

УДК 669:53.086

В.Б. Григоренко¹, Л.В. Морозова¹**ПРИМЕНЕНИЕ РАСТРОВОЙ ЭЛЕКТРОННОЙ МИКРОСКОПИИ
ДЛЯ ИЗУЧЕНИЯ НАЧАЛЬНЫХ СТАДИЙ РАЗРУШЕНИЯ**

DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-1-77-87

Принцип работы растрового электронного микроскопа основан на различных взаимодействиях электронного пучка с исследуемым веществом, что позволяет использовать его как универсальный инструмент для получения изображения поверхности объекта с высоким пространственным разрешением, а также информации о химическом составе, строении и некоторых других свойствах приповерхностных слоев.

С помощью растрового электронного микроскопа изучена кинетика процесса накопления линий, полос скольжения и коррозионных повреждений в пластической зоне образцов из алюминий-литиевого сплава 1441 после проведения испытаний на растяжение и усталость по «жесткому» циклу в условиях совместного воздействия приложенных напряжений и коррозионной среды.

Ключевые слова: растровый электронный микроскоп, поверхность, повреждение, линии скольжения, локализация разрушения.

V.B. Grigorenko¹, L.V. Morozova¹**APPLICATION OF THE SCANNING ELECTRON MICROSCOPY
FOR STUDYING OF INITIAL DESTRUCTION STAGES**

The principle of work of SEM is based on different interactions of an electronic bunch with studied substance that allows using it as the universal tool for receiving images of a surface of object with high spatial resolution and also information on a chemical composition, structure and some other properties of blanket surface layer.

Using the scanning electron microscopy, kinetics of accumulation processes of lines, slip bands and corrosive damages within the plastic zone of samples made from aluminum-lithium alloy 1441 has been studied after performing tensile and fatigue tests in "hard" cycle under the combined effects of applied stress and corrosive environment.

Keywords: scanning electron microscope, surface, damage, slip lines, localization of destruction.

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal state unitary enterprise «All-Russian scientific research institute of aviation materials» State research center of the Russian Federation]; e-mail: admin@viam.ru

Введение

Растровый электронный микроскоп (РЭМ) предназначен для получения изображения поверхности объекта с высоким (несколько нанометров) пространственным разрешением, а также (при наличии соответствующих детекторов) информации о химическом составе, строении и некоторых других свойствах приповерхностных слоев. Принцип работы РЭМ основан на различных взаимодействиях электронного пучка с исследуемым веществом. Современный РЭМ позволяет работать в широком диапазоне увеличений – от $\times 10$ (увеличение сильной ручной линзы) до $\times 1000000$, что приблизительно в 500 раз превышает предел увеличения лучших оптических микроскопов [1, 2].

Одной из важнейших проблем современного материаловедения является повышение надежности изделий в процессе эксплуатации. Важный аспект при решении этой задачи – повышение эффективности диагностики состояния работаю-

щего изделия с точки зрения накопления повреждений. Решению этой проблемы посвящено большое количество исследований, сосредоточенных на изменениях, протекающих в поверхностных слоях материалов [3–7].

Поверхностные слои являются наиболее нагруженными и подверженными воздействию различных внешних факторов, таких как температура и среда. На внутренних границах раздела зарождаются и развиваются все виды локализованного пластического течения. В ходе пластической деформации за счет энергетического состояния поверхностного слоя и воздействия на него внешних факторов, накопление дислокаций в поверхностном слое оказывается более интенсивным, чем во всем объеме материала.

Наименьшей сдвиговой устойчивостью в нагруженном теле обладает его поверхностный слой, имеющий по сравнению с материалом сердцевины особенности, а именно: отсутствие у атомов поверхности половины межатомных связей, что обуславливает

возможность локальных структурных превращений и более интенсивную потерю сдвиговой устойчивости по сравнению с объемом кристалла.

В процессе деформирования материала в местах торможения пластических сдвигов в объеме кристалла, где имеются препятствия для скольжения дислокаций или мезополос, может произойти образование микро- и мезотрещин. В результате этого инициируется дополнительная концентрация напряжений [8–12].

Разрушению предшествует пластическая деформация поверхности материала, на ней возникает микрорельеф (шероховатость), все более выраженный по мере увеличения пластической деформации и приближения момента разрушения материала. Измеряя степень шероховатости поверхности на различных стадиях нагружения и сравнивая полученные результаты с шероховатостью поверхности уже разрушенных образцов, можно с большой долей вероятности прогнозировать время, оставшееся до разрушения детали, а также определить стадию предразрушения объектов задолго до появления в них явно выраженных дефектов (микротрещин).

Обширный экспериментальный и теоретический материал, известный к настоящему времени в области физики прочности и пластичности, однозначно свидетельствует о том, что зарождение микротрещин в деформируемых кристаллах контролируется накоплением пластической деформации, являющейся источником мощных внутренних напряжений. Большое влияние на поведение материала при эксплуатации оказывает коррозионная среда [13–17].

Работа выполнена в рамках реализации комплексного научного направления 8.1. «Высокопрочные свариваемые алюминиевые и алюминий-литиевые сплавы пониженной плотности с повышенной вязкостью разрушения» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [18].

Материалы и методы

Материалом для исследований выбран сплав 1441-T1 системы Al–Li–Mg–Cu, который относится к среднепрочным высокоресурсным сплавам и отличается пониженной плотностью благодаря введению в качестве легирующего элемента лития. Сплав высокотехнологичен при обработке давлением, что позволяет получать из него холод-

ной рулонной прокаткой листы толщиной до 0,3 мм [19–21]. В табл. 1 представлены основные характеристики исследуемого материала, а в табл. 2 приведен его химический состав.

Испытания образцов при растяжении, а также нагружение до заданного уровня напряжений, испытания на МЦУ в условиях «жесткого» цикла производили на сервогидравлической испытательной машине MTS-5 с приспособлением для «жесткого» нагружения. Испытания на МЦУ по «жесткому» циклу проводили на воздухе как до разрушения, так и с остановкой испытания при достижении 0,7% деформации и частоте 1 Гц.

Коррозионные испытания проводили в камере солевого тумана (КСТ) VSC-1000 в течение заданного времени путем постоянного распыления 5%-ного раствора NaCl при температуре (35±2)°C и относительной влажности 95–98%. Натурно-ускоренные испытания образцов в приморском климате проводили в Геленджикском центре климатических испытаний им. Г.В. Акимова (ГЦКИ ВИАМ) на открытой площадке с дополнительным обливом морской водой 1 раз в сутки.

Микроструктуру исследовали на шлифах, подвергнутых травлению в реактиве Келлера (95 мл H₂O; 2,5 мл HNO₃; 1,5 мл HCl; 1 мл HF).

Наличие фрагментации поверхности и выходов плоскостей скольжения на поверхность исследуемых образцов из литийсодержащих алюминиевых сплавов, исследование микроструктуры, а также изучение характера разрушения (изломов) осуществляли с помощью растрового электронного микроскопа.

Результаты и обсуждение

Для определения возможных мест локализации деформации, исследовали исходные и подвергнутые воздействию коррозионно-активных сред образцы, испытанные на растяжение и МЦУ как с остановкой испытаний, так и разрушенные при испытаниях. В качестве признака пластической деформации использовали линии скольжения, плотность которых может характеризовать интенсивность протекающих деформационных процессов.

При исследовании структуры поверхности образцов *после испытаний при растяжении* установлено, что наибольшая плотность линий скольжения в сплаве 1441 наблюдается в непосредственной

Таблица 1

Основные характеристики среднепрочного высокоресурсного алюминиевого сплава 1441-T1

Плотность, г/см ³	$\sigma_{0,2}$, МПа (лист/плита)	σ_B , МПа	МЦУ: $N_{ср}$, кцикл (лист/плита)
2,59	305/355	≥410	170/300

Таблица 2

Химический состав алюминиевого сплава 1441-T1 (ТУоп1-809-427-84)

Cu	Mg	Mn	Ti	Si	Fe	Cr	Be	Ce	Li	Na	Zr
2,6–3,3	0,1	0,1	0,02–0,06	До 0,1	До 0,15	0,05	0,008–0,1	0,005–0,03	1,8–2,3	0,003	0,09–0,14

близости к излому и колеблется в пределах $400\text{--}500\text{ мм}^{-1}$. По мере удаления от излома на 1 мм плотность линий скольжения снижается до 50 мм^{-1} . На расстоянии 2 мм от излома встречаются лишь единичные, слабо выраженные линии скольжения. На поверхности образцов, нагруженных с остановкой, линии скольжения наблюдаются только при величине нагрузки $0,9\sigma_{\text{в}}$, что свидетельствует о выраженной локализации деформации. В результате развития пластической деформации в области образующей шейки образца, формируются две зоны: слабodeформированная пластическая зона (h_y) с единичными линиями

скольжения и сильнодеформированная зона (h_{yh}), плотность полос скольжения в которой почти на порядок выше, чем в слабodeформированной зоне.

На поверхности образцов из сплава 1441, выдержанных в течение определенного времени в КСТ и испытанных до разрушения, выявлены слабо выраженные линии скольжения, расположенные в непосредственной близости к излому (рис. 1, *a–e*), и множественные следы воздействия коррозионной среды: растравы по границам зерен, коррозионные язвы размером от 10 мкм до $0,5\text{ мм}$. В коррозионных язвах развивается разрушение по границам зерен (рис. 2, *z–e*).

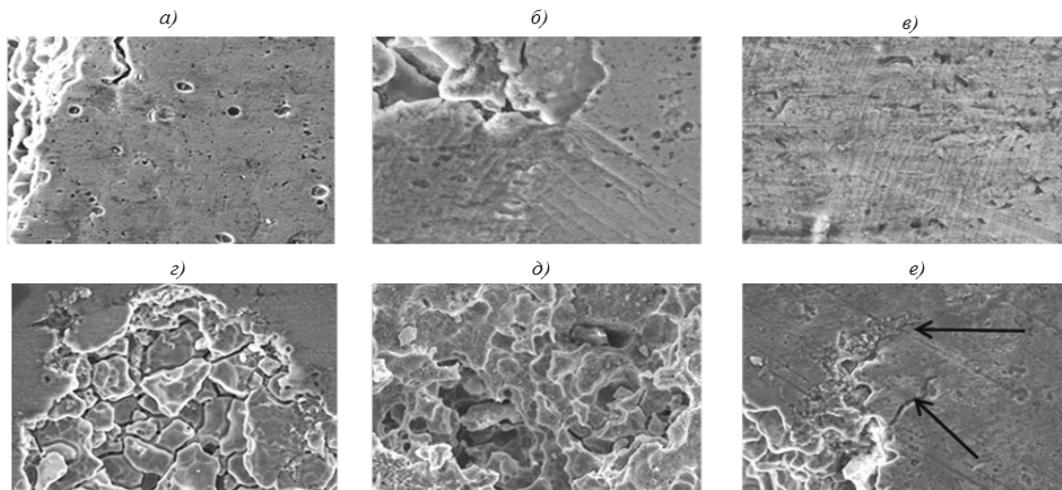


Рис. 1. Вид поверхности образцов (*a, z–e* – $\times 500$; *b* – $\times 1500$; *в* – $\times 2000$), выдержанных в КСТ и испытанных при растяжении:

a–в – линии скольжения у излома; *z–e* – коррозионные повреждения (показаны стрелками)

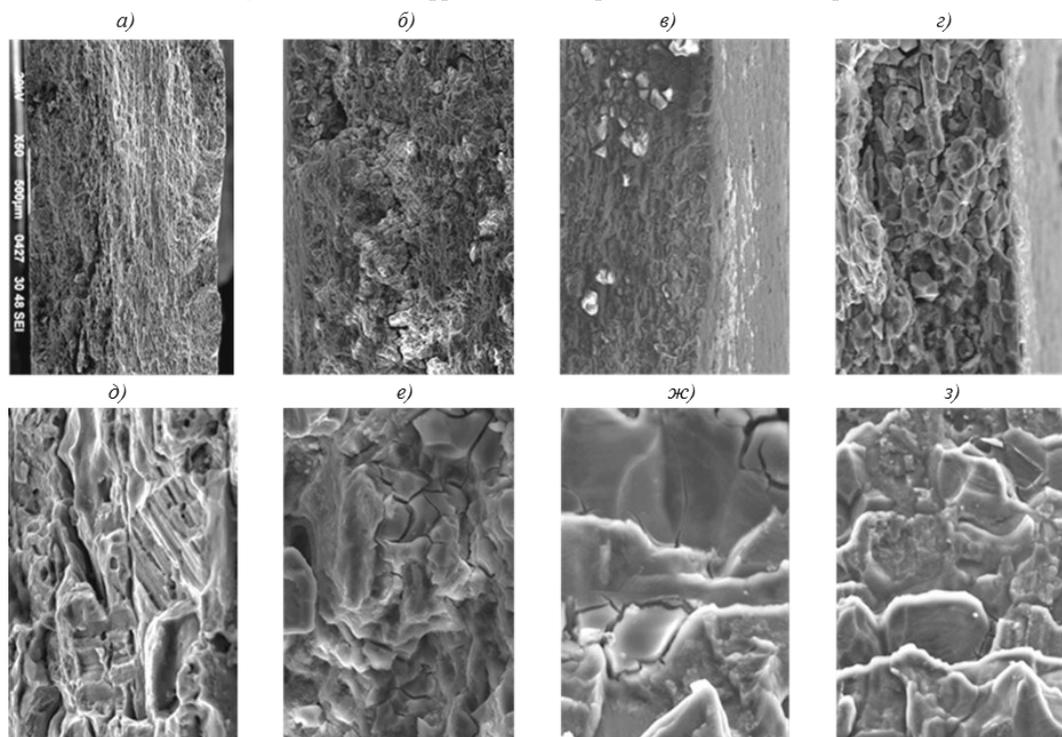


Рис. 2. Виды изломов образцов (*a, d, e, z* – $\times 1000$; *b, в* – $\times 200$; *z* – $\times 500$; *ж* – $\times 1500$) после экспозиции в КСТ и испытаний при растяжении

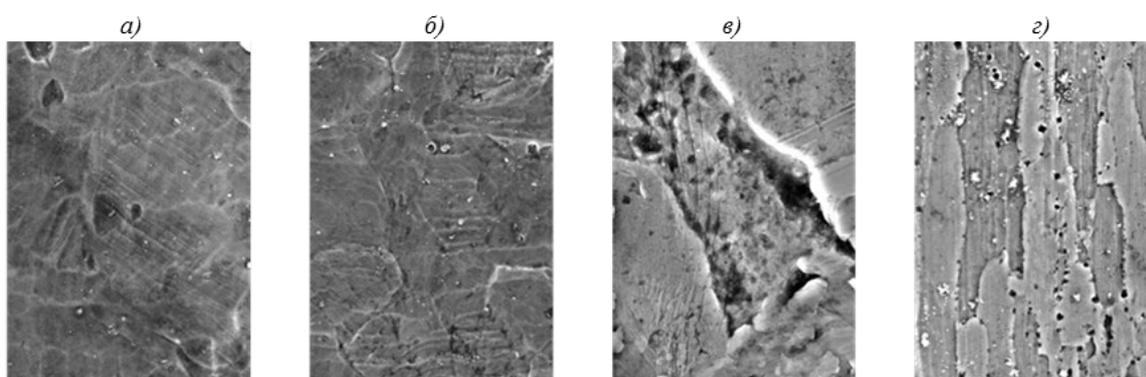


Рис. 3. Линии скольжения на поверхности шлифов (а – $\times 900$; б – $\times 500$; в – $\times 2000$; з – $\times 1000$), изготовленных из разрушенных образцов:

а, б – линии скольжения в зоне h_{yh} ; в – область у излома h_{yh} ; з – на удалении 2 мм от излома h_y .

Воздействие коррозионной среды приводит к появлению питтингов различной глубины и диаметра, уменьшению размера зоны h_{yh} , значительно выраженному для образцов из сплава 1441. Вблизи излома в зоне h_{yh} наблюдаются множественные линии скольжения, фрагментация поверхности и зернограничные микротрещины. Глубина питтингов в этом сплаве незначительна, а разрушение в питтингах развивается по границам зерен.

Фрактографический анализ показал, что при одноосном растяжении без участия коррозионной среды разрушение проходит внутриверно, преимущественно с формированием мелкоячеистого рельефа, что является характерным для данного сплава. Коррозионные поражения поверхности меняют характер разрушения: излом становится хрупким, разрушение развивается от коррозионных дефектов на поверхности и проходит по границам зерен (рис. 3). На поверхности зерен наблюдаются линии скольжения.

При анализе металлографических шлифов, изготовленных из разрушенных при испытаниях на растяжение образцов, установлено, что пакеты линий скольжения преимущественно сосредоточены в границах одного зерна и разориентирова-

ны относительно друг друга. Наибольшая плотность линий скольжения наблюдается в непосредственной близости к излому. Полученные численные значения плотности линий скольжения на металлографических шлифах (рис. 3 а, б) коррелируют с данными, полученными при анализе поверхности образцов.

Исследование микроструктуры образцов, разрушенных после выдержки в камере солевого тумана и испытаний при растяжении, показало, что у излома наблюдается наибольшая плотность линий скольжения, которая снижается по мере удаления от него (рис. 3 в, з).

На поверхности исходных образцов из сплава 1441, испытанных на *малоцикловую усталость по «жесткому» циклу* при степени деформации $\epsilon=0,7\%$ (без разрушения), обнаружены значительные изменения поверхностного слоя, а именно – образование различно ориентированных групп линий скольжения (рис. 4) и зарождающиеся микротрещины (показаны стрелками на рис. 4). Зона h_y , как правило, формируется в средней части образца.

Вследствие слияния коррозионных поражений формируется очаг разрушения и развивается хрупкое межзеренное разрушение образца.

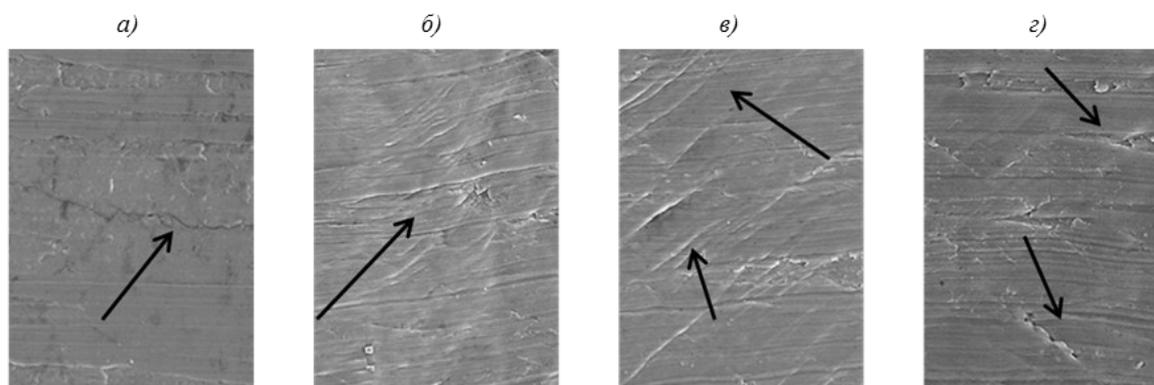


Рис. 4. Линии скольжения и микротрещины на поверхности образцов (а–в – $\times 500$; з – $\times 1000$) после испытаний на МЦУ по «жесткому» циклу без разрушения

Испытания на МЦУ по «жесткому» циклу до разрушения приводят к образованию многочисленных различно ориентированных групп линий скольжения на поверхности (рис. 5) и вторичных трещин.

Излом, образовавшийся непосредственно от микротрещин по линиям скольжения, свидетельствует о том, что сформировавшиеся линии скольжения при дальнейшем увеличении нагрузки являются очагами разрушения. Таким образом, наличие на поверхности исследуемого образца или детали пакета линий скольжения может служить диагностическим признаком будущего разрушения на этом участке.

Коррозионные поражения на поверхности образцов после экспозиции в КСТ показаны на рис. 6.

Испытания на МЦУ по «жесткому» циклу образцов, подвергнутых действию коррозионно-активной среды, проводили до появления магистральной трещины или до полного разрушения. Увеличение времени экспозиции с 15 до 45 сут приводит к увеличению размеров, глубины и площади коррозионных питтингов при существенном сокращении числа обнаруживаемых на поверхности деформационных дефектов (линий скольжения). Площадь, занимаемая коррозионными повреждениями, увеличилась с 5–10 до 45%. Одновременно с этим снизилось количество циклов до разрушения образцов.

Проведение испытаний образцов из сплава 1441, находившихся под воздействием коррозионно-активной среды в КСТ, приводит к изменению характера поведения поверхностных слоев при

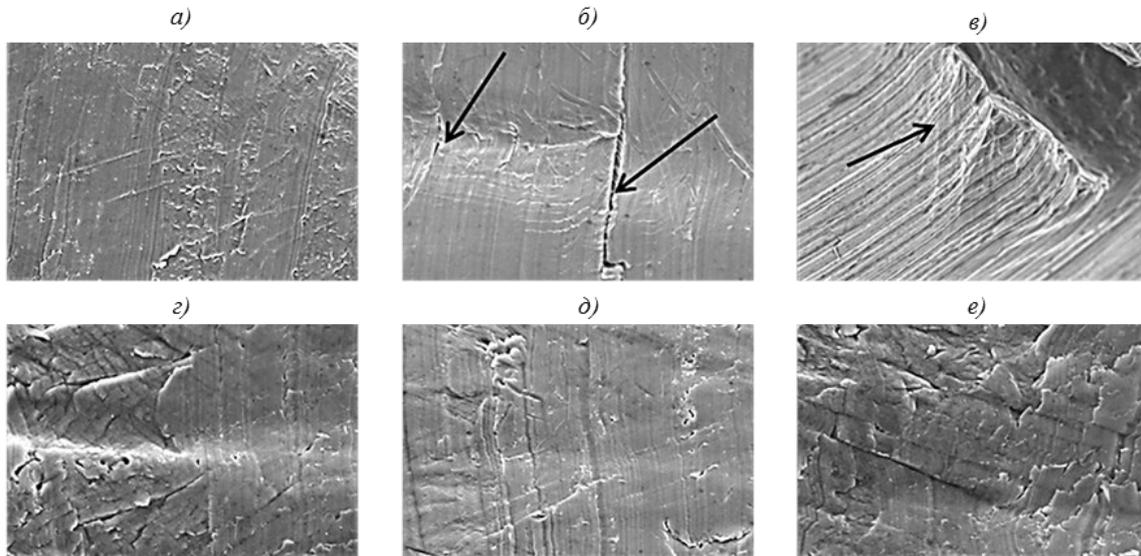


Рис. 5. Вид поверхности образцов (а, б – $\times 500$; в–д – $\times 1000$; е – $\times 1500$) после испытаний на МЦУ по «жесткому» циклу вблизи излома

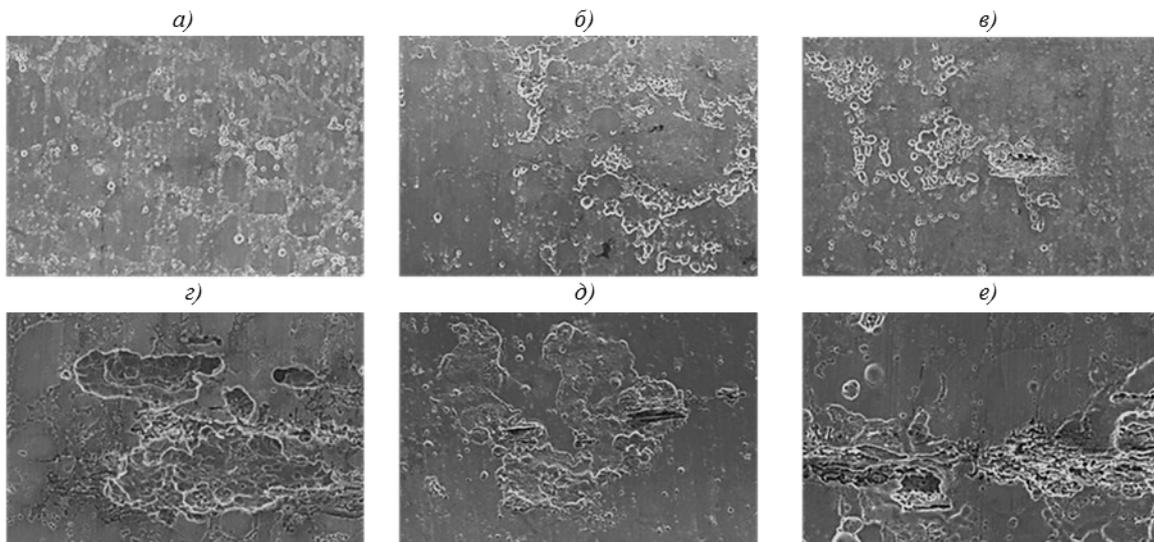


Рис. 6. Вид поверхности образцов (а–в, д – $\times 100$; з, е – $\times 250$) после выдержки в КСТ

нагрузении (рис. 7). На поверхности не происходит активного формирования рельефа, характерного при испытаниях без воздействия коррозионной среды. Локализация дефектов, характерных для проявления деформации (линий скольжения), происходит непосредственно у излома.

При проведении испытаний до разрушения, магистральная трещина развивается от коррозионных повреждений поверхности, линии скольжения сосредоточены в непосредственной близости от излома и их гораздо меньше, чем при испытаниях при растяжении. Таким образом, наличие коррозионной среды приводит к локализации деформационных зон.

Экспозиция образцов из сплава 1441 при натурно-ускоренных испытаниях в условиях ГЦКИ также ведет к снижению числа циклов до разрушения образцов и, соответственно, к снижению активности формирования рельефа на поверхности. Локализация области h_{yh} происходит непосредственно у излома (рис. 8 и 9). При этом увеличивается площадь коррозионных поражений – практически с 45 до 80–90%.

Испытание на МЦУ по «жесткому» циклу меняет характер разрушения сплава, вызывая большее по сравнению с «мягким» циклом расслоение материала (рис. 10, а), а также интенсивное образование линий скольжения и микротрещин на поверхности в области будущего излома (рис. 10, б–г). Фрактографические исследования показали, что зона развития усталостной трещины h_u (рис. 11) в изломе сужается; наряду с усталостными бороздками, наблюдаются линии скольжения (показаны стрелками на рис. 11, а, б). В зоне статического разрушения h_s формируется менее выраженный, чем при «мягком» цикле, ямочный рельеф.

Анализ изломов образцов из сплава 1441, испытанных на МЦУ, после выдержки в КСТ показал, что разрушение, как правило, многоочаговое и начинается от коррозионных поражений с раз-

витием характерного для «жесткой» схемы испытания рельефа. На усталостных плато наблюдаются бороздки и вторичное растрескивание, в доломе разрушение проходит с формированием ямочного рельефа (рис. 12).

При испытании на МЦУ образцов установлено, что увеличение продолжительности экспозиции в КСТ с 15 до 45 сут резко снижает число циклов до разрушения. Исследования показали, что в сплаве 1441 наблюдается выраженная локализация деформации и при воздействии активной коррозионной среды проявляется склонность к общей коррозии.

Испытания на МЦУ по «жесткому» циклу после экспозиции в условиях ГЦКИ с ежедневным обливом морской водой приводят к образованию изломов, характерное строение которых показано на рис. 13. Развитие усталостных трещин начинается от очагов коррозии, расположенных на поверхности образцов, трещины носят перегрузочный характер, в очагах отмечена межкристаллитная коррозия. В зоне развития трещин наблюдается вторичное растрескивание и характерные для испытаний на МЦУ усталостные бороздки. В доломе разрушение ямочное, свойственное данному сплаву. Увеличение экспозиции с 90 до 120 сут приводит к снижению долговечности и к дальнейшему росту коррозионных поражений, что вызывает сужение области роста усталостной трещины, увеличение зоны проскальзывания и сокращение площади долома.

Исследование микроструктуры образца, испытанного на МЦУ по «жесткому» циклу до разрушения, показало, что линии скольжения преимущественно сосредоточены в зоне h_{yh} , примыкающей к излому (рис. 14), в слабдеформированной зоне h_s линий скольжения не наблюдается. В случае образцов, испытанных с остановкой испытания при достижении степени деформации 0,7%, на поверхности шлифов линии скольжения

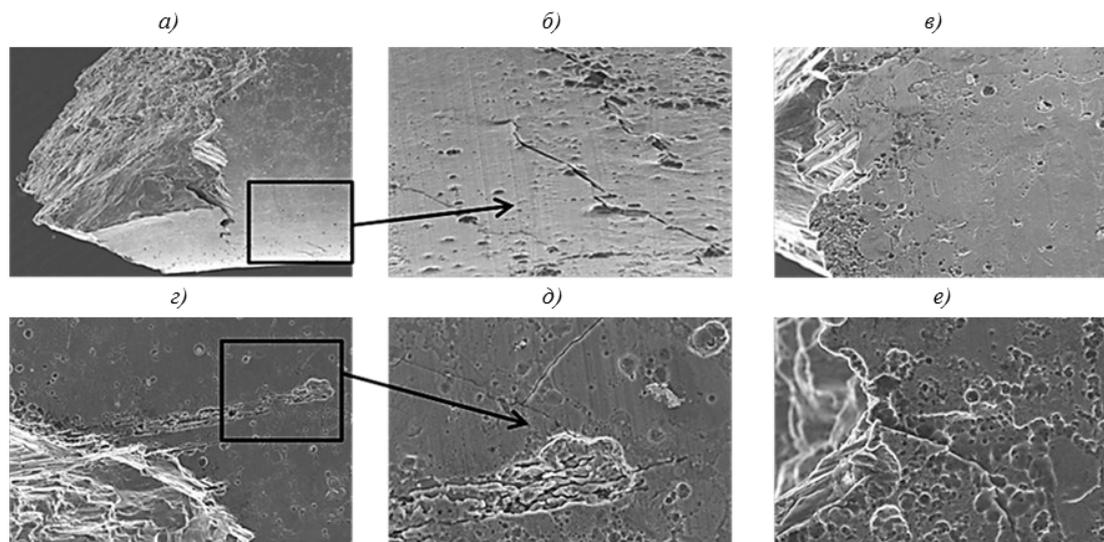


Рис. 7. Рельеф поверхности образцов (а – $\times 50$; б, д, е – $\times 500$; в – $\times 200$; з – $\times 150$), испытанных на МЦУ без разрушения, после 30 сут экспозиции в КСТ

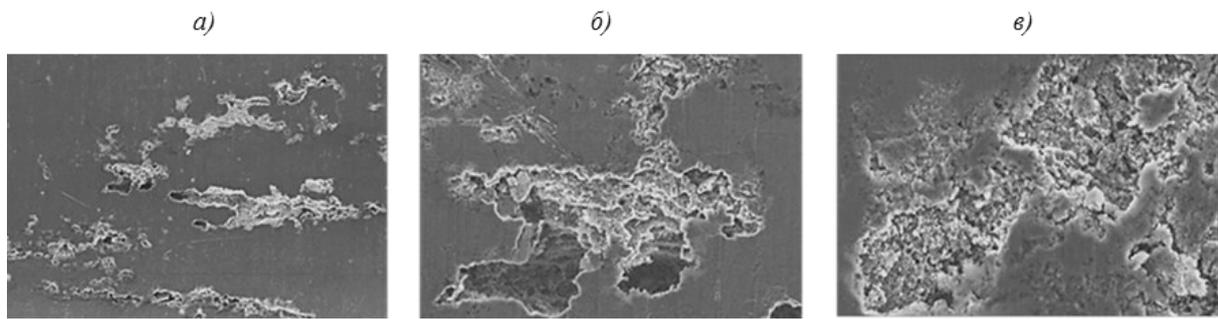


Рис. 8. Коррозионные поражения поверхности образцов (*a* – $\times 50$; *b* – $\times 250$; *v* – $\times 500$) после 120 сут экспозиции в условиях ГЦКИ

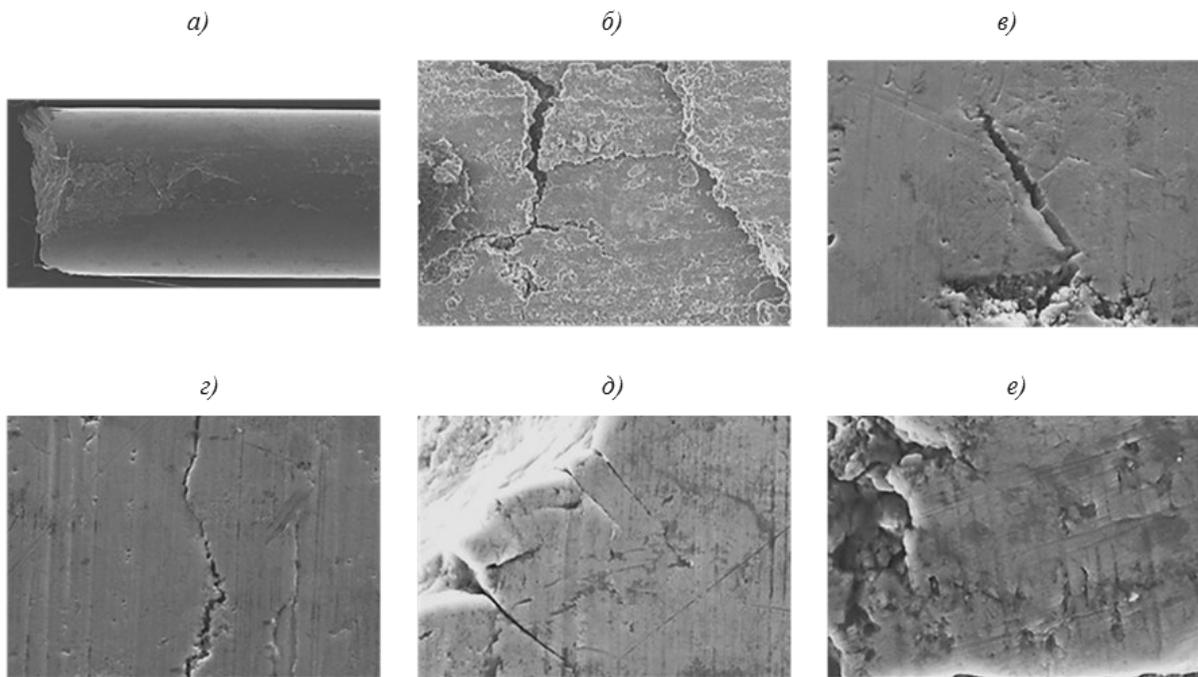


Рис. 9. Структура поверхности образцов (*a* – $\times 10$; *б* – $\times 100$; *в, г* – $\times 1000$; *д, e* – $\times 1500$), испытанных на МЦУ, после 120 сут экспозиции в условиях ГЦКИ

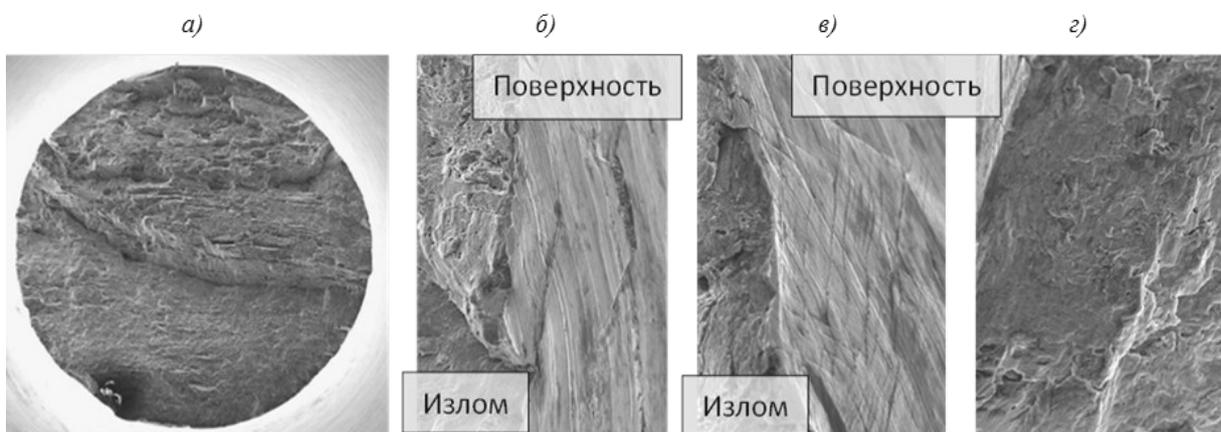


Рис. 10. Вид разрушенного образца и поверхности (*a* – $\times 15$; *б* – $\times 200$; *в, г* – $\times 500$) в прилегающей к излому области после испытаний на МЦУ по «жесткому» циклу

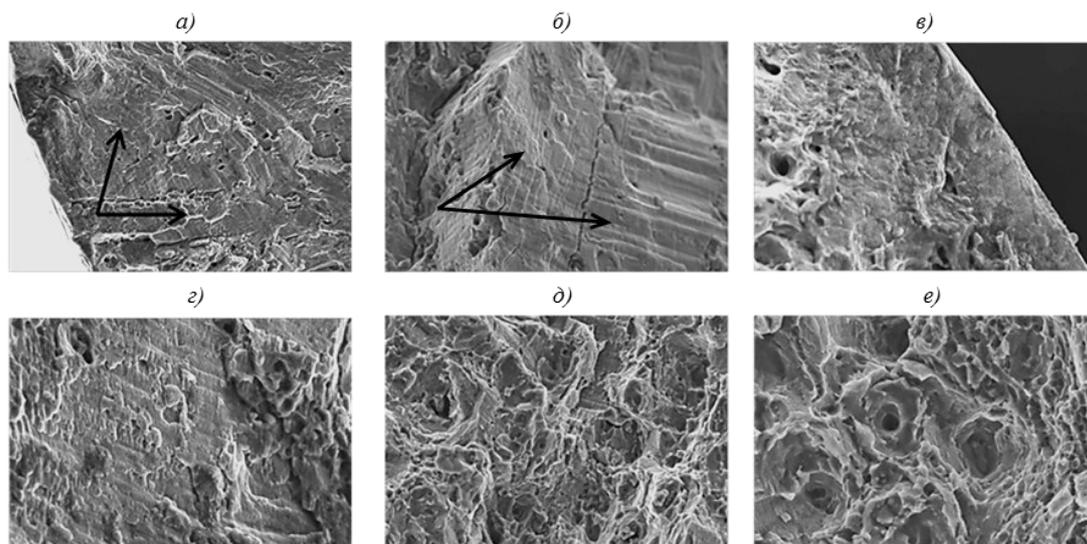


Рис. 11. Вид излома образцов ($a - \times 400$; $b, d - \times 500$; $e, z, e - \times 1000$), испытанных на МЦУ по «жесткому» циклу

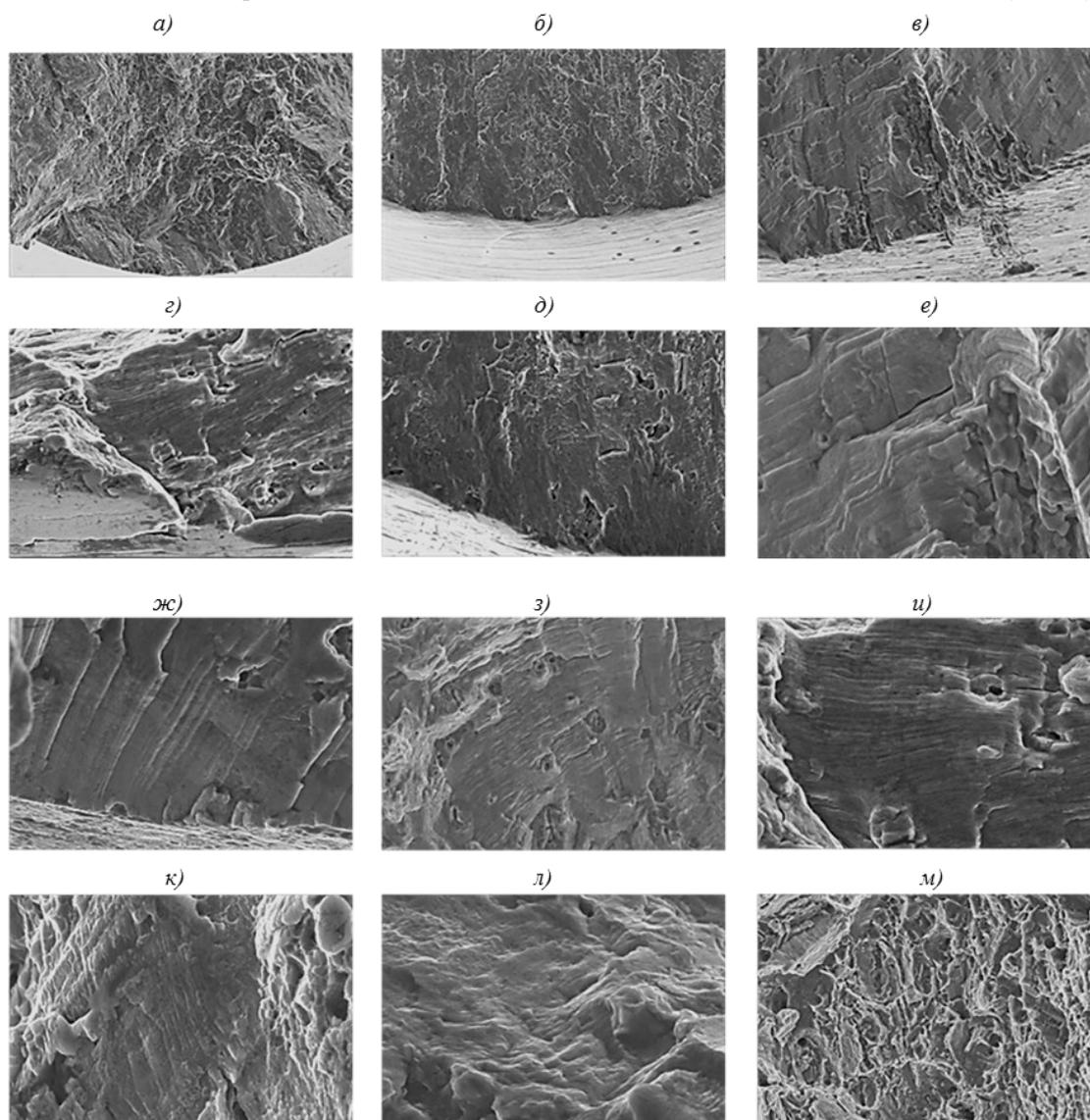


Рис. 12. Вид изломов образцов ($a - \times 50$; $b - \times 100$; $e - \times 250$; $z, d, з, м - \times 500$; $e, жс, и - \times 1000$; $к - \times 2000$; $л - \times 1500$), испытанных на МЦУ по «жесткому» циклу, после экспозиции в КСТ

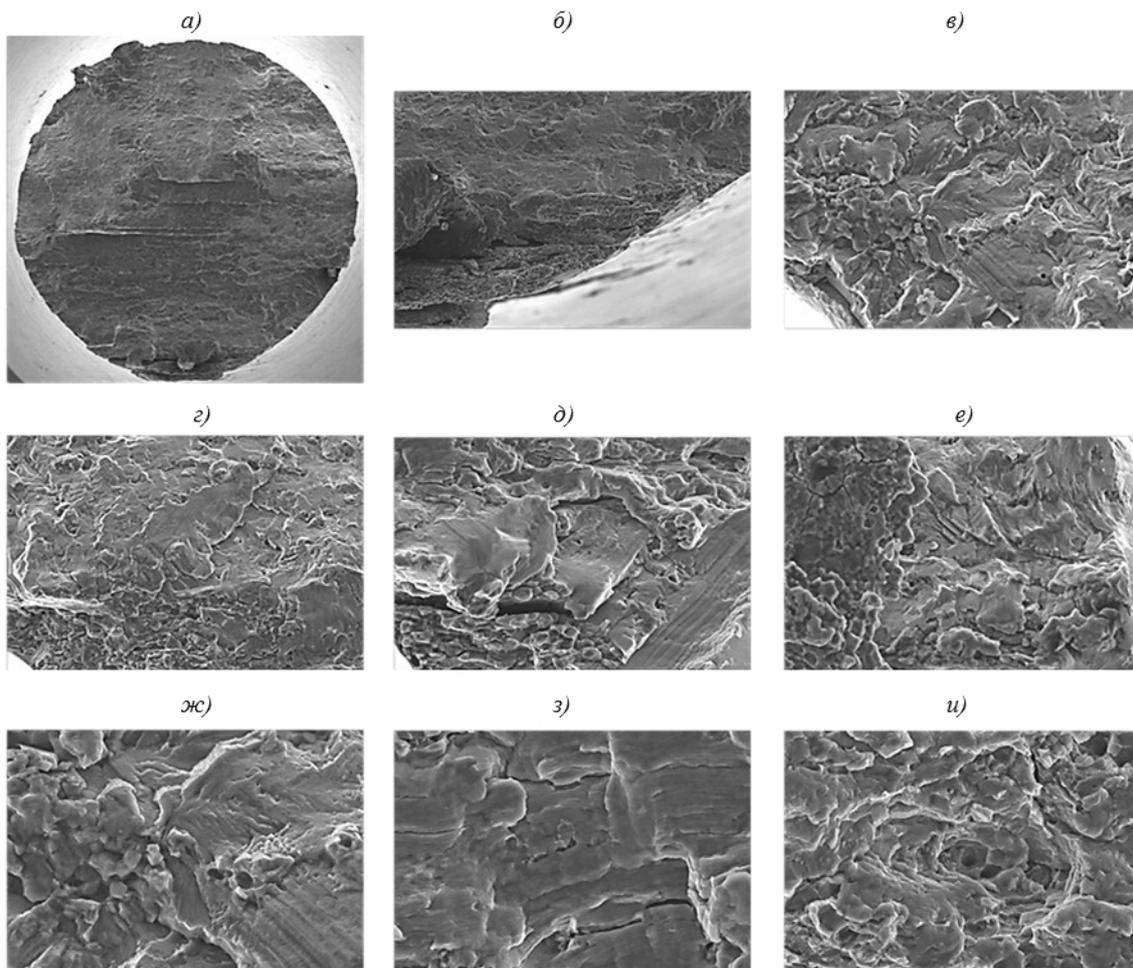


Рис. 13. Вид изломов образцов (*a* – $\times 10$; *б, в, д* – $\times 100$; *з* – $\times 300$; *е, ж* – $\times 500$; *з, и* – $\times 1000$), испытанных на МЦУ по «жесткому» циклу, после натурно-ускоренных испытаний:

a–e – слоистость и коррозионные повреждения в очагах изломов; *ж–и* – усталостные бороздки в зоне развития трещины и ямки в зоне долома

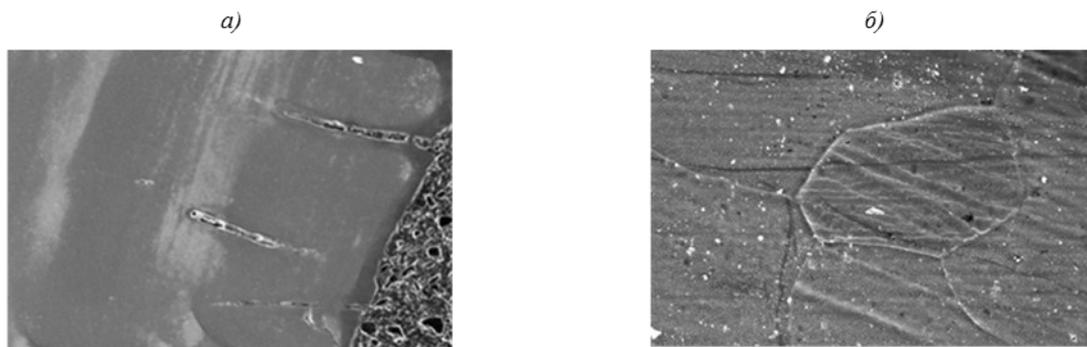


Рис. 14. Микроструктура разрушенного образца (*a* – $\times 500$; *б* – $\times 1000$) при испытаниях на МЦУ по «жесткому» циклу

не выявляются. В области, примыкающей к излому, обнаружены трещины, распространяющиеся вглубь материала.

Исследование микроструктуры образцов, подвергнутых перед испытаниями на МЦУ действию коррозионно-активной среды в КСТ или во время экспозиции в ГЦКИ, подтвердило ранее прове-

денные исследования – линии скольжения сосредоточены в узкой зоне h_{yh} , примыкающей к излому, в слабдеформированной зоне h_y линий скольжения не наблюдается. В случае образцов, испытанных с остановкой испытания при достижении степени деформации 0,7%, на поверхности шлифов линии скольжения не выявляются. Отмечено

развитие межкристаллитной коррозии (МКК), глубина проникновения которой достигает 70 мкм (рис. 15).

Линии скольжения, обнаруженные на шлифах, изготовленных из разрушенных при испытаниях на МЦУ образцов, также сосредоточены в узкой зоне h_{yh} , примыкающей к излому, в слабodeформированной зоне h_y линии скольжения не выявлены. Увеличение времени экспозиции с 90 до 120 сут приводит к увеличению размеров, глубины и площади коррозионных питтингов.

Заключения

1. Вблизи излома происходит формирование двух деформационных зон: сильнодеформированной зоны h_{yh} , где плотность линий скольжения в 4–6 раз превышает плотность линий скольжения в слабodeформированной зоне h_y , расположенной на удалении. Сильнодеформированная зона в образцах из сплава 1441 занимает не более 8% от общей длины рабочей части. Разрушение развивается от микротрещин, образовавшихся непосредственно по линиям скольжения. Наличие линий скольжения и фрагментации поверхности, сосредоточенных на малом участке, позволяет прогнозировать возникновение разрушения именно в данной области.

2. Установлено, что наличие коррозионной среды приводит к локализации деформации, уменьшению зон пластической деформации и снижению сопротивления разрушению в условиях усталостных испытаний по «жесткому» циклу в 1,2–2 раза. Совместное влияние коррозионной среды и приложенной нагрузки приводит к образованию трещин в местах слияния коррозионных питтингов.

3. Микроструктурный анализ подтвердил наличие линий скольжения преимущественно в сильнодеформированной зоне h_{yh} вблизи излома. Линии скольжения сосредоточены в границах одного зерна и разориентированы относительно соседних зерен.

4. Анализ изломов, полученных при испытаниях при растяжении, показал, что наличие коррозионно-активной среды приводит к развитию межзеренного хрупкого разрушения.

Испытания на МЦУ в условиях «жесткого» цикла нагружения приводят к образованию многоочагового разрушения и ускоренному росту трещины с формированием грубых усталостных бороздок и мелких ямок в усталостной зоне.

В образцах из сплава 1441 зона усталостного развития трещины занимает 10–20% от общей площади излома образца. В зоне статического разрушения h_s формируется вязкий ямочный излом.

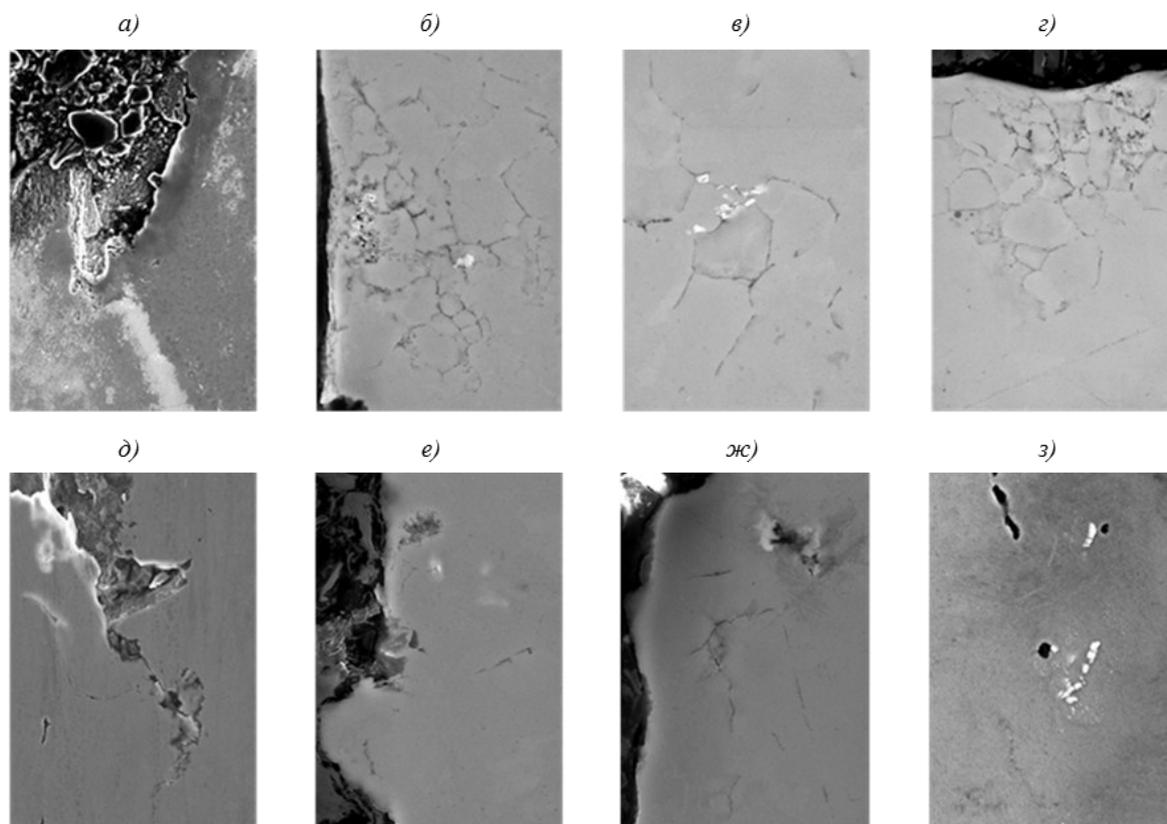


Рис. 15. Распространение МКК вглубь материала (а – $\times 300$; б, з, е – $\times 2000$; в – $\times 3500$; д – $\times 500$; ж – $\times 3000$; з – $\times 800$) после экспозиции в коррозионно-активной среде и испытаний на МЦУ по «жесткому» циклу: а–з – в камере солевого тумана; д–з – после натурно-ускоренных испытаний в ГЦКИ

При наличии коррозионной среды усталостная долговечность снижается на 20–40%, многоочаговое разрушение развивается от коррозионных повреждений поверхности. Усталостная трещина имеет перегрузочный характер, зона статического разрушения формируется преимущественно по

механизму вязкого среза. Зона разрушения, в которой формируются равноосные ямки, занимает незначительную площадь излома.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 13-08-12081-офи_м).

ЛИТЕРАТУРА

1. Материалы XXI века: база данных по материаловедению [Электронный ресурс]. URL: <http://ism-data.misis.ru> (дата обращения: 24.08.2017).
2. Zworykin V.K., Morton Q.A., Ramberg E.Q. et al. *Electron Optics and the Electron Microscope*. New York: John Wiley & Sons, 1945. 766 p.
3. Панин В.Е. *Физическая мезомеханика материалов*. Томск: Изд-во Томск. гос. ун-та, 2015. 920 с.
4. Панин В.Е., Каблов Е.Н., Почивалов Ю.И., Панин С.В., Колобнев Н.И. Влияние наноструктурирования поверхностного слоя алюминий-литиевого сплава 1424 на механизмы деформации, технологические характеристики и усталостную долговечность. Повышение пластичности и технологических характеристик // *Физическая мезомеханика*. 2012. Т. 15. №6. С. 107–111.
5. Seong-Woong Kim, Huck Beng Chew, K. Sharvan Kumar. In situ TEM study of crack–grain boundary interactions in thin copper foils // *Scripta Materialia*. 2013. Vol. 68. P. 154–157.
6. Дун Ю., Александров И.В., Ванг Д. Высокоскоростное деформационное поведение ультрамелкозернистой меди // *Вестник Уфимского государственного авиационного технического университета*. 2012. Т. 16. №1 (46). С. 98–105.
7. Беликова А.Ф., Буравова С.Н., Гордополов Ю.А. Локализация деформации и связь ее с деформированным состоянием материала // *Журнал технической физики*. 2013. Т. 83. №2. С. 153–155.
8. Глезер А.М., Шурыгина Н.А., Зайченко С.Г., Пермякова И.Е. Взаимодействие полос деформационного сдвига и наночастиц в аморфно-нанокристаллических сплавах // *Деформация и разрушение материалов*. 2012. №4. С. 2–12.
9. Шибков А.А., Золотов А.Е., Желтов М.А. др. Динамика деформационных полос и разрушение алюминий-магниевого сплава АМг6 // *Физика твердого тела*. 2011. Т. 53. №10. С. 1873–1878.
10. Жегина И.П., Морозова Л.В. Определение диагностических признаков предразрушения по состоянию поверхностных слоев жаропрочных никелевых сплавов // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн.* 2015. №4. Ст. 04. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 24.06.2017). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-4-4-4.
11. Шибков А.А., Золотов А.Е., Желтов М.А., Денисов А.А. Деформационный хаос и самоорганизация на стадии предразрушения сплава АМг6 // *Физика твердого тела*. 2011. Т. 53. №10. С. 1879–1884.
12. Зуев Л.Б., Бараникова С.А. О волновом характере макроскопической локализации пластической деформации металлов // *Вестник Пермского государственного технического университета. Механика*. 2011. №2. С. 42–63.
13. Каблов Е.Н., Старцев О.В. Фундаментальные и прикладные исследования коррозии и старения материалов в климатических условиях (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2015. №4 (37). С. 38–52. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-4-38-52.
14. Хохлатова Л.Б., Колобнев Н.И., Антипов В.В. и др. Влияние коррозионной среды на скорость роста трещины усталости в алюминиевых сплавах // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн.* 2013. №3. Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 24.06.2017).
15. Курс М.Г., Каримова С.А., Махсидов В.В. Сравнение коррозионной стойкости деформируемых алюминиевых сплавов при натуральных и натурно-ускоренных испытаниях // *Вопросы материаловедения*. 2013. №1 (73). С. 182–190.
16. Панин С.В., Старцев О.В., Кротов А.С., Медведев И.М., Фролов А.С. Коррозия и старение поверхности конструкционных материалов по данным 3D микроскопии // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн.* 2014. №12. Ст. 12. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 24.06.2017). DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-12-12-12.
17. Жиликов В.П., Каримова С.А., Лешко С.С., Чесноков Д.В. Исследование динамики коррозии алюминиевых сплавов при испытании в камере солевого тумана (КСТ) // *Авиационные материалы и технологии*. 2012. №4. С. 18–22.
18. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // *Авиационные материалы и технологии*. 2015. №1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
19. Каблов Е.Н., Антипов В.В., Сенаторова О.Г., Лукина Н.Ф. Новый класс слоистых аломостеклопластиков на основе алюминий-литиевого сплава 1441 с пониженной плотностью // *Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер.: Машиностроение*. 2011. №SP2. С. 174–183.
20. Антипов В.В., Сенаторова О.Г., Ткаченко Е.А., Вахромов Р.О. Алюминиевые деформируемые сплавы // *Авиационные материалы и технологии*. 2012. №S. С. 167–182.
21. Антипов В.В., Колобнев Н.И., Хохлатова Л.Б. Развитие алюминий-литиевых сплавов и многоступенчатых режимов термической обработки // *Авиационные материалы и технологии*. 2012. №S. С. 183–195.