

Научная статья

УДК 621.833: 621.852

DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-6-138-149

**МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ ПРОЦЕССОВ
КОРРОЗИОННО-МЕХАНИЧЕСКОГО РАЗРУШЕНИЯ
И НАВОДОРОЖИВАНИЯ МЕТАЛЛОВ (обзор)
Часть 3. Коррозионное растрескивание алюминиевых сплавов**

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

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

Аннотация. На основании обзоров коррозионно-механического разрушения металлов (части 1 и 2) рассмотрено воздействие коррозионной среды и механических нагрузок на алюминиевые сплавы. Приведены основные теории и практические результаты определения изменения механических характеристик алюминиевых сплавов. Значения скорости растяжения должны соответствовать исследуемой системе «металл–среда» и обеспечивать соответствие механизма разрушения испытываемого материала в эксперименте на образцах механизму разрушения реальных конструкций в условиях эксплуатации.

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. Методы исследования процессов коррозионно-механического разрушения и наводороживания металлов (обзор). Часть 3. Коррозионное растрескивание алюминиевых сплавов // Труды ВИАМ. 2022. № 6 (112). Ст. 12. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-6-138-149.

Scientific article

**METHODS OF INVESTIGATION OF THE PROCESSES
OF CORROSION-MECHANICAL DESTRUCTION
AND HYDROGENATION OF METALS (review)
Part 3. Corrosion cracking of aluminum alloys**

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

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

Abstract. Based on reviews of the corrosion-mechanical destruction of metals (in parts 1 and 2), the impact of the corrosive environment and mechanical loads on aluminum alloys is considered. The main theories and practical results of determining changes in the mechanical characteristics of aluminum alloys are presented. The values of the tensile velocity must correspond to the investigated metal-medium system and ensure that the mechanism of destruction of the tested material in the experiment on samples corresponds to the mechanism of destruction of real structures under operating conditions.

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. Methods of investigation of the processes of corrosion-mechanical destruction and hydrogenation of metals (review). Part 3. Corrosion cracking of aluminum alloys. *Trudy VIAM*, 2022, no. 6 (112), paper no. 12. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-6-138-149.

Введение

Атмосферная влага в зависимости от региона, климата и развития промышленного и сельскохозяйственного производства различается по составу примесей, таких как углекислый газ, сероводород, диоксид серы, аммиак, ионы в частицах аэрозолей – сульфат-, хлорид-, карбонат-анионы и др., а их наличие оказывает разрушающее действие, вызывая коррозию [1–3].

Исследование защитных свойств материалов авиационного назначения в условиях агрессивного воздействия факторов внешней среды, а также изучение механизмов коррозионного разрушения являются важнейшими направлениями развития материалов и технологий в настоящее время.

Наиболее агрессивная атмосфера для алюминиевых сплавов при климатических испытаниях на стойкость к коррозии – это экспозиция в условиях повышенной влажности и интенсивного воздействия хлорид-ионов, что отмечается в прибрежных районах. В данной работе испытания различных систем легирования алюминиевых сплавов проводили в ГЦКИ ВИАМ им. Г.В. Акимова, расположенном непосредственно на берегу Черного моря [4].

Для получения подробных механизмов коррозионного разрушения и установления критического состояния металла необходим комплексный параметр, характеризующий скорость общей, питтинговой, расслаивающей и межкристаллитной коррозии алюминиевого сплава. Результаты по скорости и механизму разрушения металла при ускоренных испытаниях можно получить в течение 0,5–1 года, при этом, как правило, занижается прогнозный срок безопасной эксплуатации металла и изменяется механизм коррозионного разрушения.

Наиболее важной характеристикой для материалов несущих конструкций является их механическая прочность. Коррозионные процессы оказывают значительное влияние на прочностные и усталостные характеристики металлических материалов: если общая коррозия, свойственная углеродистым сталям в водных средах, предсказуемо уменьшает несущее сечение, то локальная коррозия может привести к лавинообразному снижению прочности и несущей способности материала и всей конструкции в целом [5].

За счет адсорбционного эффекта Ребиндера при действии коррозионной среды вязкость разрушения образца из металла повышается при длительном времени выдержки образца с уже имеющейся трещиной.

Коррозионная среда влияет не только на вязкость разрушения, но и на скорость роста трещины. Это связано с рядом эффектов, возникающих только при воздействии на металл коррозионной среды: рост трещин в металлах под действием водорода, адсорбционный эффект, развитие коррозионных трещин под действием двух основных механизмов – электрохимического растворения металла в вершине трещины за счет изменения электродного потенциала поверхности и локального разрушения тонких хрупких пленок за счет деформации в процессе роста трещины.

Циклические нагрузки и коррозионная среда при одновременном воздействии не изменяют скорость роста усталостных трещин, в то время как при стационарном нагружении в аналогичных условиях воздействие среды оказывается существенным. Это объясняется тем, что механизм конечной пластической деформаций вблизи вершины трещины в таких случаях превалирует над специфическим механизмом локального разрушения при воздействии среды [6, 7].

Материалы и методы

Основными материалами воздушного судна являются алюминиевые, титановые, никелевые сплавы и коррозионностойкие стали. В последние годы прослеживается

тенденция замены металлических материалов полимерными композиционными материалами на основе эпоксидных матриц и углеродных и стеклянных волокон, а также органопластиков. Тем не менее алюминиевые сплавы в течение многих лет использовались и еще достаточно долго будут использоваться в авиации. С учетом большого количества алюминиевых сплавов в эксплуатирующейся на протяжении многих лет технике все более актуальным является вопрос сохраняемости механических характеристик алюминиевых сплавов при совокупном действии нагрузок и коррозионных сред (аэрозолей атмосферы).

Алюминиевые сплавы имеют гетерогенную (с точки зрения электрохимии) поверхность, так как с целью придания сплаву тех или иных свойств в него добавляют легирующие элементы. При легировании алюминия образуются как истинные растворы металлов, так и отдельные фазы в виде включений, пластинчатых фаз, границ зерен и др. На рис. 1 приведен поперечный спил сплава марки 1715. За счет выхода на поверхность фаз, содержащих лантан и цирконий, образуется гальваническая пара, смещается потенциал алюминия, тормозится образование защитной пассивной пленки на поверхности сплава, происходит пробой и образуется питтинг.

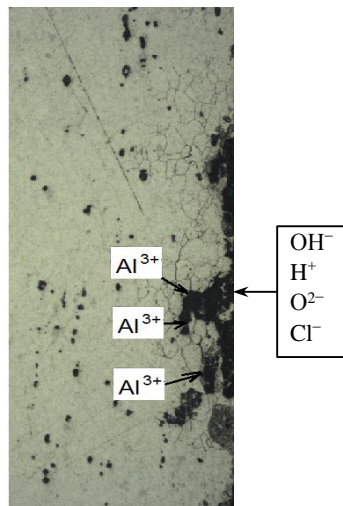


Рис. 1. Образование микротрещин в сплаве марки 1715 системы Al–La–Zr

Кроме гетерогенности, вызванной легированием, важным фактором снижения коррозионной стойкости сплава является его технологическая неоднородность. Это, прежде всего, литейная неоднородность, полученная при неравномерном процессе кристаллообразования в расплаве, перемещении легирующих элементов разной плотности под действием гравитации и наличия газовых пузырьков. Вторая технологическая причина увеличения гетерогенности и дефектности сплавов связана с их деформированием и термообработкой для получения полуфабрикатов с заданными механическими характеристиками.

Как известно, любая гетерогенность приводит к значительному снижению коррозионной стойкости сплава и, соответственно, к снижению коррозионно-механической прочности.

На рис. 2 приведены фотографии шлифов сплава марки 1424 системы Al–Cu–Mg–Li и изменение содержания алюминия и легирующих элементов на границе зерен, полученные методом рентгеноструктурного микроанализа.

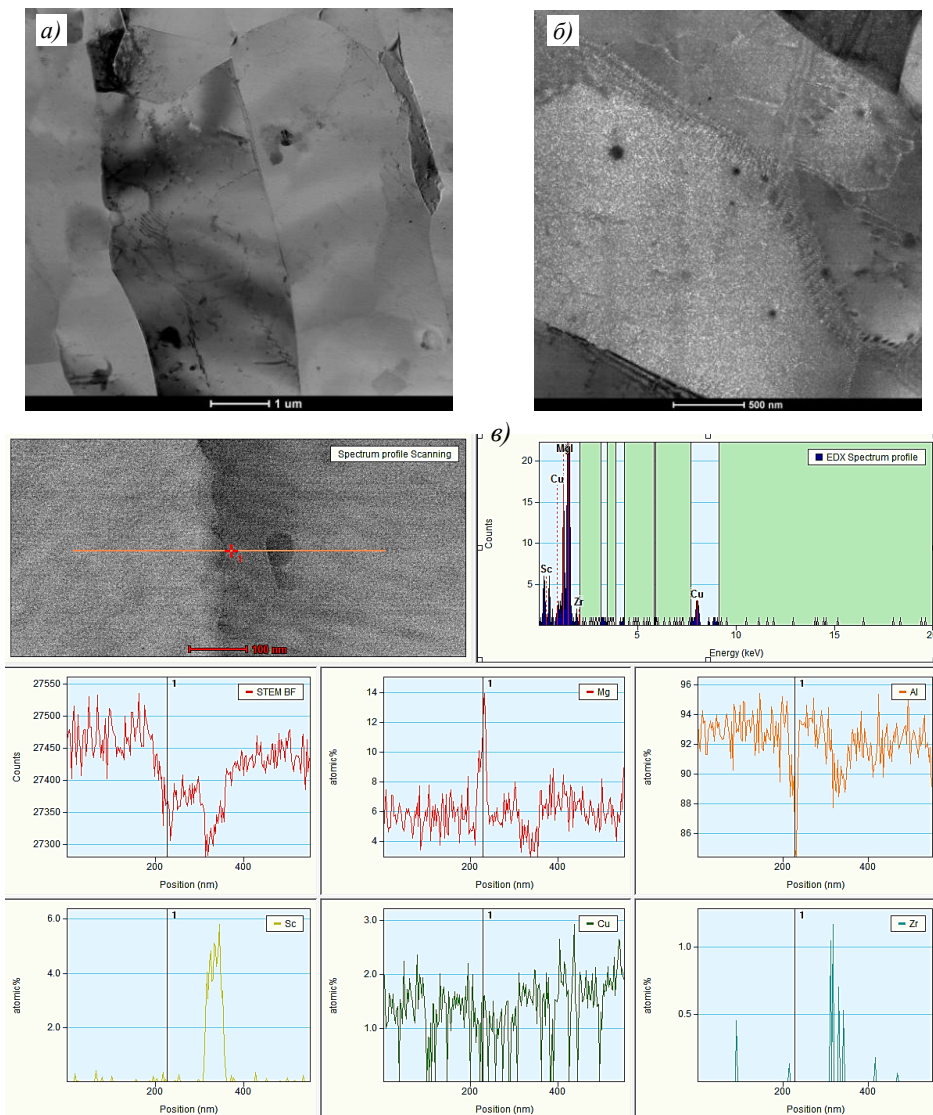


Рис. 2. Электронно-микроскопические исследования структуры и элементного состава сплава марки 1424: *a* – светлопольное изображение зеренной структуры; *б* – темнопольное изображение выделений δ' (Al_3Li)-фазы; *в* – профили распределения легирующих элементов вдоль линии, пересекающей границу зерна

Видно, что кроме границ зерен (рис. 2, *a* и *б*) имеются отдельные сферические включения. Границы обогащены магнием, а сферические включения состоят в основном из циркония и церия. С учетом того, что магний имеет более отрицательный потенциал, чем алюминий в ряду потенциалов металлов относительно водородного электрода, можно предположить, что данный сплав начинает растворяться по границам зерен за счет преимущественного растворения магния.

В соответствии с работой [8] алюминиевый сплав достигает пассивного состояния при значении потенциала в пределах $-0,5 \dots -0,7$ В относительно хлорсеребряного электрода сравнения. Любое смещение потенциала относительно этого значения ведет к питтингообразованию.

В случае одновременного действия коррозионной среды и механических (особенно растягивающих) нагрузок происходит дополнительное смещение потенциала за счет механохимического эффекта.

При анализе механохимических явлений установлено, что в деформируемом в коррозионной среде образце металла механические воздействия непосредственно влияют на скорость электрохимических реакций.

Из научно-технических литературных данных [9] известно, что потенциал поверхности металла зависит от механических напряжений, приложенных к металлу:

$$\varphi_0 = RT \ln(a^0/a_{\text{равн}}) - \Delta PV/zF,$$

где a^0 – стандартная активность; z – валентность иона; F – число Фарадея; $a_{\text{равн}}$ – термодинамическая активность при установившейся равновесности системы «металл–раствор»; R – постоянная; T – температура; V – мольный объем вещества (металла); ΔP – изменение внутреннего давления (напряжений).

Соотношение показывает, что появление избыточного напряжения ΔP ведет к уменьшению равновесной концентрации атомов, активированных механическим воздействием, к пространственной локализации механохимического эффекта (ускорения растворения деформированного металла), которая является, таким образом, термодинамически неизбежной. Если на систему одинаковых положительных ионов металла на поверхности одновременно действуют два внешних фактора – механический и электрический, то для электрохимического потенциала получаем значение параметра φ_0 (равновесный потенциал), соответствующее значению $C_{\text{равн}}$. Следовательно, уменьшение равновесного электрического потенциала системы положительных ионов ($z > 0$) вследствие наличия механического воздействия ($\Delta P > 0$) определяется выражением

$$\Delta\varphi_0 = -\Delta PV/zF.$$

Численное решение данного уравнения дает смещение поверхностного потенциала в анодную область в пределах 0,05–1,0 В, что свидетельствует об увеличении склонности алюминиевых сплавов под действием механических напряжений к пробую пассивной пленки и возникновению коррозии.

При образовании трещины процесс смещения потенциала переходит в вершину трещины, в которой происходят два взаимодополняющих процесса, приводящих к разрушению образца металла.

Количество водорода, содержащегося в кристаллической решетке алюминиевого сплава, зависит от степени и типа коррозионного поражения: при минимальной толщине коррозионных поражений количество водорода максимально; в больших полостях, вытравленных коррозией в металле, количество водорода несколько меньше, т. е. при затруднении диффузионной стадии удаления водорода через узкие зазоры при межкристаллитной коррозии водород в основном направляется в кристаллическую решетку алюминия. Содержание водорода в образцах после натурно-ускоренных испытаний в 5–10 раз превышает максимально возможное при выплавке алюминиевых сплавов, что однозначно свидетельствует о насыщении водородом в процессе коррозии алюминиевого сплава. Результаты анализа научно-технической литературы и выполненные эксперименты позволили сформулировать механизм коррозии алюминиевых сплавов в условиях повышенной концентрации хлорид-ионов на поверхности.

Многостадийный коррозионный процесс [10–13] электрохимического растворения металла и скорость коррозии зависят от времени переноса ионов-деполяризаторов к поверхности металла, продолжительности выхода иона корродирующего металла из кристаллической решетки на анодном участке и восстановления водорода на катодном участке. При межкристаллитной коррозии скорость растворения интерметаллидной фазы на границах зерен значительно превышает скорость растворения алюминиевых зерен, которые могут являться катодом по отношению к аноду интерметаллидной межзеренной фазы [14]. На рис. 3 приведена схема развития коррозионного процесса в алюминиевом сплаве.

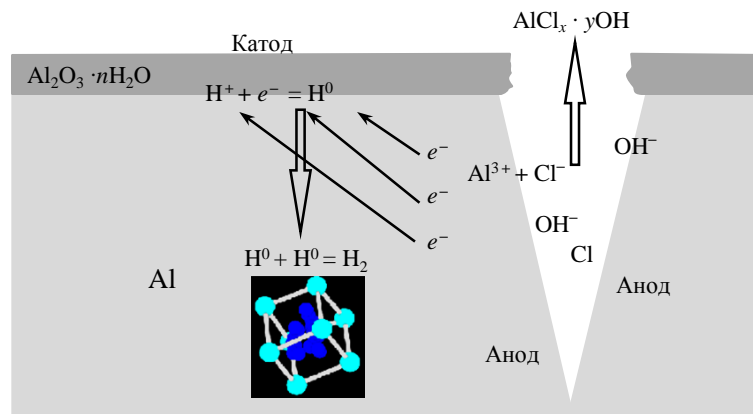


Рис. 3. Механизм наводороживания алюминиевого сплава при коррозии в хлорид-содержащих средах

Показаны основные зоны: анодная – в вершине трещины, катодная – как правило, под оксидной пленкой на алюминии. На аноде проходит полуреакция растворения алюминия за счет разрыхления поверхности оксидной пленки и смещения потенциала поверхности в анодную область. На катоде происходит полуреакция восстановления водорода из ионов гидроксония.

На рис. 4 показаны результаты оптимизированной структуры оксидных пленок на поверхности алюминия, полученные с помощью квантово-химических расчетов методом MINDO3 с использованием программы GyperChem [15]. В результате расчетов определены длины связей в кристалле алюминия и в оксиде алюминия.

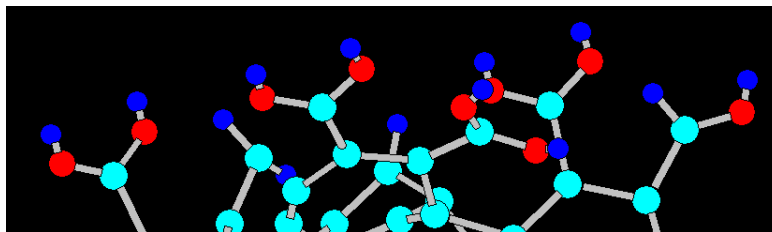


Рис. 4. Внешний вид алюминиевого кристалла с образованным слоем оксида алюминия

Видно, что расстояния между атомами $Al-Al > Al-O > Al-H > O-H$, это подтверждается в работе [16] распространенной разновидностью кристаллической решетки алюминия. Расстояние между атомами алюминия в кристаллической решетке находится в пределах 0,23–0,40 нм [17]. Межъядерные расстояния в молекуле водорода составляют 0,07 нм, расстояние между атомами в молекуле оксида алюминия находится в пределах 0,45–0,63 нм [18].

Таким образом, образующийся на границе «алюминий–оксид алюминия» атомарный водород с большей вероятностью устремится не через плотную пленку оксидов (0,23–0,40 нм), а в более разреженную кристаллическую структуру алюминиевого кристалла (0,45–0,63 нм). Происходит окклюзия водорода в алюминий.

На рис. 5 приведено распределение полей деформации вокруг трещины при проведении испытаний на скорость роста трещины усталости (СРТУ).

При неизменном значении модуля упругости – чем больше деформация, тем больше напряжения в соответствующем поле, поэтому поле 1 (рис. 5) имеет высоконапряженное состояние. Напряжение в поле 1 в 31 раз больше напряжения в поле 16, т. е. в вершине трещины напряжение значительно больше, чем на образующих ее поверхностях.

Поэтому скорость коррозии в вершине трещины значительно превосходит скорость коррозии образующих трещину поверхностей и тормозится только процессами диффузии коррозионно-активных частиц к зоне разрушения [18, 19].

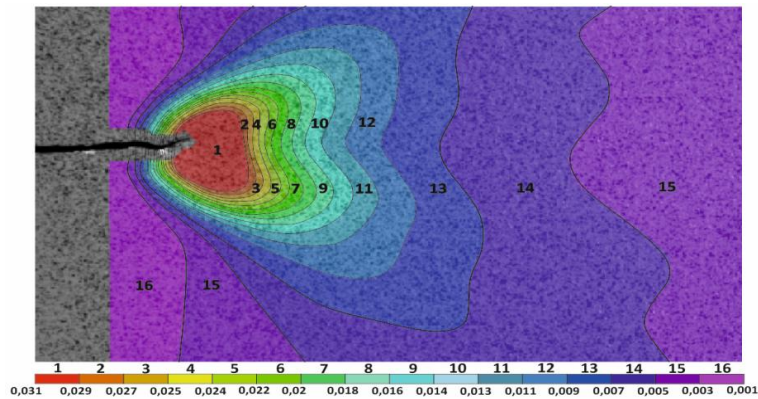


Рис. 5. Распределение полей деформации около трещины при испытаниях на СРТУ

Коррозионное растрескивание определяется двумя процессами – диффузией коррозионно-активных частиц-деполяризаторов к поверхности анодной области в вершине трещины и скоростью деформирования. В первом случае анодный участок в вершине трещины растворяется, увеличивается размер раскрытия трещины, уменьшаются напряжения и процесс роста трещины требует больших нагрузок, приложенных к образцу, и больше времени для его разрушения. При высокой скорости деформирования диффузия деполяризаторов в вершину трещины оказывается медленнее перемещения фронта трещины и коррозионная среда не оказывает влияния на разрушение образца.

На рис. 6 приведены фрактограммы образца из алюминиевого сплава Д16, который подвергали испытаниям на растяжение после 1 года натурной экспозиции в сухом тропическом климате. Общий вид поверхности образца приведен на рис. 6, *а*. На поверхности наблюдаются растравы и мелкие коррозионные питтинги, размер которых колеблется от 2 до 5 мкм. Размер отдельных растравов достигает 160 мкм (рис. 6, *б–д*). Вблизи излома присутствуют растравы и мелкие трещины (рис. 6, *е*).

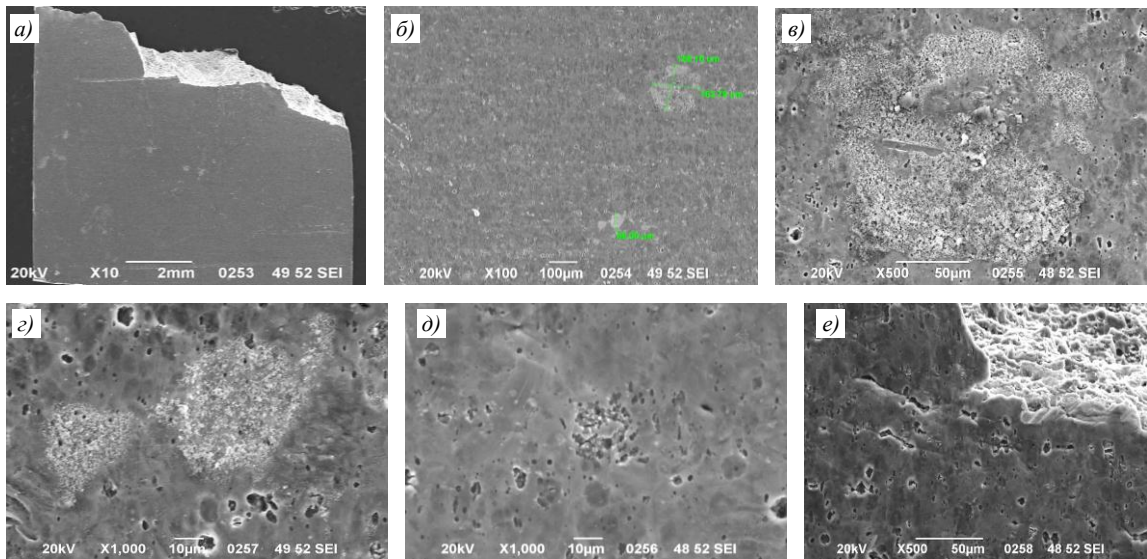


Рис. 6. Состояние поверхности образца из сплава Д16: *а* – общий вид; *б–д* – коррозионные повреждения поверхности; *е* – мелкие коррозионные питтинги и трещины у излома

Общий вид излома образца из сплава Д16 приведен на рис. 7, *а*. Разрушение развивается от поверхности и проходит внутризеренно, преимущественно с формированием вязкого ямочного рельефа (рис. 7, *б*). Явно выраженных коррозионных повреждений по краям излома не выявлено (рис. 7, *в*, *г*).

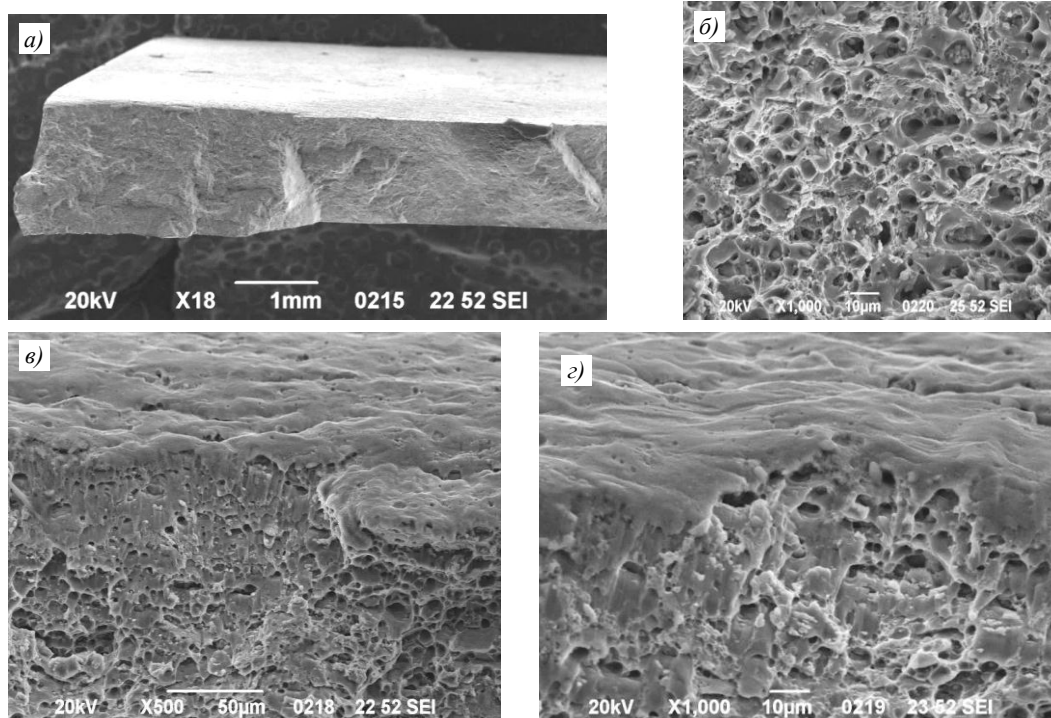


Рис. 7. Структура излома образца из сплава Д16: *а* – общий вид излома; *б* – внутризеренное разрушение, ямочный рельеф; *в*, *г* – поверхность и излом

В процессе коррозионного растрескивания преобладающее значение имеют нормальные напряжения и разрушение материала происходит по механизму отрыва.

Охрупчивание металлов в присутствии ингибиторов определяют по числу гибов на 180 градусов с перегибом по ГОСТ 13813–68. Следует отметить, что при испытаниях на «гиб–перегиб» условия нагружения не соответствуют реальным условиям работы конструкций: напряжения в образцах изменяются по знакопеременному циклу «растяжение–сжатие», в месте крепления образцов возникает неконтролируемое от образца к образцу напряженное состояние.

Все методы определения характеристик коррозионного растрескивания, связанные с необходимостью извлечения образцов из коррозионной среды и последующим разрушением их на воздухе, характеризуются низкой стабильностью результатов, так как за время между коррозионными и механическими испытаниями происходит изменение свойств материала, неконтролируемое от образца к образцу. Кроме того, эти методы не позволяют оценить коррозионное растрескивание. Высокая скорость деформирования или высокое значение приложенной нагрузки не позволяют реализоваться процессам наводороживания образца, которое происходит на катодных участках поверхности и значительно снижает пластичность металла в локальных областях вдоль образующих поверхностей трещины. При малой скорости деформирования, наоборот, успевают реализоваться все коррозионные процессы – растворения и наводороживания образца.

В условиях воздействия агрессивных коррозионных сред при высоких скоростях растяжения вязкое разрушение образцов наступает прежде, чем коррозионные процессы

окажут необходимое воздействие. При слишком малых скоростях растяжения на поверхности испытываемого материала образуются защитные пленки (процесс пассивации), замедляющие процесс коррозионного растрескивания и существенно увеличивающие время до разрушения образцов. Значения скорости растяжения должны соответствовать исследуемой системе «металл–среда» и обеспечивать соответствие механизма разрушения испытываемого материала в эксперименте на образцах механизму разрушения реальных конструкций в условиях эксплуатации. Следовательно, испытания при стандартных скоростях деформирования непригодны для экспресс-оценки коррозионно-механических свойств металлов. В большинстве систем коррозионное растрескивание происходит при скоростях деформации $\sim(10^{-5}-10^{-7}) \text{ с}^{-1}$.

Заключения

Определение характеристик коррозионного растрескивания образцов из алюминиевых сплавов методически не отработано, однако во многих аспектах методы испытаний на коррозионное растрескивание сталей могут быть использованы для испытаний алюминиевых сплавов по следующим причинам: алюминий и сталь имеют одинаковые причины возникновения трещин при воздействии нагрузки и коррозионной среды – это дефекты поверхности, коррозионные язвы, питтинги и наличие гетерогенности поверхности, вызванной легирующими элементами и образованием различных кристаллических и аморфных фаз.

Алюминиевые сплавы в атмосферных условиях покрыты пленкой гидроксидов алюминия переменного состава. Поэтому алюминиевые сплавы в атмосферных условиях по характеру коррозионного разрушения и наводороживания схожи с покрытой сульфидной пленкой сталью. При испытаниях алюминиевых сплавов можно принять, что нагрузка на образец постоянная при базе испытаний 720 ч. Во время испытаний фиксируется время до разрушения образцов в зависимости от уровня напряжений и определяется пороговое напряжение при коррозионном растрескивании.

Работа выполнена в рамках соглашения Минобрнауки России № 075-11-2021-069 от 23 августа 2021 г. «Реализация мероприятий и выполнение работ по дооснащению Климатического центра коллективного пользования НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ по испытаниям материалов, техники и сложных технических систем в природных средах, обеспечивающих комплексное развитие инфраструктуры исследовательской деятельности, повышению уровня ее доступности и росту эффективности использования».

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., Deraeva E.V., Svetlov D.A. 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. 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.
6. 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.
7. 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: 02.11.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-2-12-12.
8. Синявский В.С., Вальков В.Д., Будов Г.М. Коррозия и защита алюминиевых сплавов. М.: *Металлургия*, 1979. 224 с.
9. Takase T., Setoguchi K., Wakahara T. Effect of Surface Roughness on Fatigue Strength of 0,25 % C Annealed Steel and Polycarbonate // *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineering A*. 1998. Vol. 64. No. 622. P. 1463–1467.
10. Alcantar-Modragón N., García-García V., Reyes-Calderón F. et al. Study of cracking susceptibility in similar and dissimilar welds between carbon steel and austenitic stainless steel through finger test and FE numerical model // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2021. Vol. 116. No. 7–8. P. 2661–2686.
11. Laptev A., Kurs M., Lonskaya N. et al. Investigation of Corrosion Damage of Hydration Aluminium Alloys at Full-Scale Accelerated Tests // *International Journal of Engineering and Technology*. 2018. Vol. 7. No. 4. P. 5061–5066.
12. 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. No. 17. P. 3299–3317.
13. Семеньчев В.В. Коррозионная стойкость листов сплава Д16ч.-Т в морских субтропиках // *Труды ВИАМ*. 2014. № 7. Ст. 11. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 02.11.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2014-7-11-11.
14. Каблов Е.Н., Старцев В.О., Иноземцев А.А. Влагонасыщение конструктивно-подобных элементов из полимерных композиционных материалов в открытых климатических условиях с наложением термоциклов // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. № 2 (47). С. 56–68. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-2-56-68.
15. Лаптев А.Б., Закирова Л.И., Загорских О.А., Павлов М.Р. Методы исследования процессов коррозионно-механического разрушения и наводороживания металлов (обзор). Часть 1. Исследование коррозионно-механического разрушения сталей // *Труды ВИАМ*. 2022. № 4 (110). Ст. 12. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 02.11.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-4-118-130.
16. Борисова Т.М., Кастро Р.А. Диэлектрические свойства МДП – структур на основе оксида алюминия // *Материалы XII Междунар. конф. «Диэлектрики-2011»*. СПб.: РГПУ им. А.И. Герцена, 2011. Т. 1. С. 356–359.
17. Панин В.Е. Основы физической мезомеханики // *Физическая мезомеханика*. 1998. № 1. С. 5–22.
18. Гриневиц А.В., Луценко А.Н., Каримова С.А. Долговечность изделий и коррозионная усталость конструкционных материалов // *Вопросы материаловедения*. 2013. № 1 (73). С. 220–229.
19. Chen X., Karasz E., Badwe N., Sieradzki K. Dynamic fracture and dealloying induced stress-corrosion cracking // *Corrosion Science*. 2021. Vol. 187. Art. 109503.

References

1. Kablov E.N., Evgenov A.G., Mazalov I.S., Shurtakov S.V., Zaitsev D.V., Prager S.M. The structure and properties of the selective laser laser rafting method EP648 and VH159 after simulation annealing. *Materialovedenie*, 2020, no. 6, pp. 3–10.

2. Kablov E.N. The present and future of additive technologies. *Metally Evrazii*, 2017, no. 1, pp. 2–6.
3. Kablov E.N., Erofeev V.T., Dergunova A.V., Deraeva E.V., Svetlov D.A. 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. Getsov L.B., Laptev A.B., Puzanov A.I. et al. The strength of the powder material for the GTD discs in the conditions of aggressive action of the mixture of chlorides and sodium sulfates. *Aviatsionnaya tekhnika*, 2019, no. 12, pp. 14–25.
6. 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.
7. 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: November 2, 2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-2-12-12.
8. Sinyavsky V.S., Valkov V.D., Budov G.M. *Corrosion and protection of aluminum alloys*. Moscow: Metallurgiya, 1979, 224 p.
9. Takase T., Setoguchi K., Wakahara T. Effect of Surface Roughness on Fatigue Strength of 0,25 % C Annealed Steel and Polycarbonate. *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineering A*, 1998, vol. 64, no. 622, pp. 1463–1467.
10. Alcantar-Modragón N., García-García V., Reyes-Calderón F. et al. Study of cracking susceptibility in similar and dissimilar welds between carbon steel and austenitic stainless steel through finger test and FE numerical model. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2021, vol. 116, no. 7–8, pp. 2661–2686.
11. Laptev A., Kurs M., Lonskaya N. et al. Investigation of Corrosion Damage of Hydration Aluminum Alloys at Full-Scale Accelerated Tests. *International Journal of Engineering and Technology*, 2018, vol. 7, no. 4, pp. 5061–5066.
12. 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, no. 17, pp. 3299–3317.
13. Semenychev V.V. Corrosion resistance of alloy D16ch.-T sheets in marine subtropics. *Trudy VIAM*, 2014, no. 7, paper no. 11. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 2, 2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2014-7-11-11.
14. Kablov E.N., Startsev V.O., Inozemtsev A.A. The moisture absorption of structurally similar samples from polymer composite materials in open climatic conditions with application of thermal spikes. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. 2 (47), pp. 56–68. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-2-56-68.
15. Laptev A.B., Zakirova L.I. Zagorskikh O.A., Pavlov M.R. Methods of investigation of the processes of corrosion-mechanical destruction and hydrogenation of metals (review). Part 1. Investigation of corrosion-mechanical destruction of steels. *Trudy VIAM*, 2022, no. 4 (110), paper no. 12. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 2, 2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-4-118-130.
16. Borisova T.M., Castro R.A. The dielectric properties of MDP – structures based on aluminum oxide. *Materials of the XII Intern. Conf. "Dielectrics-2011"*. St. Petersburg: Herzen Rus. State Pedagogical University, 2011, vol. 1, pp. 356–359.
17. Panin V.E. Fundamentals of physical mesomechanics. *Fizicheskaya mezomekhanika*, 1998, no. 1, pp. 5–22.

18. Grinevich A.V., Lutsenko A.N., Karimova S.A. Durability of products and corrosion fatigue of structural materials. *Voprosy materialovedeniya*, 2013, no. 1 (73), pp. 220–229.
19. Chen X., Karasz E., Badwe N., Sieradzki K. Dynamic fracture and dealloying induced stress-corrosion cracking. *Corrosion Science*, 2021, vol. 187. Art. 109503.

Информация об авторах

Лаптев Анатолий Борисович, главный научный сотрудник, 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, к.х.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

Статья поступила в редакцию 17.01.2022; одобрена и принята к публикации после рецензирования 24.01.2022.
The article was submitted 17.01.2022; approved and accepted for publication after reviewing 24.01.2022.