

DOI: <https://doi.org/10.26896/1028-6861-2020-86-9-70-76>

РАЗРАБОТКА МЕТОДИКИ УСКОРЕННЫХ ИСПЫТАНИЙ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ НЕФТЯНОГО СОРТАМЕНТА НА КОРРОЗИОННОЕ РАСТРЕСКИВАНИЕ

© Алексей Александрович Альхименко*, Александр Аркадьевич
Харьков, Борис Александрович Шемякинский,
Никита Олегович Шапошников

Санкт-Петербургский Политехнический Университет Петра Великого, Россия, 195251, г. Санкт-Петербург, ул. Политехническая, д. 29; *e-mail: a.alkhimenko@spbstu.ru

*Статья поступила 28 октября 2019 г. Поступила после доработки 20 февраля 2020 г.
Принята к публикации 20 марта 2020 г.*

В процессе эксплуатации трубные стали нефтяного сортамента подвергаются воздействию коррозионно-активных сред, что при наличии растягивающих напряжений может привести к их коррозионному растрескиванию. Стандартная методика оценки склонности сталей к коррозионному растрескиванию при статической нагрузке имеет продолжительность 720 ч и зачастую не в полной мере дает представление о характеристиках материала. Цель работы — разработка методики испытаний, позволяющей получить достоверную информацию о поведении материала в коррозионной среде под напряжением за более короткий срок. Предложена методика ускоренных испытаний трубных сталей нефтяного сортамента на коррозионное растрескивание со скоростью относительной деформации $\sim 10^{-6} \text{ с}^{-1}$. Приведены результаты испытаний двух материалов при различной скорости деформации и в разных коррозионных средах. По диаграммам растяжения образцов, испытанных на воздухе и в коррозионных средах, содержащих сероводород и углекислый газ, а также по измерению относительного удлинения и относительного сужения разрушенных образцов определена степень склонности трубных сталей различной прочности к коррозионному растрескиванию. В результате проведенных испытаний показано, что стали в зависимости от уровня прочности и коррозионной среды в различной степени проявляют склонность к коррозионному растрескиванию под напряжением. Испытания с медленной скоростью нагружения по сравнению с испытаниями при статической нагрузке образцов сокращают продолжительность эксперимента с 720 – 1000 до 25 – 100 часов.

Ключевые слова: трубные стали; коррозионное растрескивание; скорость деформации; сероводород; углекислый газ.

DEVELOPMENT OF THE METHODOLOGY OF ACCELERATED TESTING OF OIL-GAS PIPE STEELS FOR STRESS CORROSION CRACKING

© Alexey A. Alkhimenko, Alexander A. Kharkov,
Boris A. Shemyakinskiy, Nikita O. Shaposhnikov

Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University, 29 Politechnicheskaya ul., St. Petersburg, 195251, Russia; *e-mail: a.alkhimenko@spbstu.ru

Received October 28, 2019. Revised February 20, 2020. Accepted March 20, 2020.

Tensile stresses present in the pipe steels exposed to corrosive environment can result in the corrosion cracking of the pipe material. The standard procedure used for assessing the susceptibility of steels to stress corrosion cracking (for about 720 h) often does not fully provide insight into the characteristics of the material. The goal of the study is developing of a more rapid test procedure which can provide a reliable and complete information about the material placed in a corrosive environment under stress. Accelerated test for stress corrosion cracking of pipe steels with a relative strain rate of $\sim 10^{-6} \text{ sec}^{-1}$ is proposed. The results of testing two materials at different deformation rates placed in different corrosive environments are presented. The tensile diagrams of the specimens tested in air and in corrosive environments containing hydrogen sulfide and carbon dioxide, as well as the measurement of the relative elongation and relative contraction of fractured specimens, were used to determine a degree of the susceptibility of the pipe steels which differ in the strength characteristics to stress corrosion cracking. It is shown that the degree of susceptibility of steel to stress corrosion cracking depends on the characteristics of the corrosive environment and the strength of the pipe steel. Tests under low rate of loading compared to tests with static load of the specimens revealed reduced duration of analysis from 720 – 1000 to 25 – 100 h.

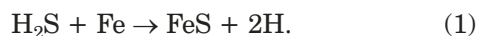
Keywords: pipe steels; stress corrosion cracking; strain rate; hydrogen sulfide; carbon dioxide.

Введение

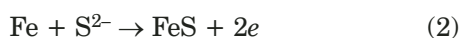
Явление коррозионного растрескивания в присутствии растягивающих напряжений (SCC) наблюдается для большинства конструкционных металлических материалов в различных коррозионных средах [1 – 4]. В связи с этим большое внимание уделяется изучению причин, приводящих к SCC конструкционных сталей и сплавов, и разработке методов испытаний, позволяющих определить граничные условия, при которых склонность к SCC не проявляется.

В нефтегазодобывающих отраслях промышленности, где используются стали, отличающиеся по химическому составу, структуре и уровню прочности, основным компонентом внешней среды, который может вызвать SCC трубных сталей, является сопутствующий основному транспортируемому продукту (нефти и газу) водный раствор, содержащий растворенные агрессивные вещества. К числу таких веществ относятся растворенные соли, большую часть которых составляют хлориды, а также такие растворенные газы, как сероводород и углекислый газ.

Наибольшую опасность представляет сероводород. В водном растворе на поверхности железа сероводород ведет себя как кислота и взаимодействует с железом следующим образом [5 – 7]:



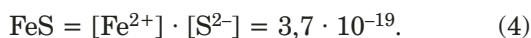
Этот процесс можно трактовать как электрохимический, состоящий из анодной реакции



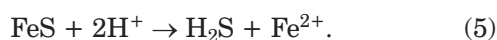
и катодной реакции



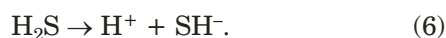
Образующийся FeS обладает плохой растворимостью и может быть представлен в виде произведения концентраций ионов:



Поэтому он осаждается на поверхность железа и предотвращает дальнейшую коррозию стали. Однако если среда кислая, то FeS будет переходить в раствор:



В растворе H_2S диссоциирует с образованием ионов H^+ и SH^-



На поверхности металла происходит разряд ионов водорода по реакции (3) и образуется ато-

марный водород. Ионы сульфида SH^- препятствуют соединению атомов водорода в молекулы, что приводит к тому, что значительная часть атомарного водорода проникает в объем металла. При парциальном давлении сероводорода более 0,35 кПа возможно проявление склонности трубных сталей к сероводородному растрескиванию под напряжением (SSC).

В конце XX века было установлено, что низколегированные стали подвергаются SCC в водных растворах, в которых содержится растворенный углекислый газ [8 – 11]. Чувствительность исследованных сталей к SCC в системе $\text{H}_2\text{O} - \text{CO}_2$ возрастала с добавлением в раствор до 5 % хлористого натрия и при увеличении предела текучести стали. Но для возникновения SCC необходимы более высокие уровни приложенного напряжения и пластической деформации, чем для проявления SSC в присутствии H_2S . Причем растрескивание во всех случаях носит межкристаллитный характер.

Существующие разнообразные методы испытаний сталей и сплавов на коррозионное растрескивание (по виду образцов, составу коррозионной среды, по условиям испытаний — температуре, давлению, присутствию внешней поляризации) можно разделить на три группы в зависимости от способа создания напряженного состояния в образцах. Это испытания при постоянной деформации, постоянной нагрузке или при постоянной скорости деформации.

Первые два вида испытаний широко используют для проведения тестов на работоспособность материалов в части сопротивления SCC и SSC в условиях действия эксплуатационных нагрузок определенного уровня и конкретной коррозионной среды. Испытания при постоянной нагрузке также часто применяют для определения пороговых значений растягивающих напряжений [12] или коэффициента интенсивности напряжений K_{ISCC} для образцов с усталостной трещиной [13], ниже которых материал не проявляет чувствительности к коррозионному растрескиванию. Основным недостатком указанных методов — длительность испытаний, которая составляет от 720 до 1000 ч, а в некоторых случаях — несколько тысяч часов.

Со второй половины XX века при определении склонности сталей и сплавов к SCC применяли метод испытаний с медленной скоростью деформации (SSRT). Установлено, что развитие коррозионных трещин при статическом нагружении образцов и нагружении с медленной скоростью протекает по единому механизму, а полученные данные при разных способах приложения нагрузки позволяют сравнивать между собой различные материалы по степени склонности к SCC [14, 15]. Было показано, что при проведе-

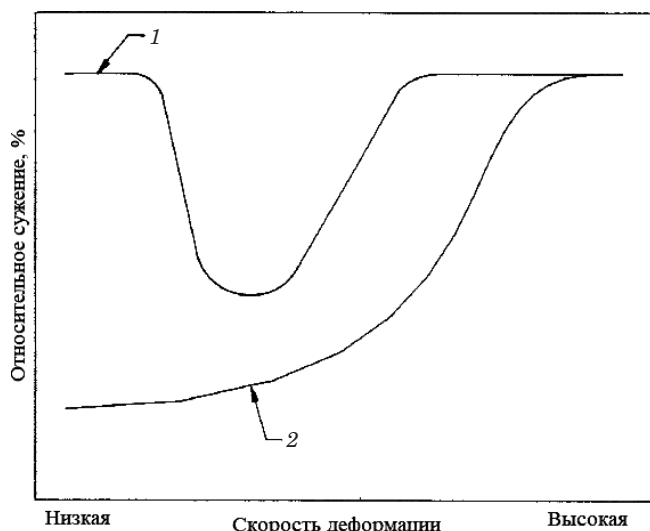


Рис. 1. Влияние скорости деформации на чувствительность металлических материалов к коррозионному растрескиванию

Fig. 1. The effect of the strain rate on the susceptibility of metal materials to corrosion cracking

нии испытаний на коррозионное растрескивание методом SSRT возможны два варианта влияния скорости деформации на чувствительность к коррозионному растрескиванию металлических материалов [16], как это показано на рис. 1 [17].

Для водных растворов электролитов зарождение и рост трещин при коррозионном растрескивании начинается с анодного растворения наиболее активных участков на поверхности металла (неметаллические включения, механические повреждения и т.п.). Если в коррозионной среде на металле образуется защитная оксидная пленка, то при определенной скорости деформации, равной или несколько превышающей скорость восстановления этой пленки, разрушающейся под действием растягивающих напряжений (деформации), возможно зарождение локальных очагов коррозии. За счет растущих напряжений некоторые очаги локальной коррозии преобразуются в коррозионную трещину, скорость роста которой будет зависеть от скорости чередующихся стадий анодного растворения и роста напряжений (пластической деформации в вершине развивающейся трещины). Если скорость деформации при испытаниях ниже скорости восстановления локально разрушающейся оксидной пленки, то коррозионное растрескивание будет затруднено или полностью невозможно. При большой скорости деформации пленка на поверхности начнет разрушаться, но коррозионные процессы не успеют привести к возникновению трещины и будет наблюдаться просто механическое разрушение при превышении предела прочности материала (см. рис. 1, кривая 1). Такой характер влияния скоро-

сти деформации на склонность к коррозионному растрескиванию характерен для сталей и сплавов, обладающих способностью к пассивации, например, алюминиевых и титановых сплавов, нержавеющих сталей. Аналогичный характер обнаружен у низколегированных сталей при испытании в карбонатном растворе и слабощелочной среде при поляризации в узкой области потенциалов, где образуется неустойчивая пассивная пленка [18].

В кислых солевых водных растворах в присутствии H_2S или CO_2 низколегированные стали не образуют защитную оксидную пленку. Развитие трещин из локальных поверхностных дефектов происходит за счет диффузии атомарного водорода и охрупчивания металла, т.е. уменьшения пластической деформации в вершине трещины, приводящего к проскоку трещины на величину охрупченного слоя. Поскольку все низколегированные стали имеют ОЦК кристаллическую решетку, то скорость диффузии водорода будет примерно одинаковой независимо от уровня прочности стали. Из этого следует, что скорость деформации, т.е. время, необходимое для достижения максимальной концентрации водорода, также примерно одинаково. В этом случае скорость деформации должна быть такой, чтобы за время испытаний было обеспечено достижение максимальной концентрации кислорода внутри металла и величины напряжений (деформаций), достаточной для роста трещины. При таком развитии событий склонность к коррозионному растрескиванию стали будет плавно возрастать до максимального значения, после чего изменяться уже не будет (см. рис. 1, кривая 2).

Цель проведенных исследований — разработка методики ускоренных испытаний трубных сталей на сульфидное и коррозионное растрескивание, длительность которых не превышает 100 ч. Для ранжирования сталей, мало отличающихся по химическому составу, по склонности к таким видам коррозионных разрушений необходимо было выбрать соответствующие чувствительные критерии оценки, а также пороговые значения этих критериев, позволяющие считать сталь пригодной для применения в средах, содержащих H_2S или CO_2 .

Методы исследования

Исследования проводили на двух трубных сталях различной прочности — 34ХМА и SAWL485FD с пределами текучести 980 и 540 МПа. Обе стали низколегированные, их химический состав приведен в табл. 1.

В качестве коррозионной среды использовали 5 %-ный водный раствор хлористого натрия, подкисленный до pH 2,8 раствором уксус-

ной кислоты, который соответствует раствору А, рекомендованному стандартом NACE TM 0177 для проведения испытаний на сульфидное и коррозионное растрескивание трубных сталей. В процессе проведения эксперимента на SSC раствор дополнительно насыщали сероводородом, а при испытаниях на SCC — углекислым газом.

При разработке методики за основу принят метод испытаний с медленной скоростью деформации (SSRT), который применяется при определении склонности сталей и сплавов к SCC. Установлено, что развитие коррозионных трещин при статическом нагружении образцов и нагружении с медленной скоростью происходит по единому механизму, а полученные данные при разных способах приложения нагрузки позволяют сравнивать между собой различные материалы по степени склонности к SCC [14, 15]. Для испытаний выбраны гладкие цилиндрические образцы с диаметром рабочей части 6,35 мм согласно стандарту NACE TM 0177, предназначенные для испытаний при статической нагрузке. Исследования проводили на модернизированной разрывной машине УМЭ-10Т, позволяющей осуществлять растяжение образца со скоростью от $1,3$ до $1,3 \cdot 10^{-3}$ мм/мин.

Подбор необходимой скорости деформации при проведении испытаний на коррозионное растрескивание имеет большое практическое значение. Скорость деформации должна быть такой, чтобы коррозионные процессы, способствующие зарождению и распространению трещин, успели осуществиться. Это означает, что скорость деформации должна быть близка к скорости кратковременной ползучести стали, вызываемой действием приложенных растягивающих напряжений, сосредоточенных в зоне развивающегося коррозионного дефекта, который действует как концентратор напряжений на поверхности образца. Если скорость деформации слишком мала, то это существенно увеличивает продолжительность испытаний.

На рис. 2 представлены экспериментальные данные, полученные при исследовании влияния скорости деформации на склонность к коррозионному растрескиванию двух исследуемых низколегированных сталей различной прочности в водном растворе хлоридов при pH 3 в присутствии сероводорода при комнатной температуре.

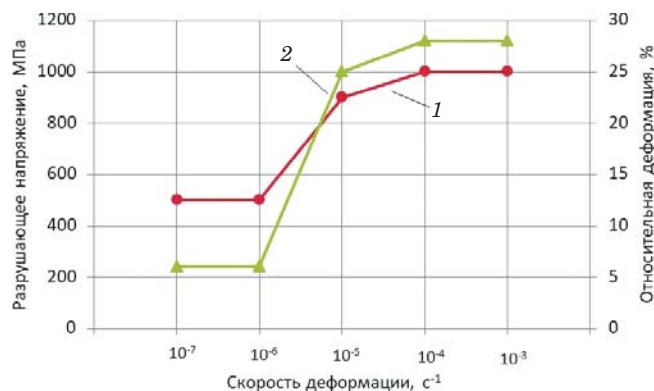


Рис. 2. Влияние скорости деформации на склонность сталей 34XMA и SAWL485FD к SSC: 1 — разрушающие напряжения для стали 34XMA; 2 — деформация до разрушения образцов стали SAWL485FD

Fig. 2. The effect of the strain rate on the susceptibility of steels 34KhMA and SAWL485FD to corrosion cracking: 1 — destructive stresses for steel 34KhMA; 2 — deformation to failure of steel samples SAWL485FD

При этом для более прочной стали 34XMA за основной критерий склонности к SSC приняты напряжения, приводящие к разрушению образцов. Для стали SAWL485FD при всех скоростях деформации разрушающие напряжения всегда превышали ее предел текучести и мало отличались между собой. Поэтому склонность к SSC определяли по относительной деформации, при которой происходило разрушение образца.

В отличие от испытаний на воздухе испытания в растворе, насыщенном сероводородом, показали существенное влияние скорости деформации на механические свойства сталей 34XMA и SAWL485FD. Уменьшение скорости деформации от $\sim 10^{-4}$ до $\sim 10^{-6}$ с⁻¹ при испытании в сероводородной среде приводит к заметному снижению данных характеристик. Дальнейшее уменьшение скорости деформации до $\sim 10^{-7}$ с⁻¹ практически не влияет на значения полученных характеристик разрушения. Аналогичную зависимость авторы наблюдали при проведении испытаний судостроительных сталей в морской воде [14]. При высоких скоростях деформации диффузионная подвижность атомарного водорода не успевает создать у вершины развивающейся трещины необходимую для дальнейшего продвижения концентрацию водорода. Поэтому требуется более высокий уровень приложенных напряже-

Таблица 1. Химический состав исследуемых сталей

Table 1. Chemical composition of the steels under study

Марка стали	Содержание элементов, % масс.											
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	Mo	V	Nb	Al	S	P
34XMA	0,29	0,20	0,52	0,97	0,09	0,06	0,50	0,006	0,008	0,03	0,030	0,006
SAWL 485FD	0,06	0,09	1,73	0,05	0,29	0,01	0,12	0,007	0,005	0,02	0,001	0,008

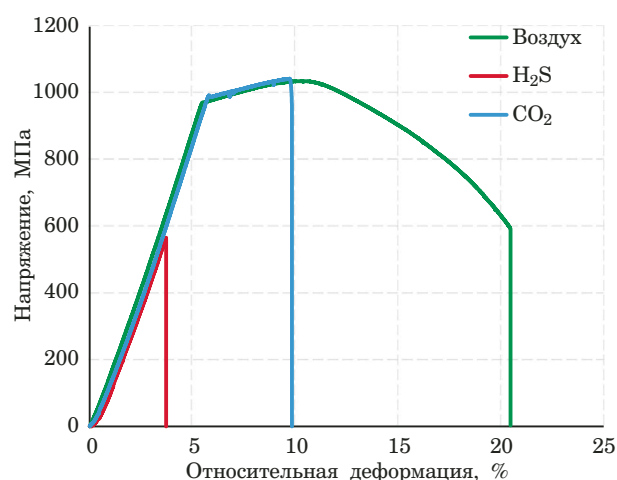


Рис. 3. Диаграммы растяжения стали 34ХМА с медленной скоростью при насыщении раствора H_2S и CO_2 при комнатной температуре

Fig. 3. Tensile test diagrams of steel 34KhMA at a low strain rate upon saturation of H_2S and CO_2 solutions at room temperature

ний, приводящий к разрушению образца. По этой причине понижение скорости деформации вплоть до 10^{-6} с^{-1} приводит к уменьшению напряжений (или деформации), необходимых для коррозионного растрескивания исследуемых сталей. Такие скорости деформации достаточны, чтобы исключить тормозящее влияние образующихся продуктов коррозии на локальные очаги поверхностных дефектов, служащих местом зарождения и роста трещины. Поэтому период зарождения трещины во этом интервале скоростей деформации составляет незначительную часть продолжительности испытаний.

Дальнейшее понижение скорости деформации до 10^{-7} с^{-1} практически не повлияло на значение пороговых напряжений или деформаций. По существующим на сегодняшний день представлениям о механизме растрескивания сталей, вызываемом воздействием проникающего в ме-

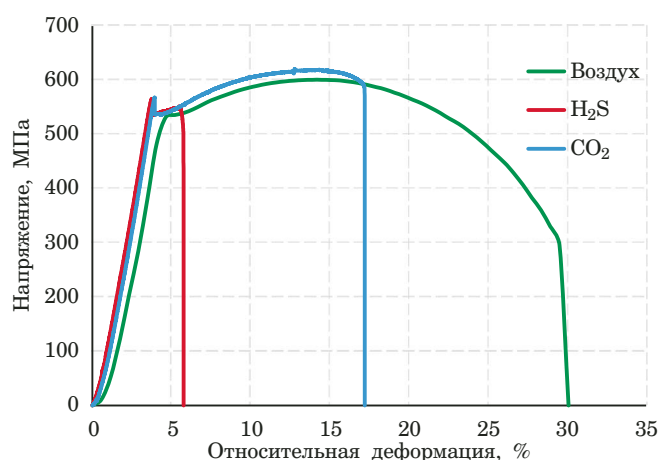


Рис. 4. Диаграммы растяжения стали DNV SAWL 485FD с медленной скоростью при насыщении раствора H_2S и CO_2 при комнатной температуре

Fig. 4. Tensile test diagrams of steel DNV SAWL 485FD at a low strain rate upon saturation of H_2S and CO_2 solutions at room temperature

талл водорода, для роста трещины необходим определенный уровень приложенных напряжений [1, 2, 18]. А так как в данном случае напряжения (деформации), при которых произошло разрушение образца при скоростях деформации 10^{-6} и 10^{-7} с^{-1} , совпали, то в пределах исследованных скоростей деформации можно считать полученные напряжения пороговыми и все дальнейшие испытания проводить при скорости деформации 10^{-6} с^{-1} .

Исходя из приведенных выше данных, все дальнейшие исследования трубных сталей на склонность к SSC и SCC проводили при скорости деформации $8,5 \cdot 10^{-7} \text{ с}^{-1}$ (0,0013 мм/мин) в средах, содержащих H_2S или CO_2 . На рис. 3 и 4 показаны диаграммы разрушения этих сталей в указанных растворах и для сравнения на воздухе, а в табл. 2 приведены основные характеристики прочности и пластичности, полученные из

Таблица 2. Параметры разрушения сталей 34ХМА и SAWL 485FD при испытании с медленной скоростью деформации и продувкой раствора H_2S или CO_2

Table 2. Fracture parameters of 34KhMA and SAWL 485FD steels tested at a low strain rate in conditions of blowing with H_2S or CO_2 solutions

Марка стали	Среда испытаний	Параметры разрушения											
		Максимальное напряжение, МПа			Деформация, % (по диаграмме)			Относительное удлинение образца, %			Относительное сужение шейки образца, %		
		Среда	Воздух	Среда/Воздух	Среда	Воздух	Среда/Воздух	Среда	Воздух	Среда/Воздух	Среда	Воздух	Среда/Воздух
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14
34ХМА	H_2S	566	1035	0,55	3,72	20,47	0,18	—	18,50	—	—	68,74	—
	CO_2	1042	1035	1,01	9,84	20,47	0,48	6,69	18,50	0,36	16,57	68,74	0,24
SAWL 485 FD	H_2S	558	600	0,93	5,75	30,09	0,19	—	28,34	—	—	79,00	—
	CO_2	626	600	1,04	17,21	30,09	0,57	14,17	28,34	0,50	27,68	79,00	0,35

соответствующих диаграмм. Кроме того, представлены результаты замеров относительного удлинения и относительного сужения образцов.

Обсуждение результатов

Из полученных данных видно, что как сталь 34XMA, так и сталь DNV SAWL 485FD проявляют склонность к SSC и SCC, хотя в их поведении наблюдаются определенные различия. В среде с CO_2 разрушение образцов обеих сталей за счет SCC происходит только при напряжениях, превышающих их предел текучести, т.е. в области пластической деформации. В присутствии H_2S менее прочная сталь SAWL 485FD разрушается по схеме SSC также при напряжениях выше предела текучести, а сталь 34XMA — уже в области упругих напряжений, т.е. ниже предела текучести. В среде, насыщенной углекислым газом, разрушение образцов сопровождается заметной пластической деформацией с образованием шейки у места излома. Поэтому для оценки степени склонности сталей к SCC в растворе с CO_2 можно использовать отношения значений относительного удлинения и относительного сужения образцов, полученных при испытании в коррозионной среде и на воздухе. Сравнение сталей по отношению разрушающих напряжений менее информативно, так как разрушение всегда происходит при напряжениях выше предела текучести и полученные значения мало отличаются друг от друга.

В среде, насыщенной сероводородом, разрушение образцов происходит хрупко. Даже на образцах из менее прочной стали 485FD трудно было измерить утяжку и удлинение. Поэтому для определения склонности стали к SSC в растворе с H_2S удобнее использовать отношение разрушающего напряжения в среде к разрушающему напряжению на воздухе или аналогичное отношение полных деформаций (упругой + пластической). Для сравнения аналогичные образцы исследуемых сталей были испытаны по стандартной методике при статических нагрузках. В кислом растворе, насыщенном H_2S , образцы более прочной стали 34XMA разрушались при приложенных напряжениях 725 МПа (70 % от предела текучести) за 18 – 25 ч и только при снижении напряжений до 500 МПа они не разрушались за выбранное время испытаний 720 ч. Сталь 485FD не проявила склонности к SSC и SCC при напряжении 70 % от предела текучести. Аналогичные данные получены при испытании в растворе, насыщенном CO_2 . Поэтому при испытании этих сталей с медленной скоростью деформации в условиях, при которых при статическом нагружении они не проявили склонности к SSC и SCC, растрескивание образцов происходило толь-

ко при напряжениях выше предела текучести в области пластических деформаций.

Заключение

Таким образом, предлагаемая методика ускоренных испытаний трубных сталей на SSC и SCC позволяет достаточно быстро — не более чем за 100 ч — определять их чувствительность к данным видам коррозионных разрушений.

ЛИТЕРАТУРА

1. Ажогин Ф. Ф. Коррозионное растрескивание и защита высокопрочных сталей. — М.: Металлургия, 1974. — 256 с.
2. Карпенко Г. В., Василенко И. И. Коррозионное растрескивание сталей. — Киев: Техника, 1971. — 192 с.
3. Синяевский В. С., Лукина С. И. Коррозионное растрескивание титановых сплавов в нейтральных водных растворах / Технология легких сплавов. 1980. № 8. С. 72 – 83.
4. Бобылев А. В. Коррозионное растрескивание латуни. — М.: Металлургиздат, 1956. — 126 с.
5. Белоглазов С. М. Наводороживание стали при электрохимических процессах. — Ленинград: Издательство Ленинградского Университета, 1975. — 142 с.
6. Шрейдер Л. В., Шпарбер И. С., Арчаков Ю. И. Влияние водорода на нефтяное и химическое оборудование. — М.: Машиностроение, 1976. — 80 с.
7. Perez T. I. Corrosion in the oil and gas industry: an increasing challenge for materials / JOM. 2013. Vol. 65. N 8. P 1033 – 1042. DOI: 10.1007/s11837-013-0675-3
8. Burke P. A. Synopsis: Recent progress in the Understanding of CO_2 Corrosion / Advances in CO_2 Corrosion. Vol. 1. NACE. — Houston, TX, 1984. P 3 – 9.
9. Schmitt G. Fundamental Aspects of CO_2 Corrosion. / Advances in CO_2 Corrosion. Vol. 1. NACE. Houston, TX, 1984. P 10 – 19.
10. Schmitt G., Horstemeier M. Fundamental Aspects of CO_2 metal loss corrosion. Part II. Influence of different parameters on CO_2 corrosion mechanisms / NACE — International Corrosion Conference Series. — Houston, TX, 2006. Paper N 06112.
11. Schmitt G., Schierkmann G. Corrosion cracking of Steel in the System $\text{CO}_2/\text{H}_2\text{O}$ / Proc. 8th International Congress on Metallic Corrosion. 1981. Vol. 1. P 426.
12. ANSI/NACE TM 0177–2016. Standard Test Method. Laboratory Testing of Metals for Resistance to Sulfide Stress Cracking and Stress Corrosion Cracking in H_2S Environments. — Houston, TX.: NACE International, 2016. P 61.
13. ГОСТ 9.903–81. ЕСЗКС. Стали и сплавы высокопрочные. Методы ускоренных испытаний на коррозионное растрескивание. — М.: Изд-во стандартов, 1981. — 21 с.
14. Харьков А. А., Немчикова Л. Г., Михневич А. П., Билина С. Ю. Оценка склонности сталей к коррозионному растрескиванию при испытании с медленной скоростью деформирования / Технология судостроения. 1990. № 3. С. 10 – 13.
15. Oryshchenko A. S., Mushnikova S. Y., Kharkov A. A., Kalinin G. Y. Study of stress corrosion cracking of austenitic steels in seawater / The European Corrosion Congress EUROCORR'2010. — 12 p.
16. Parkins R. N. 5th Symposium on Line Pipe Research. American Gas Association. Catalogue NL. 30174, 1974.
17. ASTM G129–00(2013). Standard Practice for Slow Strain Rate Testing to Evaluate the Susceptibility of Metallic Materials to Environmentally Assisted Cracking.
18. Шрайер Л. Л. Коррозия: справочник / Пер. с англ. — М.: Металлургия, 1981. — 632 с.

REFERENCES

1. **Azhogin F. F.** Corrosion cracking and protection of high-strength steels. — Moscow: Metallurgiya, 1974. — 256 p. [in Russian].
2. **Karpenko G. V., Vasilenko I. I.** Steel corrosion cracking. — Kiev: Technika, 1971. — 192 p. [in Russian].
3. **Siniavskii V. S., Lukina S. I.** Corrosion cracking of titanium alloys in neutral aqueous solutions / Tekhnol. Legk. Splavov. 1980. N 8. P. 72 – 83 [in Russian].
4. **Bobylev A. V.** Corrosion cracking of brass. — Moscow: Metallurgizdat, 1956. — 126 p. [in Russian].
5. **Beloglazov S. M.** Steel hydrogenation during electrochemical processes. — Leningrad: Izd. Leningrad. Univ., 1975. — 142 p. [in Russian].
6. **Shreider L. V., Shparber I. S., Archakov Yu. I.** Effect of hydrogen on petroleum and chemical equipment. — Moscow: Mashinostroenie, 1976. — 80 p. [in Russian].
7. **Perez T. I.** Corrosion in the oil and gas industry: an increasing challenge for materials / JOM. 2013. Vol. 65. N 8. P. 1033 – 1042. DOI: 10.1007/s11837-013-0675-3
8. **Burke P. A.** Synopsis: Recent progress in the Understanding of CO₂ Corrosion / Advances in CO₂ Corrosion. Vol. 1. NACE. — Houston, TX, 1984. P. 3 – 9.
9. **Schmitt G.** Fundamental Aspects of CO₂ Corrosion. / Advances in CO₂ Corrosion. Vol. 1. NACE. Houston, TX, 1984. P. 10 – 19.
10. **Schmitt G., Horstemeier M.** Fundamental Aspects of CO₂ metal loss corrosion. Part II. Influence of different parameters on CO₂ corrosion mechanisms / NACE — International Corrosion Conference Series. — Houston, TX, 2006. Paper N 06112.
11. **Schmitt G., Schierkmann G.** Corrosion cracking of Steel in the System CO₂/H₂O / Proc. 8th International Congress on Metallic Corrosion. 1981. Vol. 1. P. 426.
12. ANSI/NACE TM 0177–2016. Standard Test Method. Laboratory Testing of Metals for Resistance to Sulfide Stress Cracking and Stress Corrosion Cracking in H₂S Environments. — Houston, TX: NACE International, 2016. P. 61.
13. GOST 9.903–81. Unified system of corrosion and ageing protection. High-strength steels and alloys. Accelerated test methods for corrosion. — Moscow: Izd. standartov, 1981. — 21 p. [in Russian].
14. **Kharkov A. A., Nemchikova L. G., Mihnevich A. P., Bili-na S. Yu.** Evaluation of the tendency of steel to corrosion cracking when tested with a slow strain rate / Tekhnol. Sudost. 1990. N 3. P. 10 – 13 [in Russian].
15. **Oryshchenko A. S., Mushnikova S. Y., Kharkov A. A., Kalinin G. Y.** Study of stress corrosion cracking of austenitic steels in seawater / The European Corrosion Congress EUROCORR'2010. — 12 p.
16. **Parkins R. N.** 5th Symposium on Line Pipe Research. American Gas Association. Catalogue NL. 30174, 1974.
17. ASTM G129–00(2013). Standard Practice for Slow Strain Rate Testing to Evaluate the Susceptibility of Metallic Materials to Environmentally Assisted Cracking.
18. **Shrayer L. L.** Corrosion. Handbook. — Moscow: Metallurgiya, 1981. — 632 p. [Russian translation].