R.M., Malfatti C.F., Muller I.L. // Mater. Sci. Technol. 2017. Vol. 33. 2. P. 227–233.
- [45] Moura V.S., Lima L.D., Pardal J.M., Kina A.Y., Corte R.R.A., Tavares S.S.M. // Mater. Characterization. 2008. Vol. 59. P. 1127–1132.
- [46] Silverstain R.S., Sobol O., Boellinghaus Th., Unger W., Eliezer D. // J. Alloys Compounds. 2017. Vol. 695. P. 2689–2695.
- [47] Garfias-Messias L.F., Sykes J.M. // Corrosion Sci. 1998. Vol. 54. N 1. P. 40–47.
- [48] Kim S.B., Paik K.W., Kim Y.G. // Mater. Sci. Eng. 1998. A247. P. 67–74.
- [49] Pohl M., Stolz O., Glogowski T. // Mater. Characterization. 2007. Vol. 58. P. 65–71.
- [50] Ha H.-Y., Lee T.-H., Lee C.-G., Yoo H. // Corrosion Sci. 2019. Vol. 149. P. 226–235.
- [51] Padilha A.F., Plaut R.L. Phase transformation and microstructure / Ed. by Alvares-Armas I., Degallaix-Moreuli S. of Duplex Stainless Steels, ISTE Ltd and John Wiley & Sons. 2009. Vol. 1. Ch. 3. P. 115–139.
- [52] Kasiwaz A., Vennela N.P., Kamath S.L., Khatirkar R.K. // Mater. Characterization. 2012. Vol. 74. P. 55–63.
- [53] Melo E.A., Magnabosco R. // Metallurgical and Material Transactions. 2017. Vol. 48A. P. 5273–5283.
- [54] da Silva B.R.S., Salvio F., dos Santos D.S. // Intern. J. Hydrogen Energy. 2015. Vol. 40. P. 17091–17101.