

Научная статья

УДК 621.833: 621.852

DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-5-138-146

**МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ ПРОЦЕССОВ
КОРРОЗИОННО-МЕХАНИЧЕСКОГО РАЗРУШЕНИЯ
И НАВОДОРОЖИВАНИЯ МЕТАЛЛОВ (обзор). Часть 2. Образование
пассивных пленок и сероводородное растрескивание сталей**

А.Б. Лаптев¹, Л.И. Закирова¹, О.А. Загорских¹, М.Р. Павлов¹, М.А. Горбовец¹

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Москва, Россия; admin@viam.ru

***Аннотация.** Рассмотрены основные стадии процесса образования защитных пассивных пленок на стали в условиях сероводородсодержащей среды и разрушения металлических материалов при одновременном воздействии коррозионной среды и механических нагрузок. Приведены основные теории и практические результаты определения изменения механических характеристик стали при воздействии коррозионной среды и механических нагрузок. В качестве основных критериев коррозионного разрушения материалов приняты значения относительного сужения, относительного удлинения и предела прочности при медленном растяжении.*

***Ключевые слова:** коррозионно-механическое разрушение, сероводородное растрескивание, наводороживание металла, водородная хрупкость, медленное растяжение, развитие трещины, коррозионная среда*

Для цитирования: Лаптев А.Б., Закирова Л.И., Загорских О.А., Павлов М.Р., Горбовец М.А. Методы исследования процессов коррозионно-механического разрушения и наводороживания металлов (обзор). Часть 2. Образование пассивных пленок и сероводородное растрескивание сталей // Труды ВИАМ. 2022. № 5 (111). Ст. 12. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-5-138-146.

Scientific article

**METHODS OF INVESTIGATION OF THE PROCESSES
OF CORROSION-MECHANICAL DESTRUCTION AND HYDROGENATION
OF METALS (review). Part 2. Formation of passive films and hydrogen
sulfide cracking of steels**

A.B. Laptev¹, L.I. Zakirova¹, O.A. Zagorskikh¹, M.R. Pavlov¹, M.A. Gorbovets¹

¹Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute», Moscow, Russia; admin@viam.ru

***Abstract.** Considers the main stages of the process of formation of protective passive films on steel in a hydrogen sulfide-containing environment and the destruction of metal materials under the simultaneous influence of a corrosive environment and mechanical loads. The main theories and practical results of determining changes in the mechanical characteristics of steel under the influence of a corrosive environment and mechanical loads are presented. As the main criteria for corrosion destruction of materials taken values relative narrowing, relative elongation, and the strength limit during slow tension.*

***Keywords:** corrosion-mechanical destruction, hydrogen sulfide cracking, metal hydrogenation, hydrogen brittleness, slow stretching, crack development, corrosive environment*

For citation: Laptev A.B., Zakirova L.I., Zagorskikh O.A., Pavlov M.R., Gorbovets M.A. Methods of investigation of the processes of corrosion-mechanical destruction and hydrogenation of metals (review). Part 2. Formation of passive films and hydrogen sulfide cracking of steels. *Trudy VIAM*, 2022, no. 5 (111), paper no. 12. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-5-138-146.

Введение

Одна из главных причин коррозии под напряжением и коррозионного растрескивания в агрессивных средах является наличие внешних приложенных растягивающих напряжений. Эти напряжения затрудняют образование пассивной пленки или приводят к ее разрыву в наиболее напряженном месте, вследствие чего возникает активное состояние поверхности. Механизм данного процесса описан теорией механохимического и хемомеханического эффекта изменения потенциала поверхности вследствие действия внешних растягивающих нагрузок в первой части данной статьи.

В случаях, когда внутренние растягивающие напряжения велики (пример – высокопрочные мартенситные стали), коррозионные трещины в агрессивных средах могут образовываться самопроизвольно при отсутствии извне приложенных растягивающих напряжений. Это явление принято называть самопроизвольным коррозионным растрескиванием сталей и сплавов.

Локальные коррозионные повреждения, возникающие вследствие коррозии на дефектных участках поликристалла (которые характеризуются наименьшей анодной поляризуемостью), приводят к дополнительному усилению концентрации напряжений на этих участках; процесс локальной коррозии интенсифицируется.

Коррозионные процессы вносят вклад как в образование локальных коррозионных повреждений в начальный период, так и в кинетику образования и развития трещин.

При значительной катодной поляризации от постороннего источника и в результате электрохимической неоднородности поверхности на пассивирующихся сталях и сплавах (таких как алюминиевые, титановые и др.) может идти процесс наводороживания, повышается чувствительность к растрескиванию в результате значительного снижения пластичности металла. Необходимо учитывать, что в трещинах будет происходить изменение значений pH, которые будут влиять на скорость развития трещины в ее вершине. В ряде случаев может измениться процесс деполяризации, который сопровождается выделением водорода.

Создаваемые на поверхности пассивные защитные пленки препятствуют процессам коррозии, но при изменении термодинамических условий, химического состава среды и действии механических нагрузок могут разрушаться. Разрушение пассивной пленки приводит к появлению локальных очагов коррозии, которые наиболее опасны из-за отсутствия внешних проявлений и значительного снижения ресурсных характеристик – например, усталостной долговечности [1–4].

Рассмотрим некоторые пути противодействия коррозионному растрескиванию:

– легирование сталей и сплавов с целью пассивации не только тела зерен и блочных структур, но и «надрезов» – перевод всех участков металла в пассивное состояние с близкими скоростями растворения;

– создание гетерогенных сталей и сплавов, блокирующих развитие надрезов и трещин;

– изменение напряженного состояния металла (снижение растягивающих напряжений, создание напряжений сжатия), повышение или снижение (в условиях перепассивации) окислительно-восстановительного потенциала с целью предотвращения локальных коррозионных повреждений, изменение состава среды (введение ингибиторов) и др.

В настоящее время наиболее полно изучено поведение стали в сероводородных средах, в которых на поверхности металла образуется пассивная пленка сульфида железа. Сульфидная пленка на стали имеет несколько вариантов кристаллической структуры – марказит, пирит (FeS_2), кансит и троилит (FeS_{2-3}). Пленка марказита и пирита образует прочный поверхностный слой и пассивирует металл, а троилит, и особенно кансит, имеют пористую структуру и незначительно снижают скорость коррозии [5].

При растворении железа на анодном участке (под пленкой кансита) на катодном (под пленкой пирита) деполяризация происходит путем выделения атомарного водорода. В случае плотной поверхностной пленки пирита или марказита атомарный водород равновероятно выходит через пленку в коррозионную среду и/или проникает внутрь кристаллической решетки стали. Данный процесс – окклюзия водорода и его молизация в металле – называется наводороживанием [6].

Прочность и деформируемость металлических деталей зависят от той среды, в которой они находятся. Под влиянием внешней среды металл детали может становиться более пластичным или более хрупким, прочность его может уменьшаться или возрастать. Иногда достаточно микроскопических добавок некоторых веществ во внешнюю среду, чтобы существенно изменить прочность детали [7].

Сопротивление сталей сероводородному растрескиванию

Недостатки традиционных методов ускоренных испытаний отсутствуют в коррозионных испытаниях при медленном растяжении. Анализ опубликованных работ показал высокий процент использования метода медленного растяжения при оценке коррозионного растрескивания: постоянную нагрузку используют 43 % испытателей, медленное растяжение – 35 %.

Медленная скорость деформации позволяет полностью имитировать условия эксплуатации реальных конструкций [8–10], что достигается при максимальной скорости деформации образца при растяжении 10^{-5} с^{-1} и появлении первых трещин на образце при деформации не более 2 % [11]. Рост трещины происходит со скоростью в среднем $10^{-6}–10^{-3} \text{ мм} \cdot \text{с}^{-1}$ и позволяет завершиться процессам диффузии коррозионной среды в вершину трещины, реакциям анодного растворения металла и катодного выделения водорода, а также потере пластичности металла образца. По данным работы [12] при изменении внутреннего давления в трубопроводах может иметь место деформация стали со скоростью $10^{-6}–10^{-7} \text{ с}^{-1}$, способствующая повышению склонности к растрескиванию.

Испытания на медленное растяжение применяют при коррозионном растрескивании различных металлических сплавов в широком диапазоне коррозионных сред, при температурах от 20 до 570 °С [13–15]. В то же время имеется утверждение [16] о неправомерности пересчета характеристик коррозионного растрескивания, получаемых в ходе испытаний с медленным растяжением. Следует отметить, что, несмотря на многообразие теоретических представлений о микропроцессах при коррозионном растрескивании, исследователи до настоящего времени судят о его механизме по результирующим проявлениям сложно взаимодействующих и труднопредсказуемых микропроцессов, фиксируемых в процессе испытаний с помощью электрохимических и металлофизических методов, а также методов неразрушающего и разрушающего контроля.

Авторы работы [17] с учетом результатов испытаний образцов стали А517 марки Р подтверждают вывод о том, что при медленном растяжении характер коррозионного растрескивания идентичен наблюдаемому характеру коррозионного растрескивания стали в эксплуатационных условиях. Результаты испытаний алюминиевого сплава марки 7075 [18] и углеродистых сталей методами постоянного нагружения и медленного растяжения дают близкие значения параметров коррозионного растрескивания.

Сопротивление нержавеющей стали коррозионному растрескиванию в хлорид-содержащей среде при температуре 290 °С определяли при постоянной нагрузке и постоянной скорости деформирования $2,8 \cdot 10^{-6} \text{ с}^{-1}$ образцов из стали марки 304, отожженной в течение 1 ч при температуре 1039 °С с последующей закалкой в воде. Другие образцы получали быстрым охлаждением прутка из стали марки 304, проплавленного неплавящимся электродом [19]. При фрактографическом исследовании изломов образцов однофазной и двухфазной сталей после испытаний обоими методами обнаружено, что характер разрушения одинаков и носит транскристаллитный характер.

Авторы работы [20] оценивали влияние скорости деформирования и твердости трубной стали типа 5 LX-X65CR на склонность к водородному охрупчиванию. Эксперименты проводили при скоростях деформирования от 10^{-3} до 10^{-7} с $^{-1}$ и для сравнения – при постоянном нагружении, составляющем от 26 до 120 % предела текучести сталей. Склонность к водородному охрупчиванию образцов при медленном растяжении оценивали по их относительному сужению (ψ_c), а при постоянной нагрузке – по величине пороговых напряжений (σ_H) на базе 500 ч. Отмечается достаточная корреляция результатов испытаний, полученных в обоих случаях.

Для оценки склонности трубной стали марки X60 к коррозионному растрескиванию испытывали [21] образцы при медленном растяжении в сероводородсодержащем растворе NACE. Склонность к растрескиванию оценивали по величине относительного сужения. Получена зависимость приведенной величины относительного сужения от скорости деформирования в растворе NACE при потенциале коррозии стали. Вид полученной зависимости свидетельствует, что разрушение стали обусловлено водородным охрупчиванием. Методами металлографии после предварительной выдержки в течение 1 ч и испытаний образцов стали при скорости деформирования 10^{-7} с $^{-1}$ выявлены трещины, перпендикулярные оси нагружения, и отходящие от изломов вторичные трещины, параллельные оси нагружения. Трещины в обоих случаях аналогичны наблюдавшимся на образцах, испытанных в том же растворе в течение 48 ч при статическом нагружении. Склонность к коррозионному растрескиванию аустенитной нержавеющей стали марки 304 определяли в 1 М HCl [22]. Исследована кинетика развития трещин при постоянной нагрузке, равной 208 МПа, и постоянных скоростях деформирования – от 10^{-5} до 10^{-7} с $^{-1}$. С уменьшением скорости деформирования скорость роста трещин снижалась до уровня, характерного для опытов с постоянной нагрузкой, соответствующей деформации в интервале от 0,05 до 0,6 %. В этом интервале значений уровень постоянных нагрузок и деформации незначительно влиял на кинетику трещины. При более высоких скоростях деформирования (10^{-4} – 10^{-5} с $^{-1}$) трещины развивались под углом 30 или 60 градусов к оси деформации, ветвились и часто меняли направление. При постоянной нагрузке трещины распространялись практически перпендикулярно к оси нагрузки и ветвились намного реже. Не было заметно пластического течения образцов. При скоростях деформирования 10^{-6} с $^{-1}$ и меньше характер развития трещин был таким же, как и в опытах с постоянной нагрузкой.

Для повышения экспрессности и надежности определения склонности стали к водородному охрупчиванию предлагается использовать образцы диаметром D с кольцевым надрезом диаметром d , которые подвергали растяжению при скорости движения захвата 10^{-8} м/с в растворе H₂SO₄ с добавлением 1,5 г/л тиомочевины. О склонности к водородному охрупчиванию судят по величине отношения максимальной нагрузки к разрушающей нагрузке при испытании на воздухе, а также по величине коэффициента интенсивности напряжений в вершине надреза при разрушающей нагрузке наводороживаемого образца:

$$K_1^{\text{вод}} = V \cdot F/D^{\frac{3}{2}},$$

где F – разрушающая нагрузка, Н; D – диаметр образца, мм; соотношение диаметров $V = 1,27$ (d в 1,27 раза меньше D).

Значение $K_1^{\text{вод}}$ можно использовать для сравнительной оценки стойкости к водородному охрупчиванию различных материалов. Если прочностные свойства сравниваемых материалов существенно отличаются, то предлагается степень сохранения их

работоспособности при наводороживании характеризовать отношением $K_1^{\text{вод}}$ к пределу текучести ненадрезанных образцов. Результаты оценки склонности к водородному охрупчиванию стали типа 09ХГ2Н с различным содержанием азота, полученные по данной методике, имели хорошую корреляцию с данными по длительной прочности образцов без надреза. При этом экспрессный метод дает результаты с высокой производительностью при небольшой продолжительности испытаний.

Результаты испытаний на определение сопротивления сталей сероводородному растрескиванию методами постоянного нагружения [23] и медленного растяжения со скоростью $3,6 \cdot 10^{-8}$ м/с, согласно методике [24], послужили основанием для выбора в качестве критериев оценки приведенных величин относительных сужения ($K_{\psi(\varepsilon)} = \psi_c/\psi$) и удлинения ($K_{\delta(\varepsilon)} = \delta_c/\delta$). Кроме того, учитывая влияние нормальных и касательных напряжений на пластические свойства (ψ_c и δ_c) сталей при коррозионном растрескивании, по аналогии с суммарным запасом прочности [25] принят обобщенный показатель $K_{(\varepsilon)}$ сопротивления материала коррозионному растрескиванию:

$$K_{(\varepsilon)} = \frac{K_{\psi(\varepsilon)} \cdot K_{\delta(\varepsilon)}}{(K_{\psi(\varepsilon)}^2 \cdot K_{\delta(\varepsilon)}^2)^{0,5}} \cdot 100 \%$$

При этом может быть произведена качественная оценка – классификацию металлов по сопротивлению коррозионному растрескиванию осуществляли на основе методик оптимизации результатов экспериментальных исследований [26, 27]. Одним из перспективных способов решения задач оптимизации является использование в качестве критерия оптимизации функции желательности Харрингтона [28].

Важнейшим критерием оценки коррозионной стойкости материалов и сварных соединений является пороговое напряжение, характеризующее длительную прочность материала при его работе в коррозионных средах.

Установлено [29] наличие связи между относительным удлинением δ (%), пределом прочности σ_B (МПа) и площадью поперечного сечения S (мм²) образца в виде нелинейной зависимости

$$\delta = n \cdot S^m / \sigma_B \cdot P,$$

где n , m и P – коэффициенты, равные для углеродистых сталей (в качестве примера) соответственно 2900; 0,2 и 0,9.

Установлена также зависимость между значениями порогового напряжения $\sigma_{п}$, предела прочности σ_B и приведенных характеристик прочности (K_{σ}) и пластичности (K_{δ}) в виде

$$\sigma_{п} = K_{(p\varepsilon)} \cdot \sigma_B,$$

где $K_{(p\varepsilon)} = \psi(K_{\sigma(\varepsilon)}, K_{\delta(\varepsilon)})$ – коэффициент, значение которого учитывает изменение прочностных и пластических свойств под воздействием коррозионной среды (значения $K_{\sigma(\varepsilon)}$ и $K_{\delta(\varepsilon)}$ определяют экспериментально).

Обобщенный критерий $K_{п}$ изменения прочностных и пластических свойств материала под воздействием агрессивной среды выражается уравнением

$$K_{п(p\varepsilon)} = 2(K_{\sigma(\varepsilon)} \cdot K_{\delta(\varepsilon)}) / (K_{\sigma(\varepsilon)} + K_{\delta(\varepsilon)}),$$

где 2 – коэффициент из экспериментальных данных; $K_{\sigma(\delta)} = \sigma_{\text{вс}}/\sigma_{\text{в}}$ – условный относительный предел прочности; $K_{\delta(\delta)} = \delta_{\text{с}}/\delta$ – условное относительное удлинение; $\sigma_{\text{вс}}$ – предел прочности материала образцов при коррозионно-механических испытаниях; $\delta_{\text{с}}$ – относительное удлинение материала плоских образцов при коррозионно-механических испытаниях; $\sigma_{\text{в}}$, δ – соответственно предел прочности и относительное удлинение материала плоских образцов при механических испытаниях на воздухе.

Заключения

Стали наиболее подвержены растрескиванию и наводороживанию в условиях воздействия нагрузки и сероводородной среды по причине образования поверхностной пленки сульфида железа и возникновения барьера для выхода атомарного водорода в коррозионную среду. С помощью этих испытаний трудно оценить стойкость материалов или определить эффективность защитных мероприятий, поскольку образцы не разрушаются в течение базового времени испытаний даже при уровне начальных напряжений, близких к пределу текучести материала. При ускоренных испытаниях повышают агрессивность среды и применяют образцы с надрезом или заранее наведенной трещиной. Однако при таких испытаниях не выдержаны реальные условия работы конструкций (фактически определяют только трещиностойкость без учета времени образования трещины), не поддается изучению инкубационный период роста коррозионной трещины, невозможно оценить эффективность поверхностной обработки испытываемых материалов.

В большинстве металлических конструкционных систем коррозионное растрескивание происходит при скоростях деформации порядка 10^{-5} – 10^{-7} с $^{-1}$. С учетом этого исследовано влияние скорости растяжения на коррозионное поведение сталей в сероводородсодержащей среде.

Сравнение с образцами, разрушенными в сероводородсодержащей среде при постоянной нагрузке, свидетельствует об идентичности механизмов и типов разрушения, выявляющих параметры коррозионного растрескивания при испытаниях стандартным (при постоянной нагрузке) и предлагаемым (с постоянной небольшой скоростью деформирования) методами. С учетом вышесказанного можно рекомендовать при экспресс-испытаниях алюминиевых сплавов в условиях агрессивной (с высоким содержанием хлоридов и диоксида серы) атмосферы, а также для трубных сталей в сероводородсодержащей среде НАСЕ скорость относительной деформации образцов $2 \cdot 10^{-6}$ с $^{-1}$.

Список источников

1. Каблов Е.Н., Евгенов А.Г., Мазалов И.С., Шуртаков С.В., Зайцев Д.В., Прагер С.М. Структура и свойства синтезированных методом селективного лазерного сплавления сплавов ЭП648 и ВЖ159 после имитационных отжигов // *Материаловедение*. 2020. № 6. С. 3–10.
2. Каблов Е.Н. Настоящее и будущее аддитивных технологий // *Металлы Евразии*. 2017. № 1. С. 2–6.
3. Kablov E.N., Erofeev V.T., Dergunova A.V. et al. Influence of environmental factors on the processes of biodegradation of vinylester composites // *Journal of Physics: Conference Series*. 2020. P. 012029. DOI: 10.1088/1742-6596/1687/1/012029.
4. Лаптев А.Б., Николаев Е.В., Куршев Е.В., Горяшник Ю.С. Особенности биодеструкции термопластов на основе полиэфиров в различных климатических зонах // *Труды ВИАМ*. 2019. № 7 (79). Ст. 10. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 02.11.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-7-84-91.
5. Гоник А.А. Сероводородная коррозия и меры ее предупреждения. М.: Недра, 1966. 167 с.
6. Гецов Л.Б., Лаптев А.Б., Пузанов А.И. и др. Прочность порошкового материала для дисков ГТД в условиях агрессивного действия смеси хлоридов и сульфатов натрия // *Авиационная техника*. 2019. № 12. С. 14–25.

7. Гутман Э.М. Механохимия металлов и защита от коррозии. М.: Metallurgy, 1974. 232 с.
8. Ерасов В.С., Орешко Е.И. Причины зависимости механических характеристик трещиностойкости материала от размеров образца // *Авиационные материалы и технологии*. 2018. № 3 (52). С. 56–64. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-3-56-64.
9. Burran J., Geretta E., Veini L. et al. Contribute to the interpretation of the Strain Rate Effect on type 304 stainless steel ingranular Stress Corrosion Cracking // *Corrosion Science*. 1985. No. 8. P. 805–813.
10. Ebtehai K., Hardie D., Parkins R.N. The Stress Corrosion and preexposure embrittlement of Titanium in Metanolic Solutions of hydrochlorioal acid // *Corrosion Science*. 1985. No. 6. P. 415–429.
11. Zhang K., Zhang J., Jin W. et al. Characterization of fatigue crack propagation of pitting-corroded rebars using weak magnetic signals // *Engineering Fracture Mechanics*. 2021. Vol. 257. Art. 108033.
12. Kasahara K., Sato T. Environ mental factors that influence the susceptibility of linepipe steels to external stress corrosion cracking // *Tetsu to hagane, Iron and steel Inst*. 1983. Vol. 69. No. 11. P. 1463–1470.
13. Фот А.П. Разработка комплекса экспериментального оборудования и методик коррозионно-механических испытаний: дис. ... д-ра техн. наук / Курганский гос. ун-т. Курган, 1998. 460 с.
14. Nenk F., de Long. Evaluation of the Constant Strain Rate Test Method for Testing Stress Corrosion Cracking in Aluminium Alloys // *Corrosion*. 1978. Vol. 34. No. 1. P. 32–36.
15. Roogen D., Bulischeck T.S. Stress corrosion cracking of alloy 600 using the constant strain rate test // *Corrosion*. 1981. Vol. 37. No. 10. P. 597–607.
16. Гриневич А.В., Лаптев А.Б., Скрипачев С.Ю., Нужный Г.А. Матрица прочностных характеристик для оценки предельных состояний конструкционных металлических материалов // *Авиационные материалы и технологии*. 2018. № 2 (51). С. 67–74.
17. Deegan D.C., Wilde B.E. Stress Corrosion Cracking Behavior of ASTM A517 Grade F Steel in Liquid Ammonia Environments // *Corrosion – NACE*. 1973. Vol. 29. No. 8. P. 310–315.
18. Xasahara K., Haruhiko A. Effect of Cathodic Protection Conditions on the Stress Corrosion Cracking of Line Pipe Steels // *Teysu to hagane, Iron and Steel Inst*. 1983. Vol. 69. No. 14. P. 1630–1637.
19. Andresen P., Duguet D. Slow streln rate Stress Corrosion Testing at Elevated Temperatures and High Pressures // *Corrosion Science*. 1980. Vol. 20. P. 211–223.
20. Pan Y., Wang Y., Guo F. et al. Stress corrosion behavior of friction stir welding joint of 7N01 aluminum alloy // *Journal of Materials Research and Technology*. 2021. Vol. 15. P. 1130–1144.
21. Turn I.E., Wilde B.E., Troiano C.A. On the Sulfide Stress Cracking of line pipe steels // *Corrosion*. 1983. Vol. 39. No. 9. P. 364–370.
22. Rajasekaran R., Lakshminarayanan A.K. Probing the stress corrosion cracking resistance of laser beam welded AISI 316LN austenitic stainless steel // *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers. Part C: Journal of Mechanical Engineering Science*. 2021. Vol. 235 (17). P. 3299–3317.
23. Фот А.П. Экспериментальное оборудование и методики для коррозионно-механических испытаний: Аналитический обзор результатов исследований на объектах с воздействием сероводородсодержащих сред. Оренбург: ОГУ, 1997. 77 с.
24. Физическое металловедение. 3-е изд., перераб. и доп. М.: Metallurgy, 1987. Т. 1: Атомное строение металлов и сплавов / под ред. Р.У. Кана, П. Хаазена. 640 с.
25. Ерасов В.С., Орешко Е.И., Луценко А.Н. Образование новых поверхностей в твердом теле на стадиях упругой и пластической деформаций, начала и развития разрушений // *Труды ВИАМ*. 2018. № 2 (62). Ст. 12. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 04.07.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-2-12-12.
26. Фот А.П., Муллабаев А.А., Кушнаренко В.М., Решетов С.Ю. Силовой анализ многопозиционных нагружателей // *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*. 1993. № 6. С. 55–57.
27. Лоран П.Ж. Аппроксимация и оптимизация. М.: Мир, 1975. 357 с.
28. API Specification 51X for High-Test Line Pipe. Dallas, 1987. P. 9.
29. Левина З.М., Решетов Д.Н. Контактная жесткость машин. М.: Машиностроение, 1971. 264 с.

References

1. Kablov E.N., Evgenov A.G., Mazalov I.S., Shurtakov S.V., Zaitsev D.V., Prager S.M. Structure and properties of EP648 and VZh159 alloys synthesized by selective laser melting after simulation annealing. *Materialovedenie*, 2020, no. 6, pp. 3–10.
2. Kablov E.N. Present and future of additive technologies. *Metally Evrazii*, 2017, no. 1, pp. 2–6.
3. Kablov E.N., Erofeev V.T., Dergunova A.V. et al. Influence of environmental factors on the processes of biodegradation of vinylester composites. *Journal of Physics: Conference Series*, 2020, pp. 012029. DOI: 10.1088/1742-6596/1687/1/012029.
4. Laptev A.B., Nikolaev E.V., Kurshev E.V., Goryashnik Yu.S. Features of biodegradation of thermoplastics based on polyesters in different climatic zones. *Trudy VIAM*, 2019, no. 7 (79), paper no. 10. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 2, 2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-7-84-91.
5. Gonik A.A. Hydrogen sulfide corrosion and measures to prevent it. Moscow: Nedra, 1966, 167 p.
6. Getsov L.B., Laptev A.B., Puzanov A.I. et al. Strength of powder material for GTE disks under the aggressive action of a mixture of sodium chlorides and sulfates. *Aviatsionnaya tekhnika*, 2019, no. 12, pp. 14–25.
7. Gutman E.M. *Mechanochemistry of metals and corrosion protection*. Moscow: Metallurgiya, 1974, 232 p.
8. Erasov V.S., Oreshko E.I. Reasons for dependence of mechanical characteristics of material fracture resistance on sample sizes. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2018, no. 3, pp. 56–64. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-3-56-64.
9. Burran J., Geretta E., Veini L. et al. Contribute to the interpretation of the Strain Rate Effect on type 304 stainless steel ingranular Stress Corrosion Cracking. *Corrosion Science*, 1985, no. 8, pp. 805–813.
10. Ebtehai K., Hardie D., Parkins R.N. The Stress Corrosion and preexposure embrittlement of Titanium in Methanolic Solutions of hydrochloric acid. *Corrosion Science*, 1985, no. 6, pp. 415–429.
11. Zhang K., Zhang J., Jin W. et al. Characterization of fatigue crack propagation of pitting-corroded rebars using weak magnetic signals. *Engineering Fracture Mechanics*, 2021, vol. 257, art. 108033.
12. Kasahara K., Sato T. Environmental factors that influence the susceptibility of line pipe steels to external stress corrosion cracking. *Tetsu to hagane, Iron and steel Inst.* 1983, vol. 69, no. 11, pp. 1463–1470.
13. Fot A.P. *Development of a complex of experimental equipment and methods of corrosion-mechanical testing*: thesis, Dr. Sc. (Tech.). Kurgan: Kurgan State University, 1998, 460 p.
14. Nenck F., de Long. Evaluation of the Constant Strain Rate Test Method for Testing Stress Corrosion Cracking in Aluminum Alloys. *Corrosion*, 1978, vol. 34, no. 1, pp. 32–36.
15. Roogen D., Bulischeck T.S. Stress corrosion cracking of alloy 600 using the constant strain rate test. *Corrosion*, 1981, vol. 37, no. 10, pp. 597–607.
16. Grinevich A.V., Laptev A.B., Skripachev S.Yu., Nuzhnyj G.A. Matrix strength characteristics for the assessment of limit states of structural metallic materials. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2018, no. 2 (51), pp. 67–74. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-2-67-74.
17. Deegan D.C., Wilde B.E. Stress Corrosion Cracking Behavior of ASTM A517 Grade F Steel in Liquid Ammonia Environments. *Corrosion – NACE*, 1973, vol. 29, no. 8, pp. 310–315.
18. Kasahara K., Haruhiko A. Effect of Cathodic Protection Conditions on the Stress Corrosion Cracking of Line Pipe Steels. *Tetsu to hagane, Iron and Steel Institution*, 1983, vol. 69, no. 14, pp. 1630–1637.
19. Andresen P., Duguet D. Slow strain rate Stress Corrosion Testing at Elevated Temperatures and High Pressures. *Corrosion Science*, 1980, vol. 20, pp. 211–223.
20. Pan Y., Wang Y., Guo F. et al. Stress corrosion behavior of friction stir welding joint of 7N01 aluminum alloy. *Journal of Materials Research and Technology*, 2021, vol. 15, pp. 1130–1144.
21. Turn I.E., Wilde B.E., Troiano C.A. On the Sulfide Stress Cracking of line pipe steels. *Corrosion*, 1983, vol. 39, no. 9, pp. 364–370.
22. Rajasekaran R., Lakshminarayanan A.K. Probing the stress corrosion cracking resistance of laser beam welded AISI 316LN austenitic stainless steel. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers. Part C: Journal of Mechanical Engineering Science*, 2021, vol. 235 (17), pp. 3299–3317.

23. Fot A.P. *Experimental Equipment and Methods for Corrosion-Mechanical Testing: An Analytical Review of Research Results on Objects Exposed to Hydrogen Sulfide-Containing Environments*. Orenburg: OGU, 1997, 77 p.
24. *Physical metallurgy*. Ed. R.U. Kahn, P. Haazen. 3rd ed., revised. and ad. Moscow: Metallurgiya, 1987, vol. 1: Atomic structure of metals and alloys, 640 p.
25. Erasov V.S., Oreshko E.I., Lutsenko A.N. Formation of new surfaces in a firm body at stages of elastic and plastic deformations, the beginning and destruction development. *Trudy VIAM*, 2018, no. 2, paper no. 12. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: July 4, 2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-2-12-12.
26. Fot A.P., Mullabaev A.A., Kushnarenko V.M., Reshetov S.Yu. Force analysis of multi-position loaders. *Zavodskaya laboratoriya. Diagnostika materialov*, 1993, no. 6, pp. 55–57.
27. Laurent P.J. *Approximation and optimization*. Moscow: Mir, 1975, 357 p.
28. *API Specification 51X for High-Test Line Pipe*. Dallas, 1987, p. 9.
29. Levina Z.M., Reshetov D.N. *Contact stiffness of machines*. Moscow: Mashinostroenie, 1971, 264 p.

Информация об авторах

Лаптев Анатолий Борисович, главный научный сотрудник лаборатории, д.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Закирова Лилия Ильдусовна, инженер 2 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Загорских Ольга Анатольевна, аспирант, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Павлов Михаил Рашитович, старший научный сотрудник лаборатории, к.х.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Горбовец Михаил Александрович, заместитель начальника Испытательного центра, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Anatoly B. Laptev, Chief Researcher, Doctor of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Lilia I. Zakirova, Second Category Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Olga A. Zagorskikh, Postgraduate Student, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Mikhail R. Pavlov, Senior Researcher, Candidate of Sciences (Chem.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Mikhail A. Gorbovets, Deputy Head of Testing Center, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 17.01.2022; одобрена и принята к публикации после рецензирования 19.01.2022.

The article was submitted 17.01.2022; approved and accepted for publication after reviewing 19.01.2022.