

УДК 620.178.6

*Л.В. Морозова¹, И.П. Жегина¹, В.Б. Григоренко¹***ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ
СПЛАВА В-1469 В УСЛОВИЯХ СОВМЕСТНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ
ПРИЛОЖЕННОЙ НАГРУЗКИ И КОРРОЗИОННО-АКТИВНОЙ СРЕДЫ**

DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-9-10-10

Рассмотрено деформационное поведение литийсодержащего алюминиевого сплава В-1469 в условиях совместного воздействия приложенной нагрузки и коррозионно-активной среды после проведения механических испытаний по шести схемам. Исследовано изменение характера разрушения и рельефа поверхности сплава, выделены пластические зоны локализации деформации, отличающиеся по плотности полос скольжения, размеру и плотности коррозионных питтингов.

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») [1].

Ключевые слова: жесткий цикл нагружения, накопление повреждений, поверхность, коррозионно-активная среда, линии скольжения, фрагментация, излом, микроструктура.

The deformation behavior of Al-Li alloy V-1469 in conditions of joint influence of applied load and active corrosion environment after carrying out tests according to six schemes is considered. Research of alternation of destruction nature and relief of the alloy surface is conducted; plastic zones of deformation localization which differ on density of strips of sliding, the size and density of corrosion pettings are allocated.

The work is executed within implementation of integrated scientific direction 8.1. «High-strength welded aluminum and aluminum-lithium alloys of lowered density with increased fracture toughness» («The strategic directions of development of materials and technologies of their processing for the period till 2030») [1].

Keywords: hard loading cycle, surface, damage accumulation, corrosive environment, microstructure, fragmentation, slip lines.

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

Одной из важнейших задач современного материаловедения является повышение надежности изделий в процессе эксплуатации [2–4]. Важным аспектом при решении этой задачи является повышение эффективности диагностики состояния работающего изделия с учетом накопления повреждений. Решению этой задачи посвящено большое количество исследований, сосредоточенных на изменениях, протекающих в поверхностных слоях материала [5–9].

Поверхностные слои материала являются наиболее нагруженными и подверженными воздействию различных внешних факторов, таких как температура и среда. На внутренних границах раздела в материале 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 [10, 11].

Как показывает опыт, разрушению предшествует пластическая деформация поверхности материала, на ней возникает микрорельеф (шероховатость), все более выраженный по мере увеличения пластической деформации и приближения момента разрушения материала. 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 [12].

Материалы и методы

Разработанный во ФГУП «ВИАМ» сплав В-1469 на основе системы Al–Cu–Li–Mg является высокопрочным конструкционным свариваемым сплавом, технологичным при литье и обработке давлением, обладает пониженной плотностью (2670 кг/м^3), легирован Ag, Zr и Sc, рекомендован для элементов, работающих длительно во всеклиматических условиях до температур 150°C , таких как верхние поверхности крыла, лонжероны, балки, стрингеры и другие детали фюзеляжа [13, 14].

Испытания образцов на растяжение до разрушения, а также с нагружением до заданного уровня напряжений производили на сервогидравлической испытательной машине MTS с максимальным усилием $\pm 50 \text{ кН}$ и на электромеханической испытательной машине Zwick/Roell Z100 с максимальным усилием $\pm 100 \text{ кН}$. Испытания на малоцикловую усталость (МЦУ) в условиях жесткого цикла при максимальной степени деформации 0,7, частоте 1 Гц и коэффициенте асимметрии, равном нулю, осуществляли на машине MTS 5 т с приспособлением для жесткого нагружения.

Коррозионные испытания проводили в камере солевого тумана (КСТ) (VSC-1000) в течение заданного времени (15; 30 и 45 сут) путем постоянного распыления 5%-ного раствора NaCl при температуре $35 \pm 2^\circ\text{C}$ и относительной влажности 95–98%. После окончания срока экспозиции с поверхности образцов продукты коррозии удаляли 30%-ным раствором азотной кислоты согласно ГОСТ 9.913–90. Затем образцы промывали проточной водой, ополаскивали дистиллированной водой и сушили в термошкафу при 40°C .

Натурно-ускоренные испытания образцов в условиях приморского климата проводили на испытательной площадке Геленджикского центра климатических испытаний им. Г.В. Акимова (ГЦКИ) под навесом с ежедневным обливом морской водой. Продолжительность экспозиции составляла 90 и 120 сут.

Оценку совместного влияния нагружения и коррозионной среды на процесс накопления повреждений в приповерхностных слоях проводили с использованием установки КР «Сигнал» согласно ГОСТ 9.019–74. На образцы действовала постоянная осевая растягивающая нагрузка, равная $0,75\sigma_{0,2}$, и коррозионная среда (3%-ный раствор NaCl). С учетом ранее полученных данных о склонности исследуемого сплава к коррозионному растрескиванию, дополнительно проводили нагружение при нагрузке $0,8\sigma_{0,2}$, $0,85\sigma_{0,2}$ и $0,9\sigma_{0,2}$ с выдержкой в течение 10; 20; 30 и 45 сут.

Постоянный уровень приложенных нагрузок обеспечивался на весь период испытаний. Подачу коррозионной среды осуществляли периодически по следующему циклу: 50 мин на воздухе, 10 мин в растворе 3%-ного NaCl. После окончания срока экспозиции образцы промывали проточной водой, ополаскивали дистиллированной водой и сушили в термошкафу при 40°C .

Для проведения испытаний в камере солевого тумана (КСТ) из листов сплава В-1469 изготовили образцы (рис. 1, а). Перед проведением испытаний поверхность об-

разцов отполировали пастой из синтетических алмазов марки АСМ НОМГ. Для испытаний на МЦУ образцы вырезали из плиты толщиной 35 мм (рис. 1, б).

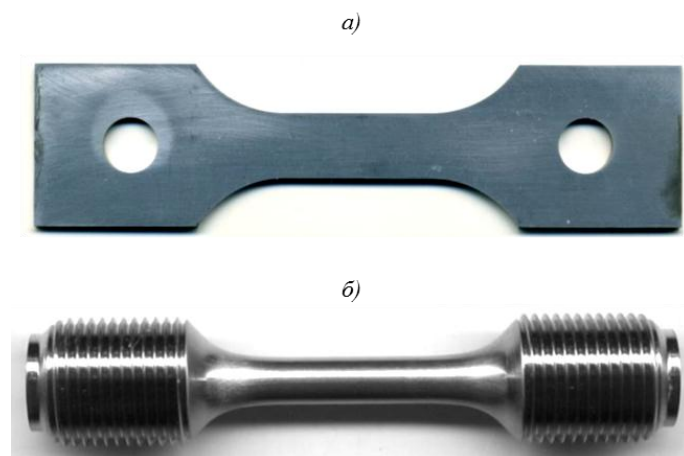


Рис. 1. Общий вид образцов для проведения испытаний по схемам 1–3 (а) и 4–6 (б)

Наличие фрагментации поверхности и выходов плоскостей скольжения на поверхность исследуемых образцов из литийсодержащих алюминиевых сплавов, а также изучение характера разрушения (изломов) осуществляли с помощью растрового электронного микроскопа JSM-6490 LV фирмы Jeol.

Исследование микроструктуры проводили с использованием оптического комплекса Leica, конфокального лазерного сканирующего микроскопа (ЛСМ) Olympus LEXT OLS3100 и растрового электронного микроскопа JSM-6490 LV.

По шести различным схемам, моделирующим совместное воздействие статической и циклической нагрузок в различных коррозионно-активных средах, проведены испытания и комплексные исследования образцов из алюминий-литиевого сплава В-1469 [15, 16].

Схемы нагружения:

1 – одноосное растяжение на воздухе – как до разрушения, так и с остановками до достижения предела прочности $0,8\sigma_B$ и $0,9\sigma_B$;

2 – выдержка в коррозионной среде и последующее одноосное растяжение на воздухе – как до разрушения, так и с остановками до достижения предела прочности $0,8\sigma_B$ и $0,9\sigma_B$;

3 – одноосное растяжение в коррозионной среде с выдержкой при различных нагрузках до достижения предела текучести $0,75\sigma_{0,2}$; $0,8\sigma_{0,2}$ и $0,9\sigma_{0,2}$;

4 – испытания на МЦУ по «жесткому» циклу на воздухе – как до разрушения, так и с остановкой испытания при достижении 0,7% деформации и частоте 1 Гц;

5 – выдержка в коррозионно-активной среде камеры солевого тумана (КСТ) в течение 15; 30 и 45 сут и последующее испытание на МЦУ по «жесткому» циклу при максимальной степени деформации 0,7% и частоте 1 Гц;

6 – выдержка в коррозионно-активной среде в условиях морского климата (ГЦКИ) в течение 90 и 120 сут и последующее испытание на МЦУ по «жесткому» циклу при максимальной степени деформации 0,7% и частоте 1 Гц.

Результаты

Анализ поверхности

Основные закономерности изменения поверхностного рельефа заключаются в формировании двух зон: слабодеформированной пластической зоны (h_p) с единичными линиями скольжения (рис. 2, а, б) и сильнодеформированной зоны (h_{yh}), плотность

полос скольжения в которой почти на порядок выше, чем в слабдеформированной зоне (рис. 2, в, г).

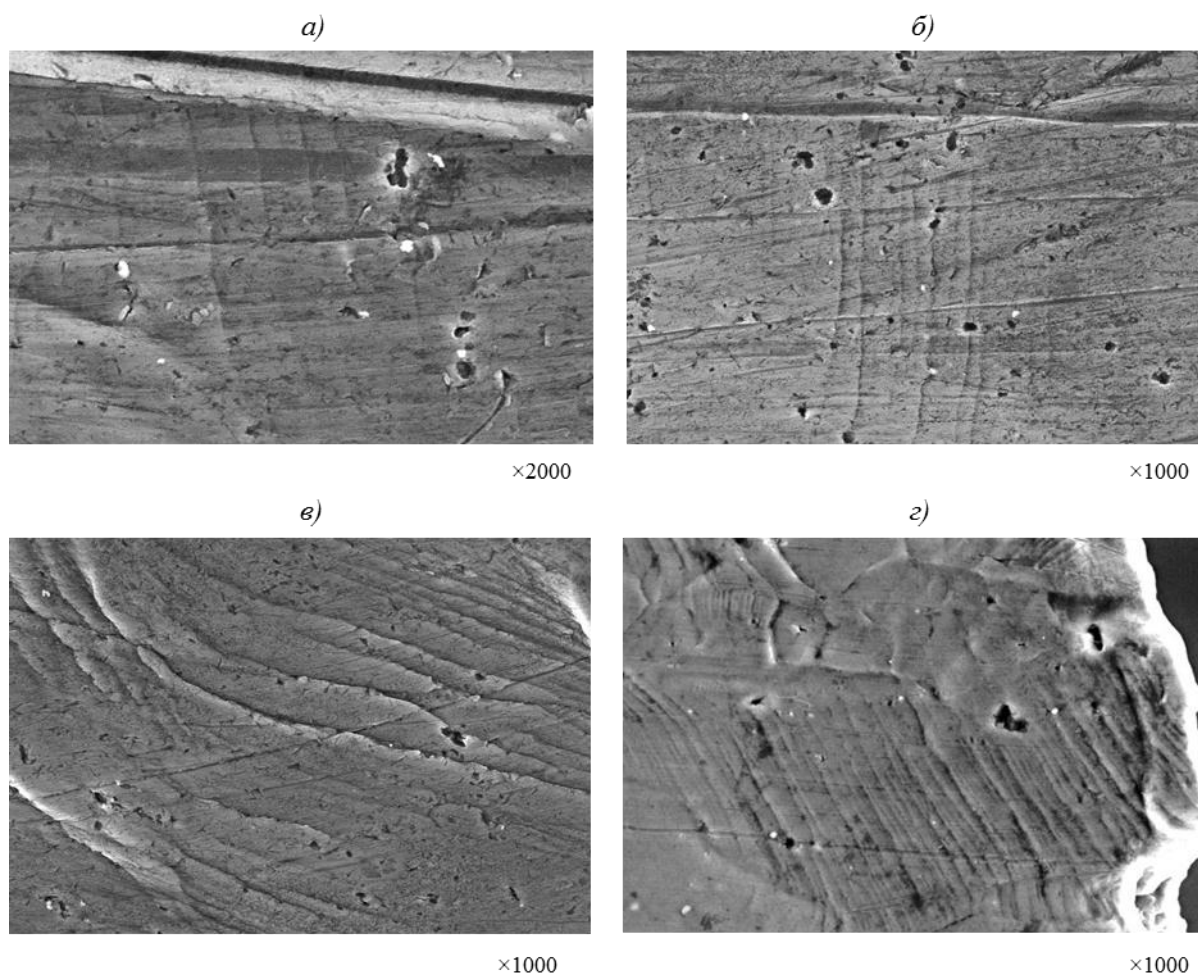


Рис. 2. Структура поверхности и линии скольжения в зонах h_y (а, б) и h_{yh} (в, г)

В зоне h_{yh} наблюдаются множественные линии скольжения, расположенные «пакетами», ориентированными под различными углами относительно друг друга. В случае испытаний с остановками при достижении $0,9\sigma_B$, зона h_{yh} , как правило, формируется в средней части образца. При достижении $0,8\sigma_B$ в средней части образца может сформироваться только зона h_y с единичными линиями скольжения. В случае проведения испытаний до разрушения, зона h_{yh} располагается непосредственно у излома. Помимо линий скольжения вблизи излома наблюдается фрагментация поверхности и вторичные трещины. Размер зоны h_{yh} составляет 1–2 мм. Плотность линий скольжения вблизи излома составляет $400\text{--}600\text{ мм}^{-1}$ и уменьшается до 100 мм^{-1} на расстоянии 2–4 мм от излома.

Коррозионная среда оказывает сильное влияние на состояние поверхности образцов после механических испытаний. Ее воздействие на материал сокращает время до разрушения на 20–40%. На поверхности образцов образуются множественные коррозионные питтинги различной глубины и морфологии (рис. 3 а, б).

При анализе поверхности образцов, испытанных до разрушения, в зоне h_{yh} , расположенной в непосредственной близости к излому, выявлены множественные линии скольжения, фрагментация поверхности и надрывы по границам зерен (рис. 3, в, г). Помимо линий скольжения на поверхности образцов наблюдаются множественные следы коррозионного воздействия: растравы по границам зерен, коррозионные питтинги.

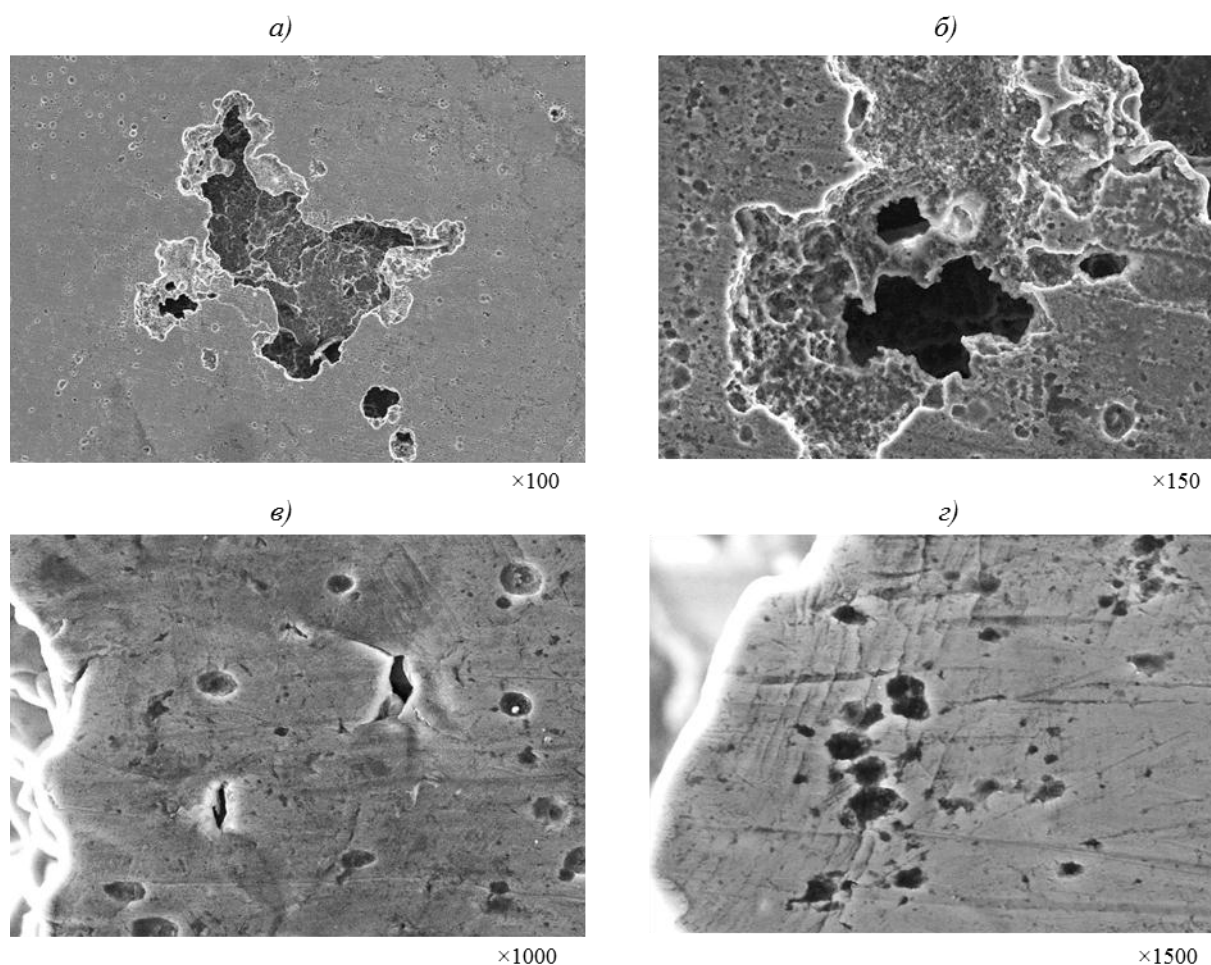


Рис. 3. Вид поверхности после воздействия коррозионной среды и приложенной нагрузки:
 а, б – коррозионные питтинги; в, з – линии скольжения, надрывы

В случае испытаний с остановками при достижении $0,8-0,9\sigma_B$, как правило, на поверхности в средней части образца формируется только зона h_y с единичными линиями скольжения.

При проведении испытаний на МЦУ по «жесткому» циклу на поверхности образцов, испытанных до разрушения, в зоне h_{yh} наблюдаются множественные линии скольжения, микротрещины по линиям скольжения, фрагментация поверхности и вторичные трещины (рис. 4). Размер зоны h_{yh} не превышает 5–8% от общей длины рабочей части образца. Плотность линий скольжения вблизи излома составляет $400-600 \text{ мм}^{-1}$ и снижается до 100 мм^{-1} на расстоянии 1,5–2 мм от излома.

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

В случае остановки испытания при достижении 0,7% деформации, как правило, в средней части образца формируется только зона h_y с единичными линиями скольжения.

Площадь, занимаемая коррозионными повреждениями, с увеличением времени выдержки от 10 до 45 сут в КСТ увеличивается с 2–5 до 45–50%, размер коррозионных питтингов растет на три порядка – от 10 мкм до 2 мм.

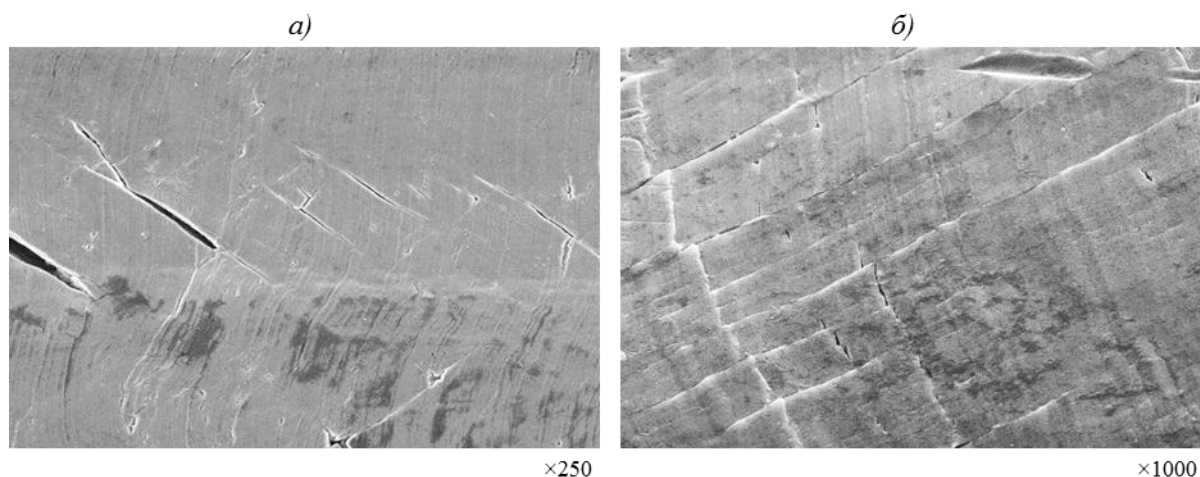


Рис. 4. Поверхность после испытания до разрушения в зоне h_{yfl} :
а, б – линии скольжения и микротрещины по линиям скольжения

Увеличение продолжительности экспозиции с 90 до 120 сут в условиях ГЦКИ также приводит к увеличению размеров, глубины и площади коррозионных питтингов. Площадь, занимаемая коррозионными повреждениями, увеличивается с 45–50 до 85–92%.

Одновременно с этим снижется количество циклов до разрушения образцов. Совместное влияние коррозионной среды и приложенной нагрузки приводит к образованию трещин в местах слияния коррозионных питтингов (рис. 5, *а*). Единичные линии скольжения наблюдаются в непосредственной близости от магистральных трещин (рис. 5, *б*).

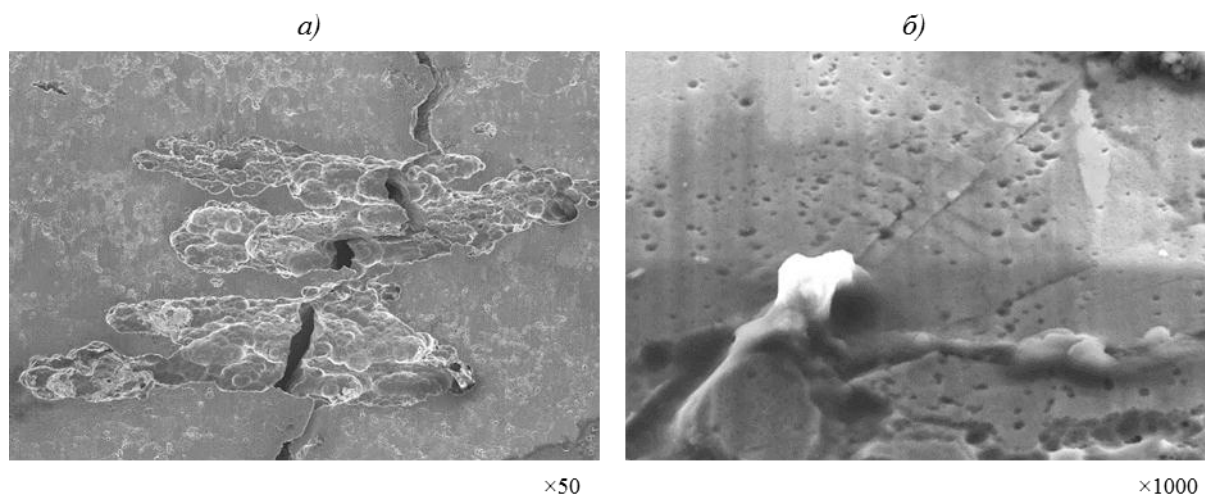


Рис. 5. Поверхность образцов, испытанных по схеме 5:
а – магистральная трещина в месте слияния коррозионных питтингов;
б – линии скольжения у магистральной трещины

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 на растяжение. Таким образом, наличие коррозионной среды приводит к локализации деформационных зон.

Фрактографический анализ

Фрактографический анализ образцов, испытанных до разрушения по схеме 1, выявил в изломе вязкий мелкоямочный рельеф, типичный для разрушения данного сплава при комнатной температуре (рис. 6, а, б).

Коррозионная среда, проникающая с поверхности вглубь материала по границам зерен, при разрушении формирует межзеренный излом (рис. 6, в, г).

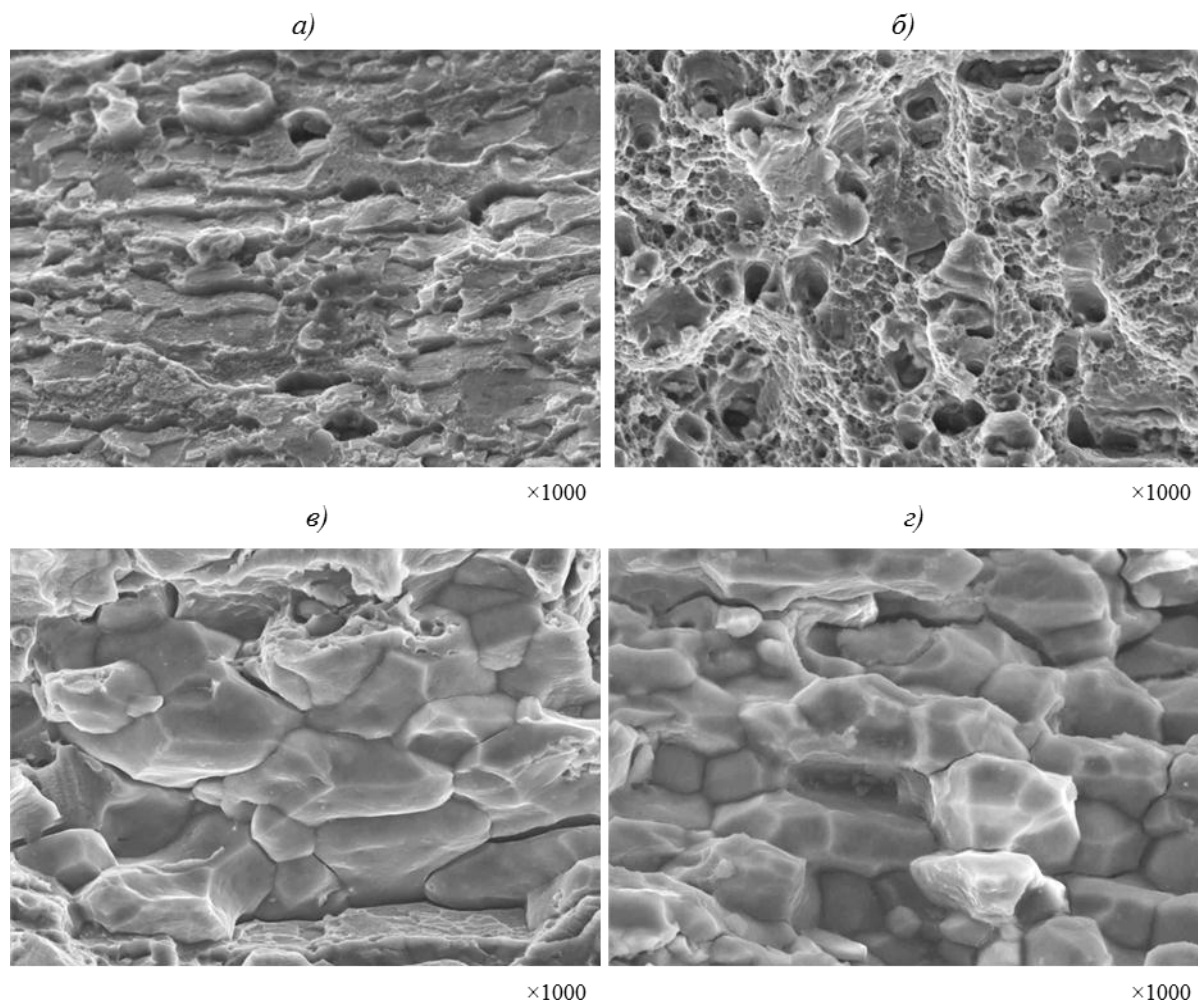


Рис. 6. Результаты фрактографического анализа:
 а, б – ямочный рельеф в изломе образцов после испытания по схеме 1;
 в, г – разрушение по границам зерен после испытания по схеме 2

При проведении испытаний на МЦУ по «жесткому» циклу, зона развития усталостной трещины (h_u) формируется на участке слияния поверхностных микротрещин, образовавшихся на линиях скольжения. Разрушение, как правило, многоочаговое, «жесткий» цикл нагружения приводит к ускоренному росту усталостной трещины с формированием грубых усталостных бороздок и мелких ямок в зоне h_u . Наблюдается образование вторичных трещин по границам волокон. В зоне статического отрыва (h_s) – доломе, разрушение преимущественно проходит по механизму вязкого среза с формированием малопластичного мелкоямочного рельефа (рис. 7).

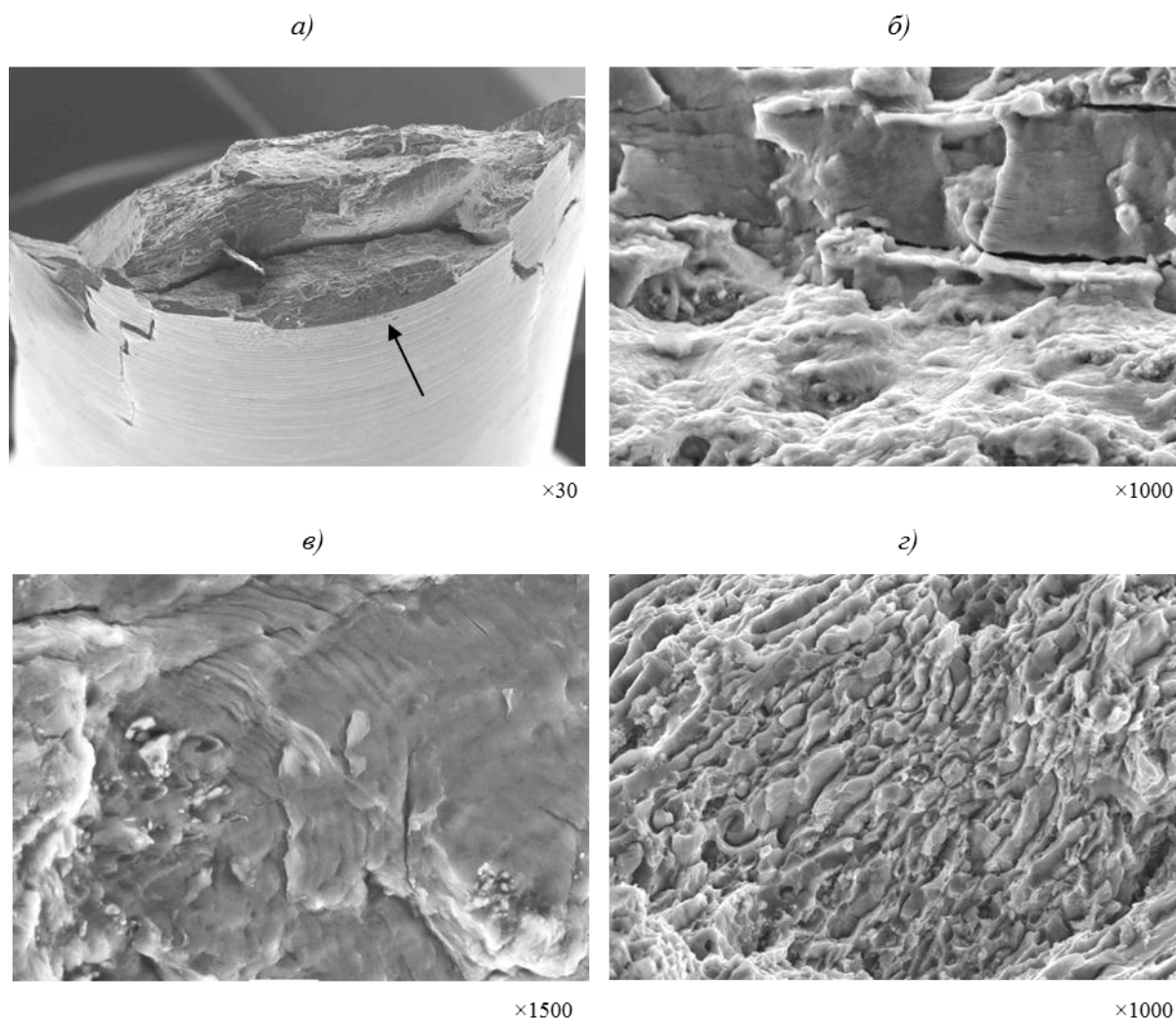


Рис. 7. Фрактограммы образца после испытания по схеме 4:
a – очаговая зона (указана стрелкой); *б, в* – строение излома в усталостной зоне;
г – строение излома в доломе

Совместное влияние коррозионной среды и приложенной нагрузки (схемы 5 и 6) приводит к развитию усталостных трещин от коррозионных питтингов на поверхности образца (рис. 8). Как и в предыдущем случае, разрушение, как правило, многоочаговое. В зоне h_u наблюдается ускоренный рост усталостной трещины с формированием грубых усталостных бороздок и мелких ямок. В изломе также наблюдается образование вторичных трещин по границам волокон. В доломе разрушение преимущественно проходит по механизму вязкого среза с формированием малопластичного мелкоямочного рельефа. Наличие коррозионных питтингов снижает количество циклов до разрушения на 20–40% по сравнению с испытаниями в исходном состоянии.

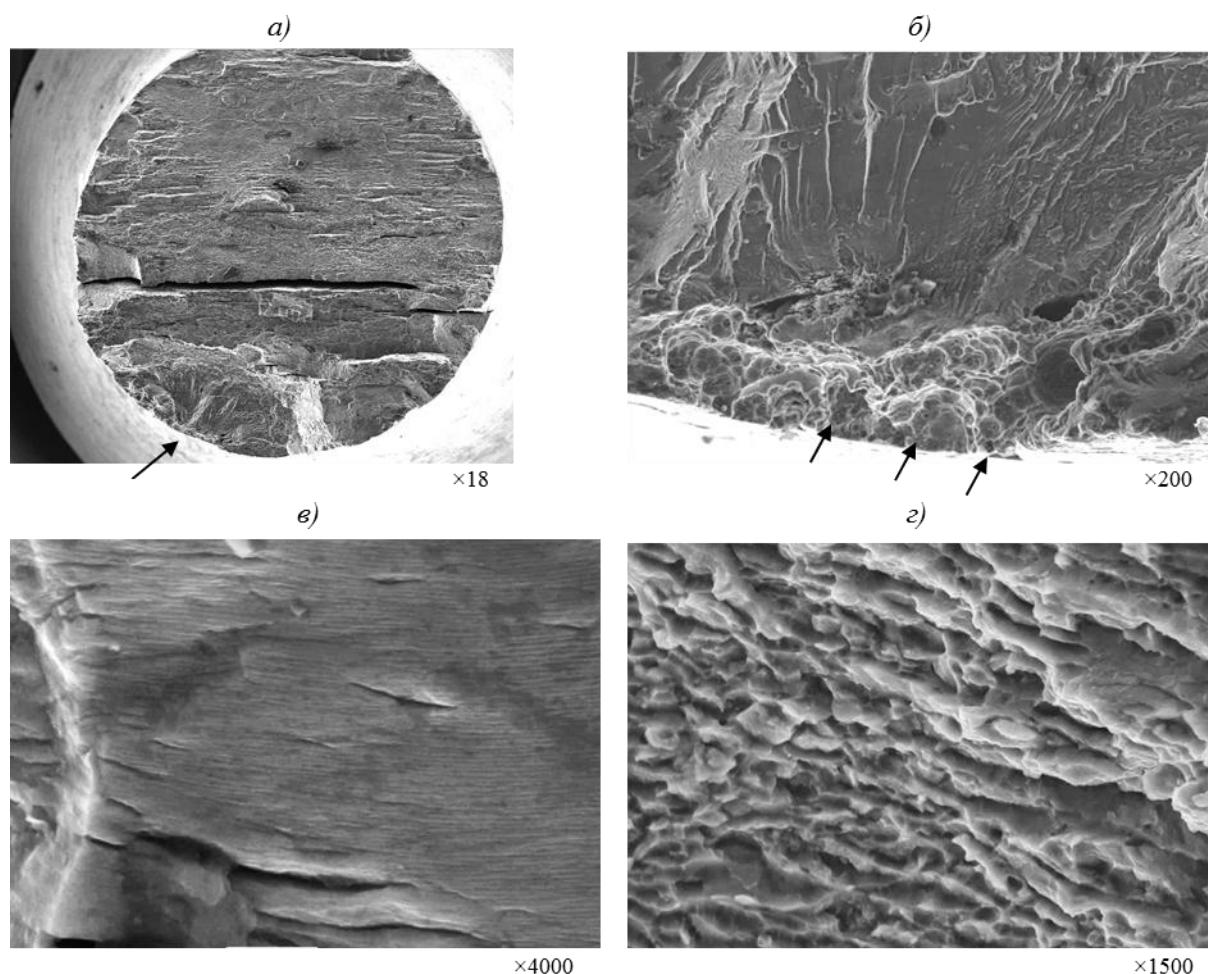


Рис. 8. Фрактограммы образца после испытания по схемам 5 и 6 (стрелками указаны питтинги)

Микроструктурные исследования

После проведения испытаний по схемам 1 и 4 на поверхности микрошлифов наблюдаются линии скольжения в зоне h_{yh} , примыкающей к излому. На удалении от излома в зоне h_y наблюдаются единичные линии скольжения (рис. 9, а). На поверхности шлифов, изготовленных из образцов, испытанных с остановками испытания при достижении $0,8\sigma_B$ и $0,9\sigma_B$, линии скольжения не выявляются.

Наличие коррозионной среды в значительной мере сокращает количество наблюдаемых линий скольжения вследствие реализации механизмов зернограницного разрушения и снижения способности материала к пластической деформации. Линии скольжения сосредоточены в узкой зоне h_{yh} , примыкающей к излому (рис. 9, б), в слабodeформированной зоне h_y линий скольжения не наблюдается. Как и в предыдущем случае, в случае образцов, испытанных с остановкой при достижении $0,8\sigma_B$ и $0,9\sigma_B$, на поверхности шлифов линии скольжения также не выявляются.

Поскольку при проведении испытаний по схеме 3 образцы нагружали без достижения предела текучести, линии скольжения на поверхности не образуются, а в материале реализуется механизм коррозии под напряжением. Распространение коррозионной среды вглубь материала проходит по границам зерен и волокон (рис. 10).

После проведения испытаний по схемам 5 и 6 линии скольжения сосредоточены в узкой зоне h_{yh} , примыкающей к излому, в слабodeформированной зоне h_y линий скольжения не наблюдается.

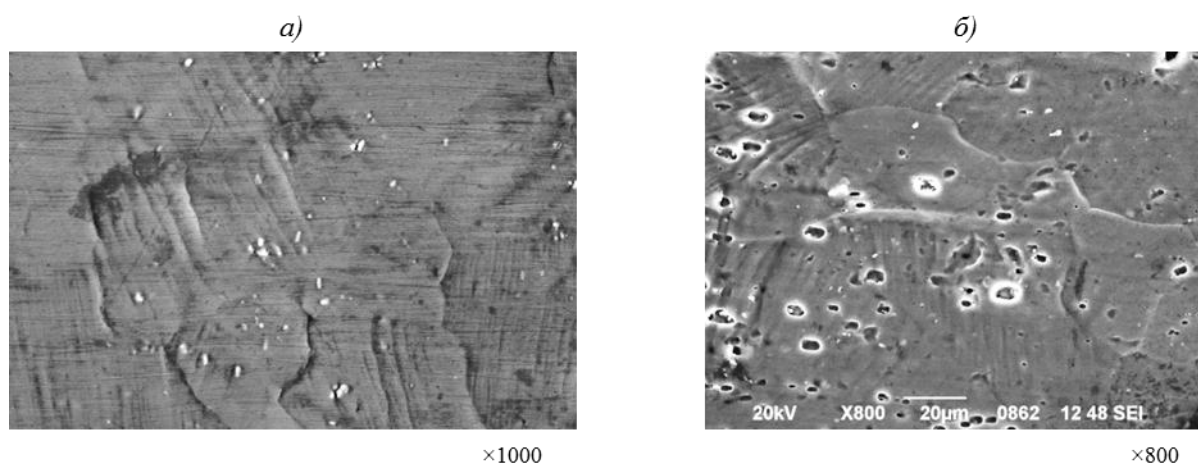


Рис. 9. Микроструктура после испытания по схемам 1; 4 (а) и 2 (б)

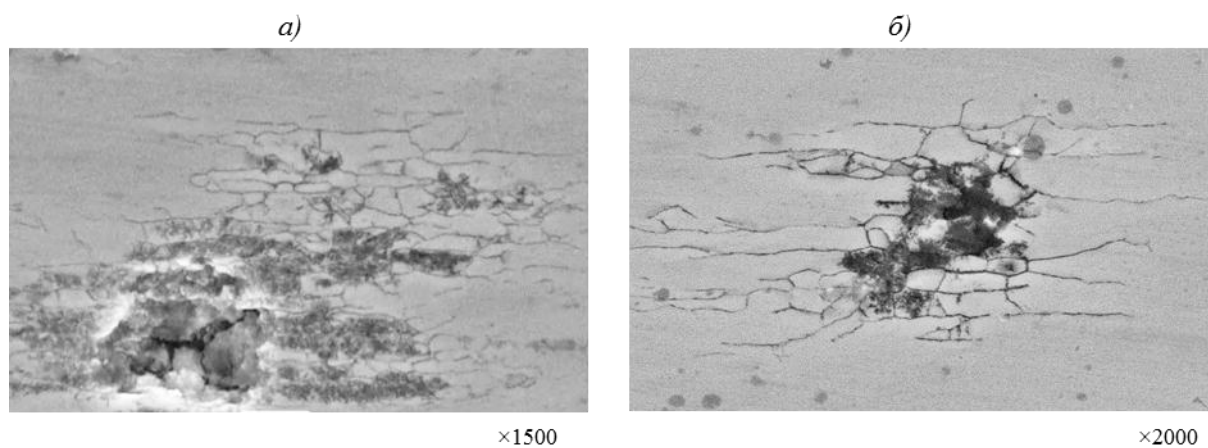


Рис. 10. Распространение коррозионной среды по границам зерен

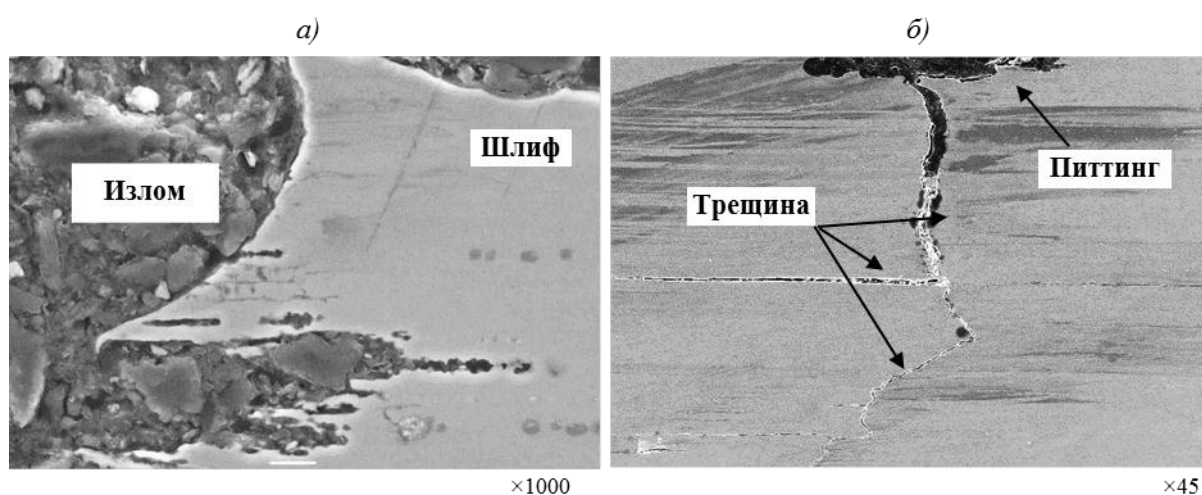


Рис. 11. Микроструктура после испытания по схеме б:
а, б – распространение коррозионной среды вглубь материала

В образцах, испытанных с остановкой при достижении 0,7% деформации на поверхности шлифов линии скольжения не выявляются.

Увеличение времени экспозиции с 90 до 120 сут приводит к увеличению размеров, глубины и площади коррозионных питтингов, от которых развиваются трещины вдоль волокон материала (рис. 11).

Обсуждение и заключения

Проведен анализ деформационного поведения образцов из сплава В-1469 после испытаний по шести различным схемам в условиях совместного воздействия коррозионно-активной среды и приложенной нагрузки.

Показано формирование двух деформационных зон: сильнодеформированной зоны (h_{yh}) вблизи излома (зона локализации деформации), где плотность линий скольжения в 4–6 раз превышает плотность линий скольжения в слабодеформированной зоне (h_y), расположенной на удалении. Зона h_{yh} занимает не более 16% от общей длины рабочей части образца. Разрушение развивается от микротрещин, образовавшихся непосредственно по линиям скольжения.

Показано, что наличие коррозионной среды приводит к локализации деформации (уменьшению зон h_{yh} и h_y) и снижению сопротивления разрушению в условиях усталостных испытаний по «жесткому» циклу на 20–40%. Оценка скорости коррозии показала, что ее среднее значение в КСТ составляет 0,25 г/(м²·сут), а в условиях морского климата 0,03 г/(м²·сут), т. е. в сплаве В-1469 в большей степени выражена склонность к потере материала в ходе воздействия коррозионно-активной среды КСТ.

Увеличение времени экспозиции в условиях КСТ и морского климата приводит к углублению питтингов и увеличению их размеров в среднем на 50–70%. Увеличивается также площадь, занимаемая коррозионными повреждениями – с 2–5 до 45–50% в условиях КСТ и с 5–15 до 60–85% в условиях морского климата (с учетом поверхностных растратов). Совместное влияние коррозионной среды и приложенной нагрузки приводит к образованию трещин в местах слияния коррозионных питтингов.

Микроструктурный анализ подтвердил наличие линий скольжения преимущественно в сильнодеформированной зоне вблизи излома. Показано, что линии скольжения сосредоточены в границах одного зерна и разориентированы относительно соседних зерен.

Фрактографическим анализом установлено, что 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 h_u , занимающей 24–30% от общей площади излома образца. В зоне статического разрушения h_s формируется вязкий ямочный излом. Разрушение также многоочаговое, развивается от коррозионных повреждений поверхности.

Установлено, что наличие линий скольжения и фрагментации поверхности, сосредоточенных на малом участке, является индикатором возникновения разрушения именно на этом участке. Полученные результаты могут быть использованы для диагностики состояния материала деталей в процессе эксплуатации и прогнозирования остаточного ресурса.

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

ЛИТЕРАТУРА

1. 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: 10.418577/2071-9140-2015-0-1-3-33.

2. Каблов Е.Н. Авиакосмическое материаловедение // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2008. №3. С. 2–14.
3. Каблов Е.Н. Конструкционные и функциональные материалы – основа экономического и научно-технического развития России // Вопросы материаловедения. 2006. №1. С. 64–67.
4. Орлов М.Р. Стратегические направления развития Испытательного центра ФГУП «ВИАМ» //Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 387–393.
5. Панин В.Е. Физическая мезомеханика материалов. Томск: Изд. дом ТГУ, 2015. 920 с.
6. 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.
7. Seong-Woong Kim, Huck Beng Chew, K. SharvanKumar. In situ TEM study of crack-grain boundary interactions in thin copper foils // Scripta Materialia. 2013. Vol. 68. P. 154–157.
8. Дун Ю., Александров И.В., Ванг Д. Высокоскоростное деформационное поведение ультрамелкозернистой меди // Вестник Уфимского гос. авиационного технического ун-та. 2012. Т. 16. №1 (46). С. 98–105.
9. 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.
10. Шибков А.А., Золотов А.Е., Желтов М.А., Шуклинов А.В., Денисов А.А. Динамика деформационных полос и разрушение алюминий-магниевого сплава АМг6 // Физика твердого тела. 2011. Т. 53. №10. С. 1873–1878.
11. 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.
12. 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.
13. Фридляндер И.Н., Грушко О.Е., Шамрай В.Ф., Клочков Г.Г. Высокопрочный конструкционный Al–Cu–Li–Mg сплав пониженной плотности, легированный серебром // МиТОМ. 2007. №6 (624). С. 3–7.
14. Фридляндер И.Н., Грушко О.Е., Антипов В.В., Колобнев Н.И., Хохлатова Л.Б. Алюминий-литиевые сплавы // 75 лет. Авиационные материалы. Избранные труды «ВИАМ» 1932–2007: юбилейный научн.-техн. сб. М.: ВИАМ, 2007. С. 163–171.
15. Турченков В.А., Баранов Д.Е., Гагарин М.В., Шишкин М.Д. Методический подход к проведению экспертизы материалов // Авиационные материалы и технологии. 2012. №1. С. 47–53.
16. Чабина Е.Б., Алексеев А.А., Филонова Е.В., Лукина Е.А. Применение методов аналитической микроскопии и рентгеноструктурного анализа для исследования структурно-фазового состояния материалов // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2013. №5. Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 20.07.2016).