На правах рукописи



КОЧЕГАРОВ Сергей Сергеевич

ВЛИЯНИЕ КОРРОЗИОННОЙ СРЕДЫ И ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА ПРОЧНОСТЬ, ПРЕРЫВИСТУЮ ДЕФОРМАЦИЮ И РАЗРУШЕНИЕ АЛЮМИНИЙ-МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ

2.6.9. Технология электрохимических процессов и защита от коррозии

Автореферат диссертации

на соискание ученой степени кандидата технических наук

Тамбов − 2021

Работа выполнена на кафедре теоретической и экспериментальной физики Федерального государственного бюджетного образовательного учреждения высшего образования ВО «Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина»

Научный руководитель: доктор физико-математических наук, профессор ***Шибков Александр Анатольевич***

Официальные оппоненты: ***Столяров Владимир Владимирович,*** доктор технических наук, профессор, ФГБУН «Институт машиноведения им. А.А. Благонравова» РАН, главный научный сотрудник

Киреев Сергей Юрьевич, доктор технических наук, доцент, ФГБОУ ВО «Пензенский государственный университет», декан факультета промышленных технологий, электроэнергетики и транспорта, главный научный сотрудник лаборатории «Технологии, материалы, процессы и оборудование машиностроения»

Ведущая организация: ФГБОУ ВО «Удмуртский государственный университет».

Защита состоится 26 октября 2021 г. в 15 часов 00 минут на заседании диссертационного совета 24.2.408.02 (Д 212.260.06) в ФГБОУ ВО «Тамбовский государственный технический университет» по адресу: 392000, г. Тамбов, ул. Ленинградская, д. 1, Проектный офис ТГТУ.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке ФГБОУ ВО «Тамбовский государственный технический университет» и на официальном сайте университета www.tstu.ru.

Автореферат разослан 5 июля 2021 г.

Ученый секретарь
диссертационного совета **Зарапина Ирина Вячеславовна**

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность темы. Многие промышленные поликристаллические алюминиевые сплавы систем Al-Mg-Mn, Al-Li-Mg, Al-Cu-Mg и др. широко используются как конструкционные материалы в химическом машиностроении, автопроме и как проводниковые материалы в электротехнической промышленности благодаря высокой стойкости к коррозии, удельной прочности и электропроводности. В условиях технологической обработки и эксплуатации эти сплавы могут подвергаться интенсивной пластической деформации (прокатка, равноканальное угловое прессование и т.д.), ударным нагружениям, воздействию лазерного излучения (лазерная сварка, маркировка, гравировка, лазерная обработка поверхности и др.), действию агрессивной среды, электромагнитных полей и т.д. Вместе с тем, эти сплавы демонстрируют прерывистую деформацию, известную как эффект Портевена-Ле Шателье (ПЛШ) в широком температурно-скоростном диапазоне механических испытаний. Несмотря на многочисленные исследования эффекта ПЛШ механизмы этого явления, его связь с формированием полос макролокализованной деформации до сих пор остаются дискуссионными вопросами. Исследование влияния коррозионной среды и высокоэнергетических внешних воздействий (лазерного излучения, электрического тока, ударных волн и т.д.) на прерывистую деформацию и локализацию деформации в макрополосах, являющихся центрами коррозии, представляет новое актуальное направление исследования, важное как с научной, так и с практической точек зрения.

Как известно, коррозия под напряжением является одним из наиболее опасных видов коррозии. В поликристаллических металлических сплавах, коррозия под напряжением, как предполагается, происходит, в основном, по механизмам межкристаллитной и транскристаллитной коррозии. В промышленных сплавах системы Al-Mg межкристаллитная коррозия включает селективное растворение частиц вторичной β (Al_3Mg_2)-фазы, выделяющихся по границам зерен, распространение трещин в зоне, обедненной магнием вдоль границ зерен или в результате водородного охрупчивания. Транскристаллитная коррозия в этих сплавах происходит вследствие выноса атомов магния на поверхность дислокационными скоплениями за счет динамического деформационного старения (ДДС) дислокаций. Вместе с тем, ДДС и взаимодействие дислокаций с преципитатами являются основными обсуждаемыми механизмами развития прерывистой деформации и формирования деформационных полос. До настоящего времени не проводились систематические исследования действия коррозионной среды и внешних высокоэнергетических воздействий на формирование полос локализованной деформации, негативно влияющих на коррозионные свойства алюминиевых сплавов.

Цель диссертационной работы: теоретическое и экспериментальное изучение действия химически агрессивной жидкой среды и высокоэнергетических внешних полей на прочность, прерывистую деформацию и коррозионное разрушение алюминий-магниевых сплавов.

В соответствии с поставленной целью сформулированы следующие **задачи исследования**:

− разработать методический подход к комплексному исследованию влияния коррозионной среды и высокоэнергетических воздействий на механическую неустойчивость и разрушение алюминий-магниевых сплавов;

− экспериментально исследовать влияние коррозионной среды на деформационное поведение алюминиевого сплава в условиях ползучести;

− разработать модель растворения поликристаллического металла в жидкой химически агрессивной среде;

− разработать механизм потери механической устойчивости алюминиевого сплава, деформируемого в коррозионной среде, на основе расчета полей напряжений вблизи коррозионного фронта;
− провести экспериментальные исследования кинетики коррозии алюминиевого сплава в жидкой агрессивной среде комплексом in situ методов, включающих методы акустической эмиссии и высокоскоростной видеосъемки корродирующей поверхности;
− исследовать влияние импульсной лазерной обработки поверхности на формирование деформационных полос как центров коррозии и внезапного разрушения алюминиевого сплава;
− исследовать влияние пульсирующего электрического тока на механическую и коррозионную устойчивость алюминиевого сплава;
− разработать электрохимический механизм подавления импульсным током деформационных полос, снижающих коррозионную прочность сплавов системы Al-Mg.

Научная новизна результатов, изложенных в диссертации:

1. Установлена корреляция между акустической эмиссией, сопровождающей растворение поверхности алюминиевого сплава в концентрированной соляной кислоте и кинетикой процесса растворения.
2. Выявлен морфологический переход от евклидовой к фрактальной границе коррозионного фронта в ходе растворения поликристаллического алюминиевого сплава соляной кислотой.
3. Показано, что коррозия поликристаллического металла в жидкой среде представляет новый пример топохимического процесса, кинетика которого описывается теорией Колмогорова-Джонсона-Мейла-Аврами.
4. Механизмы зарождения и/или подавления деформационных полос, снижающих коррозионную прочность алюминиевых сплавов, в условиях импульсного лазерного и электротокового воздействий.

Научная ценность работы

Результаты работы позволили: а) выявить информационное содержание акустического отклика на коррозионный процесс, состоящий в установленной корреляции между сигналом акустической эмиссии, сопровождающим растворение алюминия в соляной кислоте и скоростью процесса растворения; б) установить связь между кинетикой растворения алюминия в соляной кислоте и теорией Колмогорова-Джонсона-Мейла-Аврами; в) выявить в ходе растворения алюминия переход от евклидовой к фрактальной морфологии коррозионного фронта и рассчитать поле упругих напряжений вблизи коррозионной границы в условиях ползучести; г) обнаружить новый механохимический эффект, состоящий в том, что химический процесс локального растворения поверхности деформируемого алюминиевого сплава в соляной кислоте вызывает развитие механической неустойчивости металла на макроуровне; д) установить механизм зарождения деформационных полос, снижающих коррозионную прочность алюминиевого сплава, инициированных импульсом высокоинтенсивного лазерного излучения; е) разработать электрохимический механизм стабилизации пластической деформации электрическим током.

Практическая значимость работы

1. Предложен способ подавления деформационных полос, негативно влияющих на коррозионные свойства алюминиевых сплавов, который основан на электроимпульсной обработке сплава (Патент РФ № 2720289).
2. Предложен акустоэмиссионный метод контроля процесса растворения алюминия в соляной кислоте.
3. Разработана методика нанесения антикоррозионного покрытия на поверхность алюминиевого сплава.

4. Полученные результаты создают научную основу для разработки технологии непрерывного мониторинга и подавления деформационных полос в условиях лазерной обработки и действия агрессивной среды на деформируемые высокотехнологичные сплавы системы Al-Mg.

Положения, выносимые на защиту

1. Комплексный методический подход к исследованию влияния химически агрессивной среды и высокоэнергетических воздействий на механическую неустойчивость металлических сплавов.
2. Модель растворения поликристаллического сплава в коррозионной жидкой среде, объясняющая экспериментально выявленный морфологический переход от евклидовой к фрактальной геометрии коррозионного фронта в ходе процесса растворения.
3. Механо-химический эффект потери механической устойчивости алюминий-магниевого сплава под действием химически агрессивной среды.
4. Установленная корреляция между сигналом акустической эмиссии и кинетикой растворения алюминиевого сплава в соляной кислоте.
5. Механизм развития макроскопической дислокационной лавины, вызванной растворением поверхности деформируемого алюминиевого сплава в концентрированной соляной кислоте.
6. Модель коррозионного разрушения поверхности поликристаллического алюминиевого сплава, обработанного импульсом высокоинтенсивного лазерного излучения.
7. Эффект инициации лазерным излучением зарождения деформационных полос, снижающих коррозионную прочность алюминий-магниевого сплава.
8. Электрохимический механизм подавления импульсным электрическим током процесса зарождения деформационных полос в сплаве системы Al-Mg, основанный на растворении током вторичной фазы, вызывающего гомогенизацию пластической деформации сплава.

Апробация работы. Полученные результаты были представлены на следующих конференциях: IX, X и XI Международная конференция «Фазовые превращения и прочность кристаллов», посвященная памяти академика Г.В. Курдюмова, Черноголовка, 2016, 2018, 2020 гг.; XXIII Петербургские чтения по проблемам прочности, посвященные 100-летию ФТИ им. А.Ф. Иоффе и 110-летию со дня рождения чл.-корр. АН СССР А.В. Степанова, Санкт-Петербург, 2018; X-я Евразийская научно-практическая конференция «Прочность неоднородных структур ПРОСТ 2020/2021», Москва, 2021.

Полнота изложения материалов диссертации в работах, опубликованных соискателем. Основные положения диссертации опубликованы в 18 публикациях, в числе которых 5 статей из перечня ВАК, 7 статей в журналах, индексируемых в базах цитирования Web of Science и Scopus, 5 тезисов докладов на международных и всероссийских конференциях. Получен патент РФ на изобретение.

Достоверность результатов. Выводы диссертации основаны на проведении комплексных исследований, включающих сопоставление данных экспериментальных исследований с результатами численного моделирования; не противоречат известным положениям электрохимии и согласуются с теоретическими и экспериментальными результатами других исследователей.

Личное участие автора в получении результатов, изложенных в диссертационной работе. В работах, написанных в соавторстве, автору принадлежит разработка, создание и отладка экспериментальных установок, проведение экспериментов и компьютерных исследований, обработка результатов, а также участие в планировании экспериментов, обсуждении результатов и написании статей.

Связь диссертационной работы с научными программами. Соискатель является исполнителем проекта по тематике диссертационного исследования: гранта РФФИ (Проект №

19-38-90145 «Аспиранты») «Влияние высокоэнергетических воздействий на прочность, коррозионную и механическую устойчивость и разрушение промышленных алюминий-магниевых сплавов, деформируемых в морской воде и водных растворах электролитов».

Структура и объем диссертации. Диссертация состоит из введения, пяти глав, заключения, выводов по работе и приложения. Полный объем составляет 143 страницы текста, в том числе 56 рисунков, 3 таблицы и список литературы, содержащий 134 наименования.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

В первой главе представлен обзор литературы по тематике диссертационного исследования: виды коррозии металлов, механизмы стресс-коррозии, межкристаллитная и транскристаллитная коррозия, влияние коррозии на важнейшие механические свойства металлов, а также влияние на коррозионные свойства алюминиевых сплавов предварительной лазерной обработки поверхности. Кратко изложены методы математического моделирования коррозионных процессов и взаимодействия лазерного излучения с металлами.

Во второй главе представлены основные результаты исследования влияния коррозионной среды на прерывистую деформацию и разрушение алюминий-магниевого сплава.

В первом разделе изложены результаты экспериментального изучения влияния коррозионной среды на прерывистую ползучесть алюминий-магниевого сплава АМг6 (Al − 6.15 мас. %Mg − 0.65 мас. % Mn − 0.25 мас. % Si − 0.21 мас. % Fe). В качестве коррозионной среды использовали 30%-й раствор соляной кислоты. Исследовали силовой, деформационный и акустоэмиссионный отклики на локальное действие кислоты на поверхность деформируемого сплава комплексом in situ методов исследования динамики деформационных полос с помощью высокоскоростной цифровой видеокамеры FASTCAM Mini UX50/100 (Photron), быстродействующих датчиков измерения деформации (Riftec) и усилия (Zemic). Измерение акустического отклика в низкочастотном диапазоне 1-20 кГц проводили с помощью акустического датчика АР34 («ГлобалТест») Д1 и в высокочастотном диапазоне ~ 20-800 кГц с помощью акустоэмиссионного датчика Zetlab BC 601 (Д2). Испытания проводили в горизонтальной деформационной машине. Образцы нагружались одноосным растяжением в две последовательные стадии: стадии нагружения со скоростью 1.5 МПа/с до момента времени, соответствующего приложенному напряжению $\sigma_0 \approx 200$ МПа и стадии ползучести при напряжении $\sigma_0 = \text{const}$. Спустя время ~ 30 с на рабочую поверхность деформируемого образца наносилась капля 30%-го раствора соляной кислоты, которая, растворяя оксидную поверхностную пленку Al_2O_3, активно реагирует с алюминием в соответствие с реакцией

$$2Al + 6HCl \rightarrow 2AlCl_3 + 3H_2. \qquad (1)$$

В результате химического растворения локального участка поверхности через временной интервал ~ 10 с деформируемый образец теряет механическую устойчивость и на его поверхности развивается сложная структура деформационных полос, которая сопровождается макроскопическим скачком пластической деформации − ступенью на кривой ползучести амплитудой 1-3 % (рис. 1).

Таким образом, экспериментально установлено, что химический процесс растворения локального участка поверхности деформируемого алюминиевого сплава в условиях ползучести вызывает развитие макроскопической неустойчивости в виде скачка пластической деформации амплитудой несколько процентов.

Типичный низкочастотный акустический сигнал $U_1(t)$, измеренный датчиком Д1, имеет два последовательных колоколообразных скачка: «маленький», связанный с падением капли кислоты на поверхность деформируемого сплава и последующий скачок амплитудой

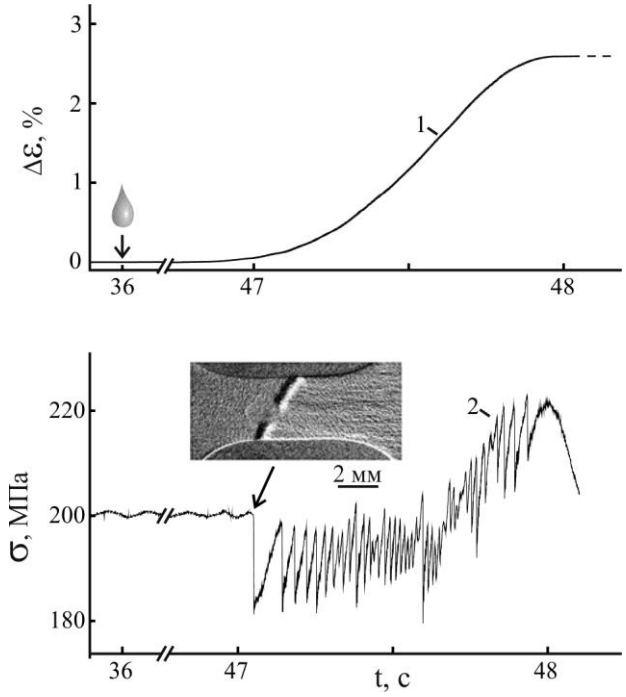


Рис. 1. Скачок деформации $\Delta\varepsilon$ (1) и соответствующий силовой отклик σ (2), инициированный химическим воздействием капли 30 %-го раствора HCl на поверхность деформируемого в условиях ползучести сплава АМг6. На вставке показана первичная полоса деформации на поверхности сплава. Стрелкой отмечен момент нанесения капли кислоты.

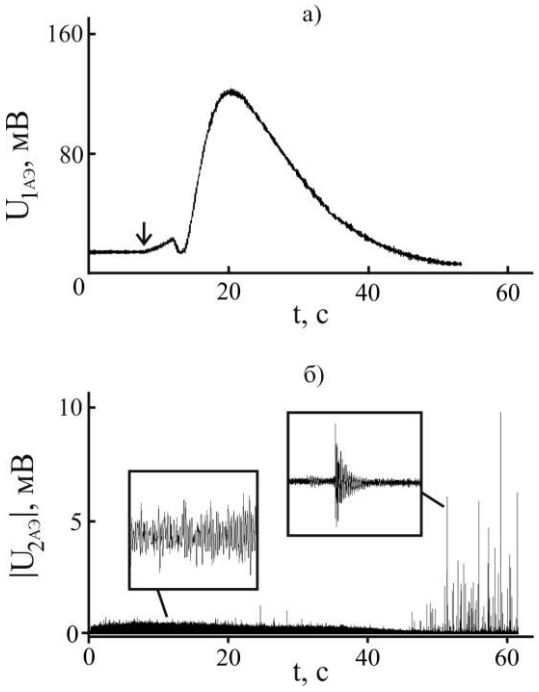


Рис. 2. Низкочастотный U_1 (а) и высокочастотный U_2 (б) акустические отклики на процесс травления алюминиевого сплава АМг6 концентрированным раствором соляной кислоты. На вставках − типичные осциллограммы сигналов АЭ на разных стадиях травления.

на ~ 1.5 порядка больше первого длительностью переднего фронта 5-6 с и временем спада около 30 с (рис. 2а). Высокоскоростная акустическая эмиссия $U_2(t)$, сопровождающая процесс растворения алюминиевого сплава, измеренная датчиком Д2, зарегистрирована в виде квазинепрерывного сигнала в полосе частот ~ 30-600 кГц (рис. 2б). По данным видеосъемки со скоростью 5000 кадр/с основными источниками сигналов АЭ является наиболее быстрые события в динамике пузырьков водорода: коалесценция двух и более пузырьков и «взрыв», т.е. разрыв пленки пузырьков. На последних стадиях травления наблюдаются высокоамплитудные дискретные импульсы АЭ, вызванные «выстреливанием» отдельных капелек от «взрыва» пузырьков и их падения на поверхность сплава.

Во втором разделе главы представлены результаты моделирования влияния коррозионной среды на механическую неустойчивость алюминиевого сплава. Разработана математическая модель растворения металла в жидкой агрессивной среде, учитывающая поликристаллическую структуру сплава, зависимость коррозионной прочности зерна от кристаллографической ориентации, подавление активности травителя вследствие его истощения в ходе процесса травления; учитывалось также, что диффузионный перенос к фазовой границе раствор-металл происходит значительно быстрее растворения металла. Установлено, что в ходе травления происходит морфологический переход от евклидовой (оптически гладкой) к фрактальной (шероховатой) границе коррозионного фронта с размерностью $d_f = 1.323 \pm 0.002$, хорошо согласующейся по результатам микроструктурных исследований с размерностью фронта травления поверхности сплава АМг6 30%-ным раствором соляной кислоты (рис. 3).

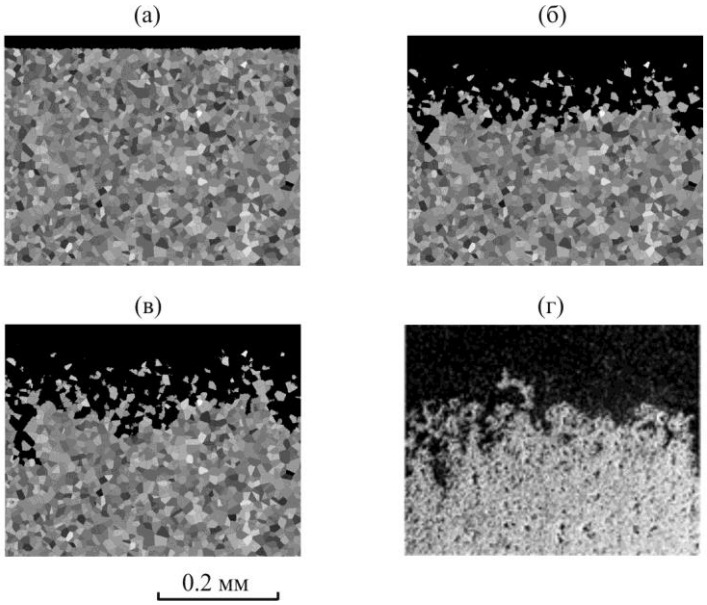


Рис. 3. Временна́я эволюция поверхности в процессе коррозионного разрушения. “Кадры” получены после 100 (а), 1500(б), 2500 (в) итераций расчета. Черным цветом показан раствор кислоты. На рис. 3г представлен СЭМ- микроснимок реального коррозионного фронта, полученного травлением сплава АМг6 30%-м раствором HCl. Увеличение ×12 .

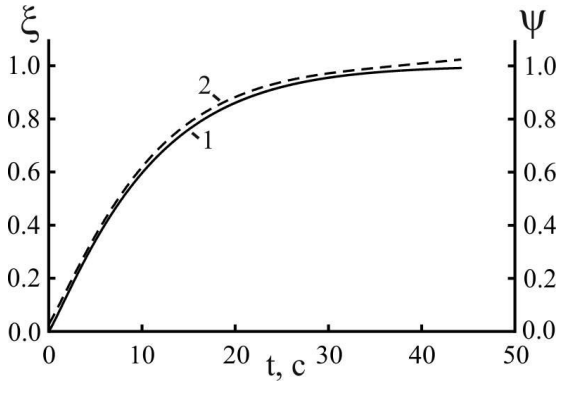


Рис. 4. Временные зависимости относительной массы ξ (1) растворенного металла и интегрального акустического отклика ψ (2)..

Полученную в численном эксперименте временную зависимость безразмерной растворенной массы металла $\xi(t) = m_t / m_0$ (где m_t и m_0 − зависящая от времени и конечная масса растворенного металла, соответственно) аппроксимировали уравнением Колмогорова-Джонсона-Мейла-Аврами (КДМА), которое используется для моделирования топохимических реакций [1]

$$\xi(t) = 1 - \exp[-(t/\tau)^n], \qquad (2)$$

где τ − постоянная времени коррозионного процесса, n − показатель Аврами. Статистическая обработка 20-ти численных экспериментов дает средний показатель Аврами $n = 1.11 \pm 0.01$. Уравнение (2) хорошо аппроксимирует также интегральный акустический отклик $\psi(t)$, полученный интегрированием низкочастотного акустического сигнала $U_1(t)$ (см. Рис. 2а) в виде

$$\psi(t) = \int_0^t U_1(t')dt' \Big/ \left(\int_0^{t_{tr}} U_1(t)dt \right). \qquad (3)$$

Рис. 4 демонстрирует хорошую корреляцию между растворенной массой $\xi(t)$ и интегральным низкочастотным откликом $\psi(t)$ с коэффициентом корреляции 0.9891. Эта корреляция соответствует уравнению химической реакции (1) растворения алюминия в концентрированной кислоте, из которой следует, что выход водорода пропорционален количеству растворенных ионов алюминия. Акустический отклик, источником которого по данным видеосъемки является «взрыв» пузырьков водорода, таким образом, несет информацию о кинетике коррозии алюминия в растворе HCl.

В третьем разделе главы исследуется влияние фрактальной морфологии коррозионного фронта на механическую неустойчивость сплава в условиях стресс-коррозии. Методом конечных элементов рассчитывали поле упругих напряжений в деформируемом металле с

фрактальной поверхностью, образованной в результате коррозионного воздействия кислоты. Упругие напряжения рассчитывали по формуле Мизеса [2]

$$\sigma_M = \left\{[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_1 - \sigma_3)^2]/2\right\}^{1/2}, \qquad (4)$$

(где σ_1, σ_2, σ_3 – главные напряжения) при помощи программной платформы COMSOL Multiphysics. На рис. 5 показана типичная картина пространственного распределения упругих напряжений вблизи фрактальной поверхности деформируемого образца. Как и ожидалось, выступающие «фьорды» являются концентраторами напряжений в материале, в то же время “полуострова” оказываются разгруженными вследствие их экранирования фьордами. Очевидно, представляет интерес расчет значений K в вершинах фьордов для оценки пространственного распределения потенциальных дислокационных источников и микротрещин. Распределение расчетных коэффициентов K вдоль длины L фрактальной границы деформируемого материала представлено на рис. 6а. Как видно, структура зависимости $K(L)$ имеет внешние признаки фрактальности и самоподобия.

Исследование скрытых корреляций в пространственной структуре внутренних напряжений проводили методами статистического и фрактального анализа. Для проведения статистического анализа строили функцию распределения $D(s) = N^{-1}dN/ds$ нормированного коэффициента концентрации напряжений $s = K/\bar{K}$, где N – общее количество концентраторов напряжения, $\bar{K}$ – среднее значение K для всей выборки. Из рис. 6 следует, что зависимость lg$D$ от lg$s$ является приблизительно линейной с коэффициентом наклона α = 1.0385. Это означает, что статистическая функция распределения коэффициентов концентрации напряжений подчиняется степенному закону $D(s) \sim s^{-\alpha}$ (Рис. 6б). Статистическое распределение отрезков ΔL между позициями на фрактальной границе также демонстрирует скейлинговую форму $D(\Delta L) \sim \Delta L^{-\beta}$ с показателем степени β = 0.5264 (Рис. 6в).

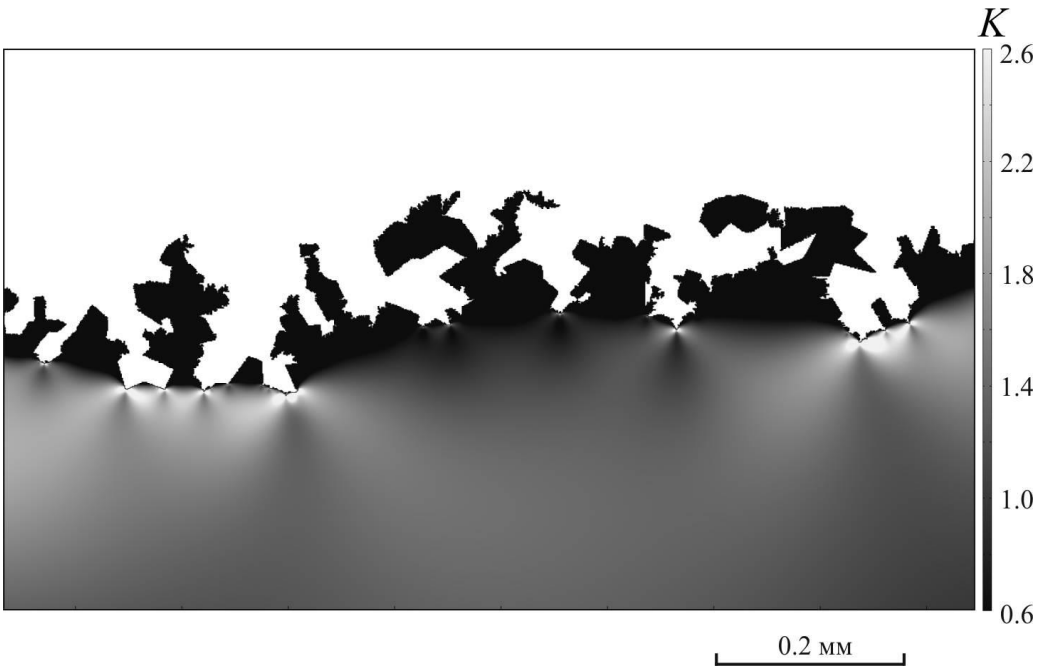


Рис. 5. Типичная расчетная картина полей напряжений вблизи фрактального коррозионного фронта.

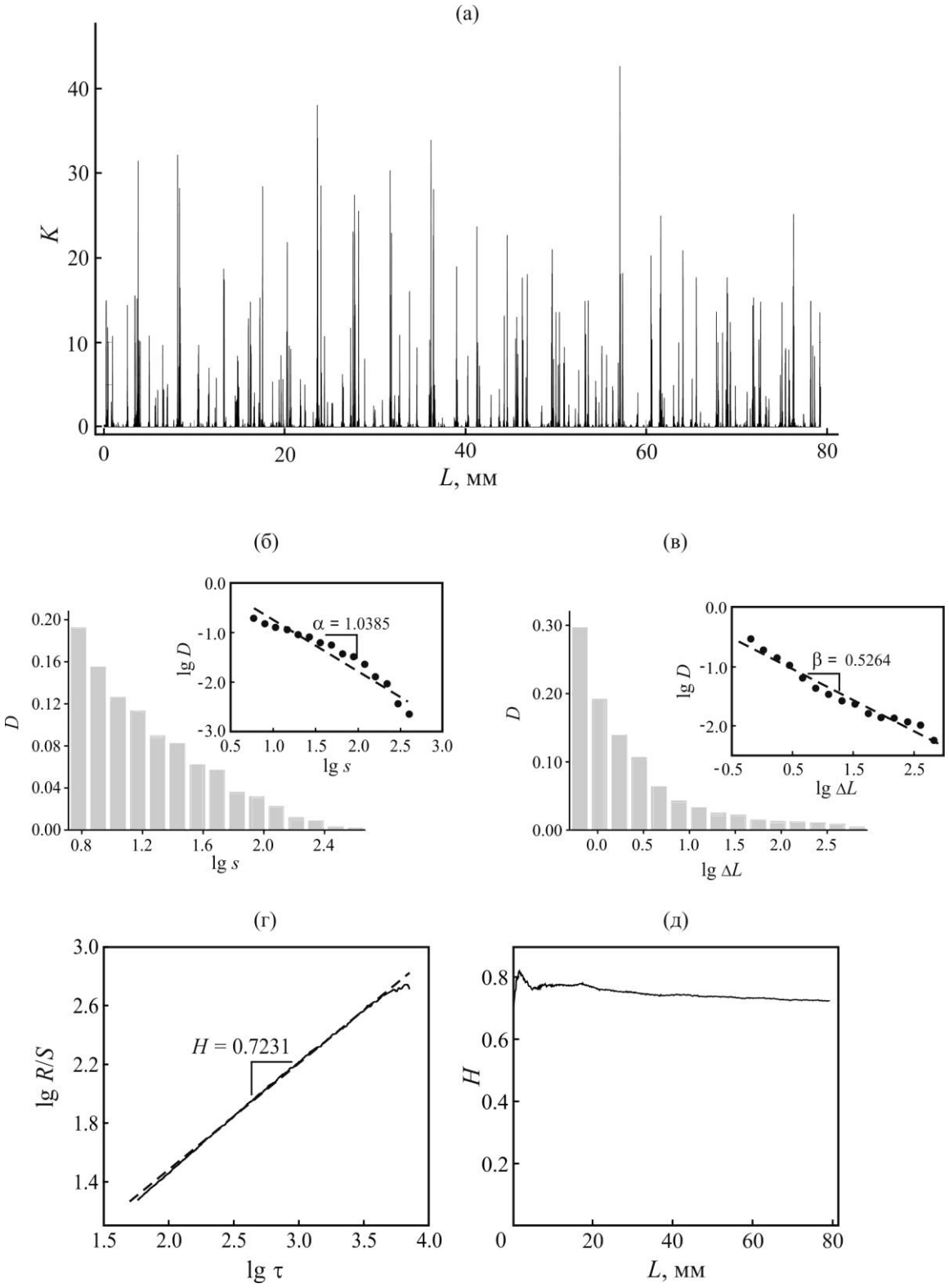


Рис. 6. Пространственное распределение локальных концентраторов напряжения с коэффициентом концентрации напряжения $K(L)$ вдоль границы коррозионного фронта в условиях коррозии под растягивающем напряжением (а), гистограмма коэффициентов концентраций упругих напряжений K вдоль границы L коррозионного фронта (б), гистограмма отрезков ΔL между концентраторами (в). На вставках показаны плотности статистического распределения нормализованного коэффициента концентрации s и расстояния ΔL между концентраторами в двойных логарифмических координатах. Штриховые линии показывают отрицательные склоны этих распределений, которые равны – 1.0385 и – 0.5264 для распределений s и ΔL, соответственно. (г) и (д) − результаты расчета показателя Херста.

Скейлинговые законы для $D(s)$ и $D(\Delta L)$ указывают на состояние самоорганизующейся критичности [3], которое характеризуется дальнодействующими корреляциями между большим числом концентраторов упругих напряжений. Этот вывод подтверждается результатами фрактального R/S анализа по методу нормированного размаха Херста [4] с помощью выражения: $R/S \sim \tau^H$, где $R(\tau)$ − накопленное отклонение (размах) зависимости $K(L)$ от среднего на отрезке τ вдоль береговой линии, $S(\tau)$ − стандартное отклонение функции $K(L)$ на отрезке τ, H − показатель Херста, а фрактальная размерность этой функции $d_f = 2 - H$.

На рис. 6г показана зависимость нормированного размаха R/S от величины τ (мкм) в двойных логарифмических координатах. Линейная аппроксимация этой зависимости дает среднее значение показателя Херста $\bar{H} = 0.72$ и среднюю фрактальную размерность $\bar{d}_f = 1.28$. Степень мультифрактальности оценивали, как размах фрактальной размерности $d_{f\max} - d_{f\min}$. Для этого длину границы коррозионного фронта разбивали на части и рассчитывали локальные показатели Херста. Пространственные вариации локального показателя Херста показаны на рис. 6д, из которого следует, что размах $d_{f\max} - d_{f\min} = 0.05$. Таким образом, зависимость $K(L)$ имеет почти монофрактальную структуру с размерностью $d_f = 1.28 \pm 0.05$ и степенью мультифрактальности около 4 %. Отметим, что для случайного процесса показатель Херста $H = 0.5$. Значение $\bar{H} = 0.72$ указывает на то, что статистика коэффициентов напряжения значительно отличается от гауссовой и дополнительно указывает на наличие корреляций между концентраторами напряжения.

Из результатов моделирования следует, что в условиях стресс-коррозии локальные напряжения в области коррозионного пятна превышают на один-полтора порядка уровень приложенного напряжения ползучести. Если напряжение ползучести сопоставимо или больше условного предела текучести поликристаллического сплава, то локальные напряжения в приповерхностном слое коррозионного пятна могут значительно превышать напряжения срабатывания дислокационных источников, что с учетом выявленных дальнодействующих корреляций между концентраторами напряжения может спровоцировать коллективное срабатывания этих источников и развитие макроскопической дислокационной лавины, которая вызывает скачок деформации на кривой ползучести.

Третья глава посвящена моделированию коррозии алюминиевого сплава после лазерной обработки поверхности.

В первом разделе главы сформулирована модель локального воздействия импульсного лазерного излучения на поверхность алюминиевого сплава. Рассмотрено локальное воздействие высокоинтенсивного лазерного излучения на поверхность алюминий-магниевого сплава. Показано, что лазерный луч мощностью 20 Вт, сфокусированный в пятно с гауссовым радиусом 50 мкм, «пробивает» образец алюминий-магниевого сплава толщиной 0.5 мм за 17.2 мс. При меньшей длительности лазерного импульса на поверхности сплава образуется кратер в форме полуэллипсоида (рис. 7). Получены пространственные распределения температуры, ее градиента, тепловых потоков и механических напряжений в различные моменты времени, а также пространственное распределение остаточных напряжений, возникновение которых обусловлено тепловой дилатацией и скачком удельного объема в процессе кристаллизации жидкой фазы.

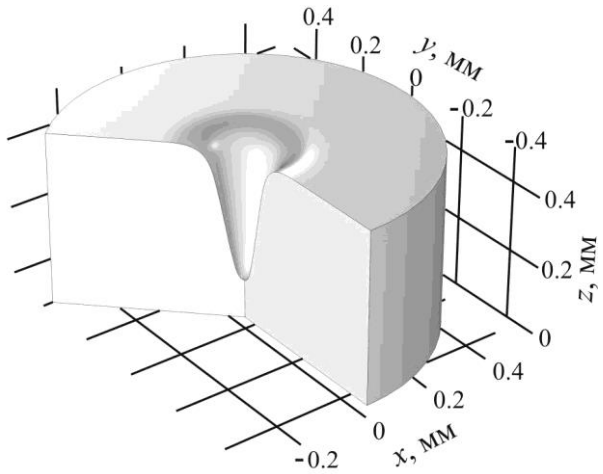


Рис. 7. Профиль кратера, сформированного в процессе лазерного воздействия на алюминий-магниевый сплав АМг6 лазерным излучением мощностью 20 Вт, сфокусированным в пятно радиусом 50 мкм за 16.8 мс.

Во втором разделе главы изложены результаты моделирования коррозии поверхности алюминий-магниевого сплава, подвергнутой импульсной лазерной обработке. Численные исследования проводись с помощью дискретной модели на основе клеточного автомата, разработанной во второй главе диссертации. Эта модель была модифицирована учетом влияния на скорость коррозии остаточных напряжений вследствие механо-электро-химического эффекта, состоящем в снижении химического потенциала сплава на величину энергии деформации, что приводит к росту анодного тока растворения [5].

В рассматриваемой модели принималась, согласно [6], линейная связь между локальной скоростью растворения и механическим напряжением σ_M, что учитывалось линейным уменьшением коррозионной прочности ячеек твердого тела с ростом локального напряжения как $w = w_0(1 - k_\sigma \sigma_M / \sigma_{\max})$, где w_0 − коррозионная прочность ячеек в отсутствие механических напряжений, $\sigma_{\max}$ − предел прочности сплава, а $0 \le k_\sigma \le 1$ − параметр, зависящий от остаточных напряжений: при $k_\sigma = 0$ остаточные напряжения отсутствуют вследсвие термообработки сплава после лазерной обработки, при $k_\sigma = 1$ остаточные напряжения не снимались термообработкой, а случай $0 < k_\sigma < 1$ соответствует частичному снятию остаточных напряжений. Для того, чтобы исследовать влияние коррозионной среды на поверхность кратера, остальная (плоская) поверхность сплава покрывалась в модели защитным покрытием, устойчивым к коррозии (белая область на рис. 8 а). Раствор кислоты, помеченный на рис. 8 черным цветом, полностью заполняет кратер. Расчет проводили при различных уровнях остаточных напряжений после лазерной обработки, задаваемых параметром $k_{\sigma 1}$ =1, $k_{\sigma 2}$ = 0.5, $k_{\sigma 3}$ = 0.

Результаты расчетов, иллюстрированные на рис. 8, показывают, что по мере снятия остаточных напряжений после лазерной обработки уменьшается объем растворенного металла и увеличивается количество кластеров (островков), полностью окруженных раствором кислоты. Для сравнения на рис. 9 представлены временные зависимость растворенной массы m_t для трех рассматриваемых случаев. Как видно, скорость коррозии возрастает с ростом остаточных напряжений и у образца, не прошедшего термообработку после лазерного воздействия ($k_{\sigma 1}$ = 1), общая растворенная масса на 15 % выше, чем у образца с $k_{\sigma 2}$ = 0.5 и на 18 % выше, чем у образа без остаточных напряжений $k_{\sigma 3}$ = 0.

Общее снижение коррозионной прочности привело к уменьшению локальной неоднородности ячеек твердого тела, что проявилось в менее шероховатой фазовой границе и снижении количества кластеров, окруженных раствором кислоты. Несмотря на то, что начальная геометрия поверхности с лазерным кратером отличается от плоской, конечная фрактальная размерность для образца, в котором отсутствовали механические напряжения, также

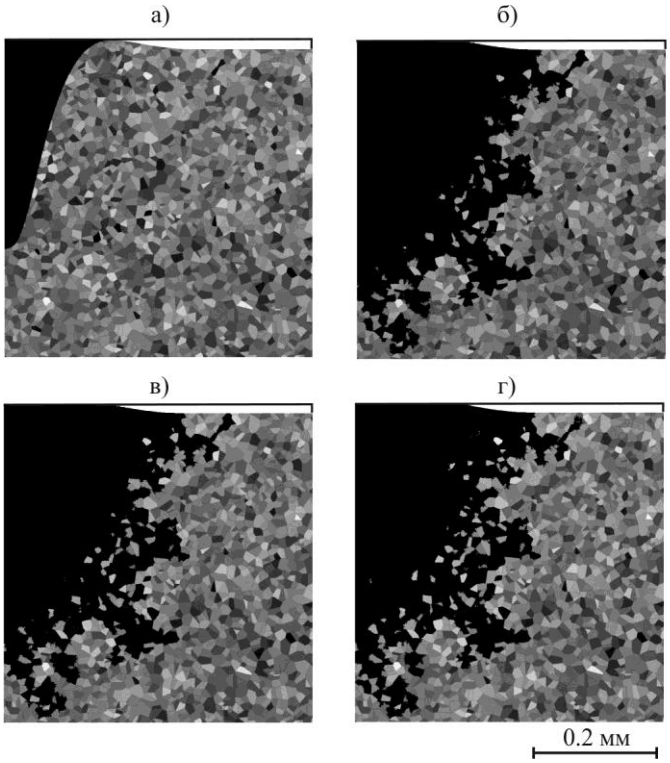


Рис. 8. Результаты моделирования коррозионного разрушения для образцов, ранее подвергнутых лазерному воздействию. а – начальная конфигурация модели, б-г − конечные структуры коррозионного фронта при различных уровнях остаточных напряжений: б − $k_{\sigma 1} = 1$; в − $k_{\sigma 2} = 0.5$; г − $k_{\sigma 3} = 0$.

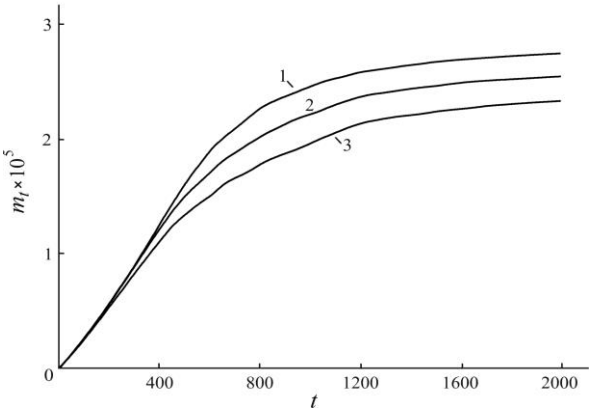


Рис. 9. Уменьшение массы m_t в процессе коррозионного растворения для образцов, подвергнутых лазерному воздействию при разном уровне остаточных напряжений, задаваемых параметром k_σ: 1 − $k_{\sigma 1} = 1$; 2 − $k_{\sigma 2} = 0.5$; 3 − $k_{\sigma 3} = 0$.

оказалась равной 1.33 ± 0.01, что является вполне логичным. Конечная фрактальная размерность для образца, с частичным снятием остаточных напряжений оказалась равной 1.30 ± 0.01 (ниже на 2%), а для образца без термической обработки – 1.28 ± 0.01 (ниже на 3.75%).

Таким образом, учет механо-электрохимического эффекта приводит к росту скорости коррозии образца, ранее подвергнутого лазерному излучению, по сравнению с образцом, поверхность которого не была обработана лазерным излучением. Увеличение скорости коррозии носит неравномерный характер и связан преимущественно с неоднородным пространственным распределением остаточных напряжений, которые возникают в процессе лазерного воздействия и последующего остывания металла. Показано, что для образцов, подвергнутых ранее высокоинтенсивному лазерному воздействию, термическая обработка, снимающая остаточные напряжения, увеличивает общую коррозионную прочность образцов.

В четвертой главе приведены результаты экспериментальных исследований влияния лазерной обработки на прочность, коррозионную стойкость и прерывистую деформацию сплавов Al-Mg.

В первом разделе главы описана разработанная экспериментальная методика обработки поверхности алюминиевого сплава импульсным ИК-лазером и методика высокоскоростного исследования динамики деформационных полос и скачков напряжения на деформационной кривой, вызванных импульсом волоконного иттербиевого ИК-лазера. С помощью разработанной методики проведено экспериментальное исследование влияния импульсов ИК-лазера на прерывистую деформацию и полосообразование сплава АМг6. Результаты этого исследования изложены во втором разделе главы.

Наиболее чувствительной к локальному лазерному воздействию оказывается область вблизи критической деформации ε_c появления первого скачка на деформационной кривой. По характеру инициации лазерным импульсом полосы деформации, вызывающей скачок разгрузки, можно выделить две различные ситуации: 1) формирование полосы после окончания лазерного импульса, когда позиция лазерного укола и источник полосы не совпадают и находятся зачастую на противоположных боковых поверхностях плоского образца; 2) формирование полосы деформации происходит во время лазерного импульса, а источник полосы находится непосредственно в зоне термического влияния. Первая ситуация типична для сравнительно небольших значений критической деформации $\varepsilon_c \approx$ 1-2 %, и соответственно низких напряжениях $\sigma \sim$ 180-220 МПа, которые реализуются при скоростях деформирования $\dot{\varepsilon}_0 \sim 10^{-3}$-$10^{-4}$ с$^{-1}$ при комнатной температуре. Для инициации полосы деформации достаточно сравнительно небольшие плотности энергии лазерного излучения $\Phi \sim$ 30 Дж/см^2. Вторая ситуация характерна для больших критических деформаций $\varepsilon_c > 5$ % и соответствующих больших напряжений $\sigma \approx$ 280-300 МПа и плотностях энергии $\Phi \geq 100$ Дж/см^2.

На рис. 10 представлены данные видеосъемки со скоростью 10 000 кадр/с процесса зарождения и роста полосы деформации, инициированной лазерным импульсом. Время роста полосы через все сечение образца составляет не более 300 мкс и полоса достигает противоположной боковой поверхности образца в момент окончания лазерного импульса. Воздействие лазерного импульса сопровождается оптическим пробоем и образованием плазменного факела. Последний продолжает «выгорать» после окончания лазерного импульса еще около 1.5 мс. После выхода на противоположную поверхность полосы, формируется расширяющаяся полоса, которая вызывает скачок разгрузки амплитудой $\Delta\sigma \approx 16$ МПа и длительностью около 1.5 мс, совпадающей с временем роста площади полосы.

В заключительной части главы изложены результаты экспериментального исследования влияние лазерного воздействия на эффект Портевена-Ле Шателье (ПЛШ). В процессе растяжения со скоростью $\dot{\varepsilon}_0 = 8\times10^{-4}$ с$^{-1}$ в испытательной машине Instron (3344) боковая поверхность образца подвергалась одиночным лазерным уколам на разных стадиях упрочнения. По мере приближения к критической точке спонтанного появления первого скачка в отсутствие внешней воздействий ($\sigma_c \approx$ 302 МПа, ε_c = 12.5 %) материал становился всё более неустойчивым по отношении к одиночному импульсному лазерному воздействию: если при напряжении σ = 200 МПа его влияние не заметно на кривой растяжения, то при σ = 270 МПа лазерный укол вызывает одиночный скачок разгрузки амплитудой около 5 МПа, за которым следует гладкий участок кривой растяжения; наконец при $\sigma_{cL} \approx$ 290 МПа, такой же лазерный укол вызывает скачок разгрузки амплитудой $\Delta\sigma \approx 14$ МПа, за которым следует зубчатая кривая ПЛШ до разрушения. При этом критическая деформация ε_c уменьшается почти в полтора раза (с 12.5 до 8.5 %), максимальное напряжение σ_m почти не изменяется, а пластичность δ (деформация до разрушения) падает в 1.2 раза (с 27 до 22.5 %).

Очевидно, лазерный укол играет роль лишь триггера развития макроскопической пластической неустойчивости, по масштабу и продолжительности значительно превышающей

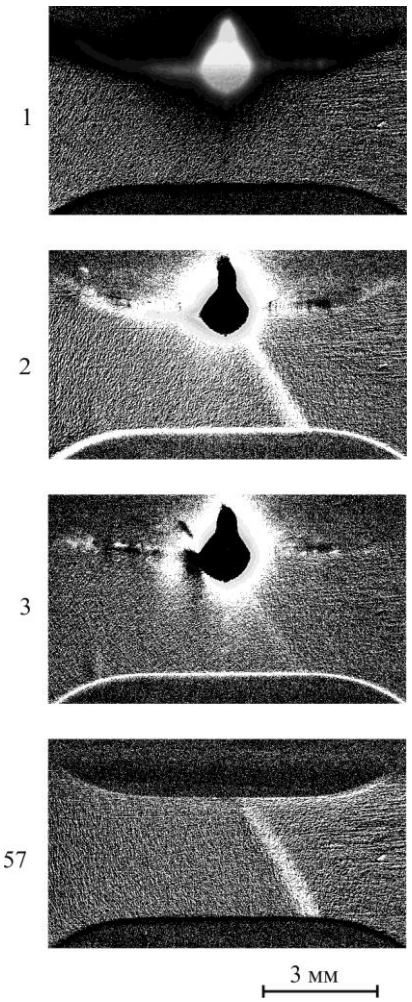


Рис. 10. Зарождение и рост полосы деформации, инициированной импульсом лазерного излучения мощностью 50 Вт и длительностью 0.8 мс, сфокусированным на боковую поверхность плоского образца сплава АМг6. Скорость видеосъемки 10 000 кадр/с. Числа − номера кадров.

инициирующее локальное импульсное воздействие: объем зоны лазерного повреждения не превышает ~ 0.1 % объема образца, а длительность лазерного импульса не превышает ~ 10^{-5} продолжительности спровоцированной лазерным уколом прерывистой деформации. Следовательно, на гладком участке кривой деформации существует область неустойчивости по отношению к локальному термическому (лазерному) импульсному воздействию, начиная с некоторой критической деформации $\varepsilon_{cL} \approx (2/3)\,\varepsilon_c$: при $\varepsilon < \varepsilon_{cL}$ лазерный укол не оказывает влияния на деформационное поведение материала или это влияние незначительно, а при $\varepsilon \geq \varepsilon_{cL}$ такой же лазерный укол провоцирует прерывистую деформацию ПЛШ, которая продолжается до разрушения образца.

Установлено, что даже одиночный лазерный укол длительностью до ~ 1 мс боковой поверхности деформируемого одноосным растяжением плоского образца сплава АМг6 может существенно (до 1.5 раза) уменьшить критическую деформацию появления первого скачка напряжения и спровоцировать преждевременное появление нескольких десятков скачков напряжения на кривой растяжения и, соответственно, полос деформации на поверхности металла. Показано, что это негативное явление может быть подавлено пропусканием через образец электрического тока малой плотности (~ 40 А/мм^2), которое не только стабилизирует механическое поведение сплава, но и увеличивает его пластичность почти в 1.2 раза при сохранении прочности на разрыв.

В главе 5 изложены результаты исследования электрохимического механизма действия импульсного электрического тока на прерывистую деформацию и зарождение деформационных полос, негативно влияющих на коррозионные свойства алюминий-магниевых сплавов.

В первом разделе главы экспериментально исследуется влияние импульсного тока на прерывистую деформацию ПЛШ в сплаве АМг6. Особенность методики эксперимента состояла в разработанной и используемой системе обратной связи между акустическим сигналом − предвестником деформационного скачка − и генератором прямоугольного импульса электрического тока, позволяющей пропускать импульсы тока заданной плотности и продолжительности на разных стадиях эволюции деформационных полос.

В первой серии экспериментов генератор прямоугольных импульсов тока запускали от начального всплеска сигнала АЭ длительностью ~1 мс, вызванного зарождением деформационной полосы. Установлено, что если постоянный ток плотностью $j_0 = 60$ А/мм^2 включается сразу после зарождения полосы деформации, то он не оказывает заметного влияния на эволюцию этой полосы и характеристики скачка напряжения, вызванного развитием данной полосы деформации. Поэтому причину эффекта подавления током прерывистой деформации

следует искать во влиянии тока на механизм зарождения деформационных полос. Для экспериментального изучения этого вопроса необходимо включать ток за некоторое время t_{tr} до ожидаемого скачка напряжения и измерять вероятность зарождения полосы деформации в зависимости от времени t_{tr}, которое имеет смысл времени предварительной электротоковой обработки металла до ожидаемого момента зарождения полосы.

Схема второй серии экспериментов состоит в следующем. На прерывистом участке кривой деформации в отсутствие электротокового воздействия выбирается фрагмент содержащий 10-15 скачков напряжения и измеряется среднее время между скачками $\overline{\Delta t}$. При заданных температурно-скоростных условиях эксперимента ($\dot{\varepsilon}_0 = 3 \cdot 10^{-3}$ с$^{-1}$, $T \approx$ 55 °С) это время меняется от ≈ 1.0 с до ≈ 1.5 с с ростом деформирующего напряжения. Генератор импульса тока запускается от акустического сигнала по достижению величины всплеска сигнала АЭ некоторого порогового значения.

Статистический анализ попыток подавления очередного скачка прямоугольным импульсом тока амплитудой $j_0 =$ 60 А/мм^2 показал, что при $0 < t_{tr} < 0.3$ с вероятность подавления скачка напряжения равна нулю, при $t_{tr} > 0.8$ с эта вероятность близка единице, а в промежуточной области 0.3 с $< t_{tr} <$ 0.8 с, вероятность подавления монотонно возрастает от 0 до 1. Поэтому, для подавления зарождения деформационных полос и, следовательно, скачков напряжения необходима предварительная обработка данного сплава в течении не менее 0.8 с током плотностью не менее 60 А/мм^2 (при $\dot{\varepsilon}_0 = 3 \cdot 10^{-3}$ с$^{-1}$, $T \approx$ 55 °С). Предположительно это время необходимо для растворения током преципитатов, образующихся на ранних стадиях старения сплава. Таким образом, экспериментально установлено, что электрический ток: а) подавляет процесс зарождения деформационных полос; б) не влияет на распространение полос, если зарождение произошло до включения тока. Из результатов работы следует, что электрический ток является примером селективного воздействия на процесс зарождения деформационных полос и может быть использован для его изучения.

Во втором разделе главы представлены результаты моделирования взаимодействия тока с частицами вторичной β(Al_3Mg_2)-фазы в сплаве Al-Mg. Установлено, что под действием диффузионного потока электромиграции, направленного против градиента плотности электрического тока, происходит растворение частицы включения преимущественно в направлении перпендикулярном току. Получены пространственные распределения концентрации ионов магния и плотности тока в области включения в различные моменты времени. Рассчитаны зависимости характерного времени растворения от размера, формы и ориентации включений. Установлено, что время растворения частиц размером 150-250 нм находится в диапазоне 0.35-0.7 с после включения тока, которое хорошо согласуется с результатами электротоковых экспериментов и данными электронно-микроскопических исследований.

В третьем разделе главы на основе проведенных экспериментальных и теоретических исследований предложен электрохимический механизм подавления деформационных полос, вызывающих прерывистую деформацию алюминий-магниевого сплава, состоящий в растворении током частиц вторичной β (Al_3Mg_2)-фазы − сильных стопоров движению дислокаций, − что вызывает гомогенизацию пластического течения и препятствует развитию макроскопических дислокационных лавин.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Разработан комплексный подход к изучению влияния коррозионной среды и высокоэнергетических воздействий на механическую неустойчивость металлических сплавов, основанный на сочетании экспериментальных in situ исследований кинетики коррозии и кинетики локализации пластической деформации с методами математического моделирования процессов коррозии и электрохимического взаимодействия электрического тока выделениями вторичных фаз в деформируемых сплавах.

2. Экспериментально установлено, что химический процесс растворения концентрированной соляной кислотой локального участка поверхности деформируемого алюминий-магниевого сплава вызывает: а) генерирование широкополосного, в полосе от 0.1 Гц до 600 кГц, сигнала акустической эмиссии, обусловленного динамикой и разрушением многочисленных пузырьков водорода, образующихся в ходе коррозионного процесса; б) зарождение полос локализованной пластической деформации, вызывающих развитие скачка деформации на кривой ползучести.

3. Разработана модель растворения поликристаллического металла в агрессивной жидкой среде. На основе численного расчета эволюции формы коррозионного фронта выявлен и экспериментально верифицирован морфологический переход от евклидовой к фрактальной геометрии фазовой границы. Показано, что коррозия поликристаллического металла в жидкой агрессивной среде представляет новый пример топохимического процесса, кинетика которого описывается статистическим распределением Колмогорова-Джонсона-Мейла-Аврами.

4. Установлена корреляция между временной зависимостью растворенной массы металла и интегральным акустическим откликом, зарегистрированным в ходе травления алюминиевого сплава раствором соляной кислоты. Показано, что акустический отклик на коррозионный процесс несет информацию о кинетике растворения алюминия в соляной кислоте и может быть использован для разработки экспресс-метода контроля скорости коррозии и исследования ее стадийности.

5. Предложен механизм потери механической устойчивости при коррозионном воздействии на поверхность деформируемого алюминиевого сплава на основе расчета полей упругих напряжений вблизи фрактальной границы коррозионного пятна. Показано, что в условиях коррозии под напряжением локальные напряжения превышают в 10-30 раз уровень приложенного напряжения, что может спровоцировать коллективное срабатывание источников дислокаций и развитие макроскопической дислокационной лавины, которая вызывает скачок деформации на кривой растяжения.

6. Разработана модель коррозионного разрушения алюминиевого сплава, обработанного импульсом лазерного излучения. Показано, что остаточные напряжения ускоряют коррозию вследствие механо-электрохимического эффекта, а термообработка, снимающая остаточные напряжения увеличивают коррозионную стойкость сплава после лазерной обработки. Для сплава АМг6 влияние остаточных напряжений после лазерной обработки составляет около 20 %.

7. Экспериментально установлено, что воздействие импульсного высокоинтенсивного лазерного излучения на поверхность деформируемого алюминиевого сплава АМг6 вызывает зарождение полос локализованной деформации, снижающих коррозионную прочность сплава, а пропускание электрического тока плотностью 60 А/мм^2 подавляет зарождение полос. Предложены механизмы зарождения и/или подавления деформационных полос в условиях лазерного и электротокового воздействий.

8. Разработан и экспериментально верифицирован электрохимический механизм действия импульсного тока на зарождение деформационных полос, основанный на растворении током включений вторичной фазы, вызывающего гомогенизацию пластической деформации.

Цитируемая литература

1. Christian J. W. The theory of transformations in metals and alloys, Part I. New York: Pergamon, 1975. 542 p.
2. Хилл Р. Математическая теория пластичности. М.: Гостехиздат. 1956. 410 с.
3. Bak P., Tang C., Wiessenfeld K. // Phys. Rev. A. 1988. V. 38. № 1. P. 364-374.
4. Feder J. Fractals. New York – London: Plenum press, 1988. 305 p.
5. Русанов А.И. Термодинамические основы механохимии. СПб.: Наука. 2006. 221 с.
6. Ажогин Ф.Ф. Коррозионное растрескивание и защита высокопрочных сталей. М.: Металлургия, 1974. 256 с.

Основные результаты диссертации опубликованы в следующих работах:

В периодических изданиях, рекомендованных ВАК РФ:

1. Влияние коррозии под напряжением на механическую устойчивость алюминиево-магниевого сплава / Шибков А.А., Золотов А.Е., Желтов М.А., Шуклинов А.В., Денисов А.А., **Кочегаров С.С.** // Коррозия: материалы, защита. − 2017. − №11. − С. 17-24.
2. Исследование механизма влияния локальной коррозии на деградацию механических свойств алюминий-магниевого сплава АМг6 / Шибков А.А., Золотов А.Е., Желтов М.А., Шуклинов А.В. Денисов А.А., **Кочегаров С.С.** // Коррозия: материалы, защита. − 2017. − №8. − С. 19-27.
3. Высокоскоростные in situ исследования корреляций между формированием полос деформации и акустическим откликом в алюминий-магниевом сплаве / Шибков А.А., Гасанов М.Ф., Золотов А.Е., Денисов А.А., **Кочегаров С.С.**, Кольцов Р.Ю. // Кристаллография. − 2020. − Т. 65. − № 4. − С. 546-554.
4. Initiation and Suppression of the Portevin – Le Chatelier Effect in Aluminum Alloy under IR Laser Irradiation and Electric Current / Shibkov A.A., Zheltov M.A., Gasanov M.F., Zolotov A.E., Denisov A.A**., Kochegarov S.S.** // Crystallography Reports. – 2020. – V. 65. – P. 836-843.
5. Компьютерное и физико-химическое моделирование эволюции фрактального коррозионного фронта / Шибков А.А., **Кочегаров С.С.** // Компьютерные исследования и моделирование. − 2021. − Т. 13. − № 1. − С. 105-124.

В изданиях, индексируемых в международных базах цитирования Web of Science и Scopus:

6. Studying High-Frequency Acoustic Emission during Discontinuous Creep in an Aluminum–Magnesium Alloy / Shibkov A.A., Zheltov M.A., Gasanov M.F., Zolotov A.E., Denisov A.A., **Kochegarov S.S.** // Technical Physics. – 2020. – V. 65. – P. 1622-1629.
7. Effect of geometrical stress concentrators on the band formation and the serrated deformation in aluminum–magnesium alloys / Shibkov A.A., Zolotov A.E., Zheltov M.A., Denisov A.A., Gasanov M.F., **Kochegarov S.S.** // Technical Physics. – 2016. – V. 61. – P. 707-714.
8. Effect of geometrical stress concentrators on the current-induced suppression of the serrated deformation in an aluminum – magnesium AlMg5 alloy / Shibkov A.A., Zolotov A.E., Zheltov M.A., Denisov A.A., Gasanov M.F., **Kochegarov S.S.** // Technical Physics. – 2016. – V. 61. – P. 715-721.
9. Effect of Laser Processing on Strength and Portevin – Le Chatelier Serrated Deformation of Aluminum Alloy / Shibkov A.A., Gasanov M.F., Zolotov A.E., Zheltov M.A., Denisov A.A., **Kochegarov S.S.** // Physics of the Solid State. – 2019. – V. 61. – P. 1354-1362.

10. Destruction of the Aluminum–Magnesium Alloy under the Influence of Pulsed Laser Radiation against Creep Conditions / Shibkov A.A., Zolotov A.E., Gasanov M.F., Zheltov M.A., Proskuryakov K.A., **Kochegarov S.S.** // Physics of the Solid State. – 2018. – V. 60. – P. 2280-2286.
11. Effect of an aggressive medium on discontinuous deformation of aluminum–magnesium alloy AlMg6 / Shibkov A.A., Denisov A.A., Zolotov A.E., **Kochegarov S.S.** // Physics of the Solid State. – 2017. – V. 59. – P. 98-105.
12. Direct current induced suppression of the Portevin-Le Chatelier serrated deformation in the aluminum-magnesium alloy 5056 / Shibkov A.A., Denisov A.A., Zheltov M.A., Zolotov A.E., Gasanov M.F., **Kochegarov S.S.** // Physics of the Solid State. – 2015. – V. 57. – P. 239-248.

В материалах тезисов докладов:

13. **Кочегаров С.С.** Влияние коррозии на прерывистую деформацию алюминий-магниевого сплава / Кочегаров С.С. Шибков А.А., Желтов М.А., Золотов А.Е. / IX Международная конференция «Фазовые превращения и прочность кристаллов (ФППК-2016)» (Черноголовка, 7-11 ноября 2016 г.) − Черноголовка, 2016, − С. 96.
14. **Кочегаров С.С.** Влияние локальной импульсной лазерной обработки на локализацию пластической деформации, неустойчивость и разрушение алюминиевых сплавов / Гасанов М.Ф., Кочегаров С.С., Казарцева Е.А., Желтов М.А. / XXIII Петербургские чтения по проблемам прочности, посвященные 100-летию ФТИ им. А.Ф. Иоффе и 110-летию со дня рождения чл.-корр. АН СССР А.В. Степанова (Санкт-Петербург, 10-12 апреля 2018 г.) − Санкт-Петербург, 2018. − С. 90-92.
15. **Кочегаров С.С.** Скачки электродного потенциала алюминиевого сплава в ходе прерывистой деформации в коррозионной среде / Желтов М.А., Золотов А.Е., Денисов А.А., Кочегаров С.С., Шибков А.А. / X Международная конференция ФППК-2018, посвященная памяти академика Г.В. Курдюмова (Черноголовка, 29 октября-2 ноября 2018 г.) − Черноголовка, 2018. − С. 105.
16. **Кочегаров С.С.** Численное исследование коррозии алюминиевого сплава после лазерной обработки поверхности / Кочегаров С.С., Шибков А.А. / XI Международная конференция ФППК-2020, посвященная памяти академика Г.В. Курдюмова (Черноголовка, 26 – 30 октября 2020 г.) − Черноголовка, 2020. − С. 64.
17. **Кочегаров С.С.** Влияние коррозионной среды на прерывистую деформацию алюминий-магниевого сплава / Шибков А.А., Кочегаров С.С., Денисов А.А., Желтов М.А. / X-я Евразийская научно-практическая конференция «Прочность неоднородных структур ПРОСТ 2020/2021» (Москва, 20-22 апреля 2021 г.) − Москва, 2021.

Патенты РФ на изобретения

18. Пат. 2720289 Российская Федерация, МПК C22F 1/047, C22F 3/00. Электрофизический способ повышения прочности и механической устойчивости листовых заготовок из алюминий-магниевых сплавов / Шибков А.А., Желтов М.А., Золотов А.Е., Денисов А.А., Гасанов М.Ф., Михлик Д.В., **Кочегаров С.С.**, заявитель и патентообладатель Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина (RU). – № 2019135408; заявл. 5.11.2019; опубл. 28.04.2020, Бюл. № 13. – 10 с.: ил.

Подписано в печать 30.06.2021 г. Формат 60×84/16. Усл. печ. л. 1,0.
Тираж 100 экз. Заказ № 21187

392008, Тамбов, ул. Советская, 190 г.
Издательский дом «Державинский».
Отпечатано в типографии Издательского дома «Державинский»