

ИНСТИТУТ МЕХАНИКИ СПЛОШНЫХ СРЕД УРО РАН – ФИЛИАЛ
ФЕДЕРАЛЬНОГО ГОСУДАРСТВЕННОГО БЮДЖЕТНОГО УЧРЕЖДЕНИЯ
НАУКИ ПЕРМСКОГО ФЕДЕРАЛЬНОГО ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКОГО ЦЕНТРА
УРАЛЬСКОГО ОТДЕЛЕНИЯ РОССИЙСКОЙ АКАДЕМИИ НАУК

На правах рукописи



Оборин Владимир Александрович

МАСШТАБНО-ИНВАРИАНТНЫЕ СТРУКТУРНЫЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ
РАЗВИТИЯ ПОВРЕЖДЕННОСТИ И РАЗРУШЕНИЕ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ И
УСТАЛОСТНОМ НАГРУЖЕНИИ

01.01.08 – механика деформируемого твердого тела

ДИССЕРТАЦИЯ

на соискание ученой степени
кандидата физико-математических наук

Научный руководитель:
доктор физико-математических наук,
профессор Олег Борисович Наймарк

Пермь – 2021

ОГЛАВЛЕНИЕ

Введение.....	4
Глава 1. Универсальные закономерности развития деформационных дефектов и разрушения.....	14
1.1. Масштабные и структурные уровни деформации.....	15
1.2. Ансамбль микротрещин (микросдвигов).....	19
1.3. Масштабно-инвариантные закономерности эволюции рельефа поверхности пластически деформируемых материалов.....	21
1.4. Методы фрактального анализа.....	26
1.4.1. Фрактальные характеристики поверхности моно и поликристаллов.....	32
1.4.2. Фрактальные характеристики роста трещин.....	35
1.5. Выводы по главе 1.....	43
Глава 2. Масштабно-инвариантные закономерности эволюции рельефа поверхности пластически деформируемого монокристалла алюминия.....	46
2.1. Характеристика исследуемого материала.....	47
2.2. Методы микроструктурных исследований.....	49
2.3. Порядок проведения экспериментов при растяжении монокристалла алюминия.....	51
2.4. Обсуждение результатов.....	65
2.5. Выводы к главе 2.....	66
Глава 3. Масштабно-инвариантные закономерности эволюции структуры и оценка долговечности алюминиевых сплавов при последовательных динамических и усталостных нагружениях.....	67
3.1. Усталостное деформирование и разрушение материалов.....	67
3.2. Оценка долговечности алюминиевых сплавов при последовательных динамических и усталостных нагружениях.....	72
3.2.1. Характеристика исследуемых материалов.....	75
3.2.2. Методы эксперимента.....	76
3.2.3. Методы микроструктурных исследований.....	80

3.2.4. Методика фрактального анализа на основе показателя Хёрста.....	83
3.3. Обсуждение результатов	90
3.4. Выводы к главе 3	91
Глава 4. Оценка долговечности сплавов АМгб и Д16Т при комбинированном динамическом и последующем гигацикловом нагружении	92
4.1. Материал и условия эксперимента.....	93
4.2. Усталостные испытания образцов	97
4.3. Фрактальный анализ	99
4.4. Химический анализ	106
4.5. Автомодельные закономерности роста усталостной трещины.....	109
4.6. Обсуждение результатов	116
4.7. Выводы к главе 4.....	117
Заключение	119
Список литературы	121

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность и степень разработанности темы исследования. При создании современных промышленных устройств, средств транспорта возрастают требования к оценке надежности и ресурса элементов конструкций, включая экстремальные температурно-силовые условия нагружения. Эти тенденции характерны для деталей авиационных двигателей, газовых и паровых турбин, двигателей внутреннего сгорания, оборудования атомной и традиционной энергетики, высокоскоростного транспорта. Оценка безопасного срока службы особенно важна для предотвращения отказов, которые могут иметь катастрофические социальные последствия.

Разработка методов оценки текущего состояния конструкций на основе перспективных материалов предполагает установление связи эволюции структуры материала и физико-механических свойств, сопровождающих процессы пластического деформирования и разрушения. Разрушение материалов связано с развитием дефектов на разных масштабных уровнях, их взаимодействием между собой и внешними физическими полями. Дефекты, являясь носителями структурных нарушений в материалах в процессе деформирования, обеспечивают реализацию механизмов релаксации и диссипации энергии, обеспечивая, тем самым, эксплуатационный ресурс.

Развитие экспериментальных методов привело к появлению новых подходов оценки надежности и временного (усталостного) ресурса, основанных на применении высокоточного измерительного оборудования (интерферометр-профилометр, атомно-силовой микроскоп), позволяющие количественно анализировать морфологию поверхности. Исследования в этой области связаны с изучением масштабно-инвариантных свойств поверхности разрушения.

Изучение масштабно-инвариантных свойств поверхностей разрушения, проведенное в работах В.С. Ивановой, А.А. Шанявского, Л.А. Тепляковой, Л.Р. Ботвиной, E. Bouchaud, M. Zaiser позволило установить связь эволюции ансамбля дефектов, развития процесса усталостного разрушения с масштабно-

инвариантными характеристиками поверхностей разрушения и использовать эти результаты при описании кинетики образования и развития усталостных трещин.

В работах М. Zaiser и Е. Bouchaud для количественной характеристики поверхностных структур, образующихся при деформировании и разрушении нагруженных твердых тел, был предложен метод, основанный на концепции масштабной инвариантности деформированной поверхности. Основным методом исследования морфологии поверхности является измерение фрактальной размерности и показателя Хёрста, инвариантных относительно преобразования масштаба.

Многочисленными исследованиями установлено, что до 80% усталостного ресурса материалов и конструкций приходится на формирование дислокационных субструктур, микротрещин. Изучение многомасштабной эволюции дефектов приобретает важное значение для оценки долговечности при усталостном нагружении, в частности, для приложений в авиационном моторостроении применительно к распространенным ситуациям случайных динамических воздействий на лопатки газотурбинных двигателей (соударение с твёрдыми частицами). Данная проблема получила название в зарубежной литературе как «foreign object damage» (Т. Nicholas, J.O. Peters, R. O. Ritchie) и её решение предполагает использование результатов фундаментального характера, устанавливающих связь стадийности поврежденности с многомасштабной эволюцией ансамблей дефектов в материалах при различных условиях нагружения, в сочетании с современными методами структурного анализа и методами моделирования

Актуальным является фундаментальное обоснование методов оценки усталостного ресурса, стадийности разрушения, в том числе при комбинированном динамическом и много- (гигацикловом) нагружении, с учетом масштабно-инвариантных закономерностей развития поврежденности и перехода к разрушению.

Целью диссертационной работы является установление связи масштабно-инвариантных закономерностей стадийности развития поврежденности в

алюминиевых сплавах на основе данных количественной профилометрии и механизмами разрушения при комбинированном динамическом и последующем много- и гигацикловом усталостном нагружении.

Для достижения этой цели в работе были поставлены следующие **задачи**:

1. Исследовать масштабно-инвариантные закономерности эволюции деформационного рельефа на поверхности монокристалла алюминия при квазистатическом нагружении.

2. Разработать методологию для проведения исследований при комбинированном нагружении, позволяющую определение усталостного ресурса при динамическом и последующем гигацикловом нагружении.

3. Установить влияние предварительного динамического нагружения на усталостный (много - гигацикловый) ресурс алюминиевых сплавов на основе анализа масштабно-инвариантных закономерностей рельефа поверхностей разрушения.

4. Установить масштабно-инвариантные характеристики морфологии поверхности разрушения динамически преднагруженных алюминиевых образцов для оценки параметров кинетического уравнения роста усталостной трещины в режиме гигациклового нагружения.

Научная новизна результатов работы заключается в следующем:

1. С использованием современного оборудования (оптической и электронной микроскопии) и оригинальных экспериментов впервые проведено исследование масштабно-инвариантных закономерностей развития пластической деформации и разрушения при комбинированном динамическом, много- и гигацикловом усталостном нагружении алюминиевых сплавов.

2. По данным профилометрии высокого разрешения установлена масштабная инвариантность деформационных структур, образующихся на поверхности монокристалла алюминия в условиях растяжения.

3. Впервые установлена связь усталостного ресурса алюминиевых сплавов, подвергнутых предварительному динамическому нагружению, с характеристиками масштабной инвариантности рельефа поверхностей

разрушения.

4. Определены параметры кинетического уравнения роста усталостных трещин в режиме гигацикловой усталости для предварительно нагруженных образцов из сплава алюминия, учитывающее характеристики масштабной инвариантности рельефа поверхностей разрушения.

Достоверность результатов обеспечивается соответствием методологии проведения экспериментов по механическому нагружению материалов, профилометрии поверхностей разрушения, обоснованными методами вычисления пространственных инвариантов поверхностного рельефа, использованием поверенного метрологического оборудования, устойчивой воспроизводимостью результатов, корректностью физических и математических постановок задач, сопоставлением с результатами других авторов.

Теоретическая и практическая значимость работы обусловлена необходимостью совершенствования методов прогноза эксплуатационного ресурса материалов и конструкций с учётом механизмов развития разрушения на различных масштабных уровнях. Ряд результатов может быть использован для оценки усталостного ресурса материалов при комбинированных условиях нагружения, в том числе применительно к элементам конструкций авиационного моторостроения.

Методология и методы диссертационного исследования

Основные экспериментальные результаты диссертационной работы получены на оригинальном оборудовании лаборатории физических основ прочности ИМСС УрО РАН и лаборатории LAMEFIP ENSAM Bordeaux, (Франция). Предварительное динамическое нагружение образцов реализовано с использованием инерционного нагружающего устройства и разрезного стержня Гопкинсона-Кольского. Для проведения гигацикловых нагружений применялась ультразвуковая испытательная машина Shimadzu USF-2000, позволяющая испытывать образцы на базе 10^8 - 10^{10} циклов с частотой нагружения 20 кГц. При проведении экспериментальных исследований использовались методики, согласующиеся с российскими и международными стандартами.

Установление корреляций между механическими свойствами и масштабнo-инвариантными характеристиками рельефа поверхностей разрушения, формирующихся в процессе квазистатического нарушения, много- и гигацикловой усталости, использовался интерферометр-профилометр New View 5010, позволяющий получать 3D образ поверхности с разрешением: вертикальное от 0,1 нм, горизонтальное от 0,1 мкм. Полученные оптические изображения рельефа, образующегося в процессе нагружения, исследовались с использованием апробированных методов вычисления пространственных инвариантов.

Положения, выносимые на защиту

1. Связь масштабной инвариантности множественных областей локализованного сдвига с развитием макроскопического пластического течения материала, установленную по данным морфологии поверхностного рельефа деформированного монокристалла алюминия.
2. Закономерности изменения пространственных масштабов зон поврежденности, связь с усталостным ресурсом (на примере сплавов алюминия 2017А-Т3 (аналог Д1) и 5454-О (аналог АМг2.5м)) при последовательных динамических и усталостных (многоцикловых) нагружениях.
3. Результаты и методология проведения исследований при комбинированном нагружении, позволяющие экспериментальное определение усталостного ресурса (на примере сплавов алюминия АМг6 и Д16Т) при динамическом и последующем гигацикловом нагружении.
4. Результаты количественного анализа морфологии поверхности разрушения при комбинированных видах нагружения, позволяющий описание кинетики разрушения предварительно динамически нагруженных образцов (на примере сплавов алюминия АМг6 и Д16Т) в режиме гигацикловой усталости с учетом масштабнo-инвариантных характеристик рельефа поверхности разрушения.

Апробация работы

Основные положения и результаты диссертационной работы докладывались на 10 российских и 14 международных конференциях в том числе: Зимние Школы по Механике Сплошных Сред (2007, 2009, 2011, 2017, 2019, 2021 Пермь), серия

международных конференций «Петербургские чтения по проблемам прочности» (2012, 2014, 2016, 2018 Санкт-Петербург), Multilevel approach to fracture of materials, components and structures, 17th European Conference on Fracture (2008, Brno, Czech Republic), Международная конференция «Механика, ресурс и диагностика материалов и конструкций» (Екатеринбург, 2016, 2018), Международная конференция «Актуальные проблемы прочности» (Пермь, 2017) Международная конференция «Перспективные материалы с иерархической структурой для новых технологий и надежных конструкций» (Томск, 2017, 2018, 2019, 2020), Всероссийские конференции молодых ученых «Неравновесные процессы в сплошных средах» (2007, 2009, 2010, 2011, Пермь), 19th European Conference on Fracture (Казань, 2012), 21th European Conference on Fracture (2016, Катания).

Основные результаты работы были получены в рамках исследований, проводимых в соответствие с госбюджетной темой № АААА-А19-119013090021-5», проектам РФФИ: № 18-08-01186, 19-48-590009.

Публикации. Результаты исследований по теме диссертационной работы опубликованы в 39 научных публикациях, в том числе 4 статьи в ведущих рецензируемых научных журналах и изданиях, рекомендуемых ВАК, 11 статей, опубликованных в изданиях, индексируемых в WoS или Scopus, 10 статей и тезисы 14 докладов в сборниках трудов международных и российских конференций.

Личный вклад автора

Автором получены основные результаты, представленные в диссертации. Разработана методология оценки стадийности поврежденности с использованием масштабно-инвариантных закономерностей с использованием оригинальных данных профилометрии высокого разрешения. Автор непосредственно участвовал в проведении экспериментов по квазистатическому нагружению монокристалла алюминия, много- и гигацикловому испытанию образцов из сплава алюминия.

Структура и объем диссертации. Диссертационная работа состоит из введения, четырёх глав, заключения и списка литературы. Работа изложена на 130

страницах и содержит 82 рисунка, 9 таблиц, список цитируемой литературы из 103 наименований.

Во введении обосновывается актуальность темы диссертационной работы, сформулирована цель исследований, показана научная новизна результатов и их практическая значимость, изложены основные положения, выносимые на защиту.

Первая глава диссертации носит обзорный характер. В параграфах 1.1 и 1.3 приведён обзор работ Панина В.Е., Козлова Э.В., Коневой Н.А., Владимирова В.И., Рыбина В.В., Мещерякова Ю.И., Тепляковой Л.А., касающихся развития ансамблей дефектов при деформировании и разрушении материалов, обсуждается концепция многоуровневого развития пластической деформации, проявления неоднородности пластической деформации на разных масштабных уровнях, а также закономерности сдвиговой деформации в металлах и сплавах. В параграфе 1.2 приведён обзор работ Баренблатта Г.И., Ботвиной Л.Р., Carpinteri A., Наймарка О.Б., посвященных, статистической автомодельности пространственных распределений деформационных дефектов на различных масштабных уровнях, связь с закономерностями разрушения. Обсуждается вид функции распределения данных дефектов, имеющий универсальный характер в некоторых безразмерных (автомодельных) координатах.

В параграфе 1.4 приведён обзор работ Bouchaud E., Zaiser M. по исследованию морфологии поверхности нагруженных материалов и основных масштабно-инвариантных закономерностей, наблюдаемых при деформировании и разрушении металлов и сплавов. Отмечается, что масштабная инвариантность структур наблюдается не только при анализе следов скольжения на поверхности деформированных монокристаллов, но и при количественных исследованиях деформационных дефектов в объёме моно- и поликристаллов металлов и сплавов. Обсуждается связь масштабных структурных инвариантов с кинетикой роста трещин, установленной в работах А.А. Шанявского.

В параграфе 1.5 сформулированы цель работы и задачи исследования, обоснован выбор материалов и методов исследования.

Вторая глава диссертационной работы посвящена экспериментальному исследованию масштабно-инвариантных закономерностей эволюции рельефа поверхности пластически деформируемого монокристалла алюминия.

В параграфе 2.1 приведён обзор элементов деформационного рельефа типичных для ГЦК металлов и сплавов. Показано, что след скольжения является наиболее типичным элементом деформационного рельефа в ГЦК однофазных металлических моно- и поликристаллах при небольших степенях деформации.

В параграфе 2.2 приведены основные механические свойства рассматриваемого монокристалла алюминия [001]. Параграф 2.3 посвящён условиям проведения экспериментов, описанию методик и основным результатам. Исследование включало эксперименты по квазистатическому растяжению монокристалла алюминия, изучение масштабно-инвариантных закономерностей (в терминах показателя Хёрста) локализации пластической деформации на основе данных профилометрии высокого разрешения (интерферометр-профилометр New View 5010, разрешение: вертикальное $\sim 0,1$ нм, горизонтальное $\sim 0,5$ мкм).

Фрактальный анализ деформационного рельефа поверхности монокристалла алюминия после разной степени деформации позволил установить, что при небольших степенях деформации монокристалла на поверхности наблюдаются отчётливые самоподобные картины следов скольжения, о чём свидетельствует наличие постоянных к величине пластической деформации значений показателя Хёрста ($H \sim 0,7$).

Третья глава посвящена экспериментальному исследованию масштабно-инвариантных закономерностей при усталостном деформировании предварительно нагруженных образцов из сплава алюминия.

В параграфе 3.1 приведен обзор работ Wohler A., Coffin Jr L. F., Manson S.S., Suresh S., Mughrabi H., Bathias C. по много- и гигацикловому усталостному разрушению, показано, что взаимосвязь структурных изменений и свойств материалов является ключевой проблемой в оценке долговечности, длительной и усталостной прочности. В параграфе 3.2 приведены химический состав и

квазистатические свойства исследуемых материалов. Исследовались два сплава алюминия: **Al-Cu** (2017A-T3, аналог Д1) и **Al-Mg** (5454-O, аналог АМг2.5м), используемые в авиационной промышленности и автомобилестроении. Эксперименты на сплавах алюминия проводились в сотрудничестве с французскими коллегами в лаборатории LAMEFIP ENSAM Bordeaux, Франция.

В параграфе 3.2 приведено описание эксперимента. Предварительное нагружение образцов осуществлялось двумя способами – квазистатическим и динамическим растяжениями, после чего образцы подвергались циклической нагрузке, соответствующей базовому сроку службы (приблизительно $2 \cdot 10^5$ циклов) при комнатной температуре, с последующим изучением фрактографии изломов с помощью интерферометра-профилометра New View 5010.

Обнаружена высокая чувствительность сплава Al-Cu к предварительному нагружению, что проявляется в увеличении верхних границ пространственных масштабов до ~ 56 мкм, на которых показатель Херста остаётся постоянным по сравнению со сплавом Al-Mg ~ 28 мкм.

Низкая чувствительность сплава Al-Mg к предварительному нагружению обусловлена высокой степенью адаптации материала к различным режимам предварительного нагружения – иницированием механизмов структурной релаксации различного масштабного уровня.

Четвертая глава посвящена исследованию кинетики роста усталостных трещин в сплавах алюминия АМг6 и Д16Т в режиме гигацикловой усталости при предварительном динамическом деформировании. Актуальность постановки определяется важными приложениями – оценкой ресурса материалов и элементов конструкций авиационных газотурбинных двигателей в условиях полетного цикла при случайных динамических воздействиях.

В параграфах 4.1 и 4.2 приведено описание эксперимента. Предварительное нагружение образцов осуществлялось динамическим растяжением на разрезном стержне Гопкинсона-Кольского при скоростях деформации до $\sim 10^3$ с⁻¹, последующем гигацикловом нагружении на ультразвуковой испытательной машине Shimadzu USF-2000 и количественным анализом фрактографии изломов

на основе данных профилометрии и сканирующей электронной микроскопии. Ультразвуковая испытательная машина позволяет испытывать образцы на базе 10^8 - 10^{10} циклов с амплитудой от 1-го и до нескольких десятков микрометров с частотой 20 кГц, что сокращает время испытания до нескольких дней в отличие от классических усталостных установок, в которых такое число циклов достигается за длительный период

В параграфе 4.3 проведен анализ многомасштабных закономерностей формирования поверхностного рельефа на основе пространственных инвариантов (показателя Херста), используемого для количественного анализа морфологии поверхностей разрушения.

В параграфе 4.4 исследовался химический состав сплава АМг6 в зоне «fish-ue» с помощью сканирующего электронного микроскопа Hitachi S-3400n по спектру излучения отраженных электронов с помощью модуля INCA.

Для описания кинетики роста трещины для размеров, меньших размера «трещин Пэриса», в параграфе 4.5 предложено феноменологическое соотношение, которое, наряду с макроскопической характеристикой напряженного состояния в вершине трещины (ΔK) включало структурные параметры.

В заключении диссертации приводятся основные результаты и выводы.

Благодарности. Автор диссертационной работы выражает благодарность научному руководителю д.ф.-м.н., профессору О.Б. Наймарку и всем сотрудникам лаборатории Физических основ прочности Института механики сплошных сред УрО РАН за обсуждение и плодотворное время совместной работы.

ГЛАВА 1. УНИВЕРСАЛЬНЫЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ РАЗВИТИЯ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ДЕФЕКТОВ И РАЗРУШЕНИЯ

Настоящая глава диссертации носит обзорный характер. В ней представлены основные экспериментальные и теоретические результаты Панина В.Е., Козлова Э.В., Коневой Н.А., Владимирова В.И., Рыбина В.В., Мещеряков Ю.И. Тепляковой Л.А., касающиеся развития ансамблей дефектов при деформировании и разрушении материалов, обсуждается концепция многоуровневого развития пластической деформации, проявления неоднородности пластической деформации на разных масштабных уровнях, а также закономерности сдвиговой деформации в металлах и сплавах. Приведён обзор работ Наймарка О.Б., Баренблатта Г.И., Ботвиной Л.Р., посвященных, статистической автомодельности пространственных распределений деформационных дефектов на различных масштабных уровнях, закономерностям разрушения. Обсуждается вид функции распределения данных дефектов, имеющий универсальный характер в некоторых безразмерных (автомодельных) координатах.

Приведён обзор работ Bouchaud E., Zaiser M. по исследованию морфологии поверхности нагруженных материалов и основных масштабно-инвариантных закономерностей, наблюдаемых при деформировании и разрушении металлов и сплавов. Отмечается, что масштабная инвариантность структур наблюдается не только при анализе следов скольжения на поверхности деформированных монокристаллов, но и при количественных исследованиях деформационных дефектов в объёме моно- и поликристаллов металлов и сплавов. В работе А.А. Шанявского показано существование обратной зависимости между величиной фрактальной размерности и осреднённой на макроскопическом уровне скоростью роста усталостной трещины.

1.1. Масштабные и структурные уровни деформации

В период широкого распространения методов тонких структурных исследований (60–70-е годы XX века) вопрос о неоднородности протекания пластической деформации оставался в тени, хотя и тогда ряд ученых считали эту проблему весьма важной и вели активные исследования в этом направлении. Так неоднородность дислокационной структуры на масштабах порядка 1...10 мкм в [1, 2] учитывалась измерением объемных долей субструктур, сосуществующих в локальных объемах образца.

В 1982 году В. Е. Паниным с соавторами [3] была предложена концепция структурных уровней деформации. В основу концепции были положены экспериментальные факты, неопровержимо свидетельствующие, что пластическая деформация является суперпозицией трансляционных и поворотных мод. Это обуславливает вовлечение в деформацию различных структурных уровней и для полного описания пластической деформации кристаллических тел необходимо учитывать всю совокупность структурных уровней, реализующихся иерархически. В [3] был предложен один из вариантов такой иерархии: 1) образец; 2) зерна (в поликристаллах); 3) фрагменты зерен, включения второй фазы; 4) блоки; 5) ячейки, двойники; 6) дислокации; 7) атомы, включая точечные дефекты; 8) электроны. В общем случае, согласно [3], характер систематики зависит от условий поставленной задачи, но суть любой систематики заключается в том, что каждый структурный уровень испытывает макродеформацию по отношению к нижестоящему и микродеформацию по отношению к вышестоящему уровню.

В [4] сформулирован принцип масштабной инвариантности, который дает методологическую основу для анализа сложной природы пластической деформации и разрушения твердых тел.

В общем случае пластическая деформация нагруженного материала начинается на микромасштабном уровне, который описывается трехстадийной кривой «напряжение-деформация» ($\sigma - \epsilon$) [4].

В основе трехстадийности кривой $\sigma - \varepsilon$ лежат три типа сдвигов [5]:

а) сдвиг с нестесненным материальным поворотом и связанная с ним стадия легкого скольжения;

б) сдвиг со стесненным материальным поворотом, обуславливающий множественное скольжение и стадию линейного упрочнения;

в) сдвиг с кристаллографическим поворотом структурного элемента деформации, отвечающий за формирование вихревой диссипативной структуры и ответственный за параболическую стадию кривой $\sigma - \varepsilon$.

Наряду с этим на интегральной кривой $\sigma - \varepsilon$ наблюдаются еще две самостоятельные стадии IV и V. Стадия IV слабого деформационного упрочнения классифицирована как самостоятельная и подробно изучена в [5] на основе анализа дислокационных субструктур. Ниспадающая стадия V кривой $\sigma - \varepsilon$ связана с образованием шейки и также была классифицирована как самостоятельная в [5]. Анализ механизмов деформации на стадиях IV и V в [5] привел к заключению, что эти стадии связаны соответственно с мезо- и макромасштабными уровнями потери сдвиговой устойчивости нагруженного твердого тела и, в свою очередь, имеют собственную трехстадийную структуру.

Таким образом, все масштабные уровни потери сдвиговой устойчивости в деформируемом твердом теле характеризуются трехстадийностью процесса, в основе которой лежат три типа сдвигов в нагруженном твердом теле. Последовательное развитие трех типов сдвигов определяет три стадии формирования вихревых диссипативных структур на всех масштабных уровнях в деформируемом твердом теле в соответствии с принципом масштабной инвариантности: «механизмы деформации, их носители и соответствующие стадии кривой «напряжение - деформация» на различных масштабных уровнях являются масштабно инвариантными».

Согласно [3–5], в различных типах материалов и при различных условиях нагружения могут проявляться не все стадии деформации. В качестве ведущего могут быть различные механизмы деформации.

Идея о многоуровневом характере пластической деформации и разрушения кристаллических тел была развита в [4-8]. Владимирова В.И. и Романов А.Е. [6], Рыбин В.В. [8] ввели в рассмотрение масштабные уровни деформации. Согласно [6] существуют четыре масштабных уровня пластической деформации: 1) микроскопический (атомный) с характерным масштабом $1 \dots 30b$ (b - вектор Бюргера); 2) мезоскопический (уровень дислокационной структуры) - $l_{\text{sub}} = 0,1 \dots 3$ мкм; 3) структурный (в поликристаллах - зерно, в монокристаллах - блоки) - $l_{\text{st}} = 20 \dots 200$ мкм; 4) макроуровень с масштабом $l > 10 l_{\text{st}}$. Рыбин В.В. также выделяет четыре масштабных уровня, масштаб которых связан с соответствующими линейными характеристиками структурных элементов: 1) атомный уровень с масштабом $b \leq l_1 \leq \rho^{-1/2}$ (ρ - скалярная плотность дислокаций); 2) микроуровень - $\rho^{-1/2} \leq l_2 \leq d$ (d - размер ячейки или фрагмента); 3) мезоуровень - $\rho^{-1/2} \leq d \leq l_3 \leq D$ (D - фрагмент или зерно) и, наконец, 4) макроуровень $\rho^{-1/2} \leq d \leq D \leq l_4 \leq L$ (L - размер образца).

Очевидно, что концепции структурных и масштабных уровней деформации и разрушения тесно связаны с масштабом структурного элемента, что нашло отражение в более поздних классификациях, например, в работах Коневой Н.А. и Козлова Э.В. [9]. Авторы [9] каждому структурному уровню пластической деформации в представленной классификации, основанной на результатах экспериментальных исследований эволюции субструктуры, сопоставляют масштаб структурного элемента и относят его к одному из четырех масштабных уровней: микро-, мезоуровень, уровень зерна, макроуровень. В работах Коневой Н.А. и Козлова Э.В. предпринята первая попытка описания деформационного упрочнения с позиций структурных уровней. Мещеряков Ю.И. и Атрошенко С.А. с соавторами [10, 12–13], обобщая результаты экспериментальных исследований динамического деформирования и разрушения широкого класса материалов, приходят к заключению о многомасштабном характере динамического деформирования и вводят в рассмотрение три масштабных уровня откольного разрушения: мезоскопический, суперструктурный и макроуровень.

В последние два десятилетия появились работы, посвященные систематическим исследованиям закономерностей локализации пластической деформации и эволюции дефектной структуры, выполненные на одном и том же образце [11]. Были изучены материалы с различным исходным структурно-фазовым состоянием: 1) ГЦК монокристаллы сплава Ni_3Fe в состояниях с дальним и ближним порядком [14–20]; 2) поликристаллические аустенитные стали [21], стали со структурой отпущенного мартенсита [22–24]. Обобщая эти исследования, в [25] был сделан вывод, что во всех вышеназванных материалах в ходе активного нагружения происходит локализация пластической деформации на различных масштабно-структурных уровнях. Спектр масштабно-структурных уровней определяется как исходной дефектной структурой, так и субструктурой, формирующейся в процессе пластической деформации. Масштаб структурного уровня определяется линейными размерами соответствующих структурных элементов. В связи с этим, используется термин «масштабно-структурный уровень».

Основными структурными элементами, с которыми связана локализация пластической деформации в интервале масштабов миллиметры...нанометры, в ГЦК монокристаллах являются: фрагмент сдвига, фрагмент изгиба-кручения, фрагмент поворота, система сдвига с однородным и неоднородным распределением зон сдвига, зона сдвига [24]. В ГЦК поликристаллах появляются дополнительные пути локализации деформации, связанные с зёрненным строением материала и добавляется два масштабно-структурных уровня: группа зерен, зерно [21, 24]. В стали со структурой пакетно-пластинчатого отпущенного мартенсита спектр масштабно-структурных уровней локализации деформации задается иерархически организованной системой структурных элементов (наследованное и реальное зерно, пакет, фрагмент пакета, пластина, рейка, фрагмент рейки, подсистема карбидных частиц), созданных в ходе термической обработки, предшествующей активному нагружению, т. е. масштабно-структурные уровни локализации деформации в этой стали есть проявление структурной наследственности [22, 24].

1.2. Ансамбль микротрещин (микросдвигов)

Из множества дислокационных дефектов различных уровней, микросдвиги и микротрещины могут рассматриваться как наиболее представительные ансамбли на развитой стадии пластической деформации и разрушения. Дефекты других уровней (точечные дефекты, дислокации, дислокационные скопления) [26,27] имеют меньшие значения энергий или внутренние упругие поля по сравнению с микротрещинами и микросдвигами. Однако зарождение и рост этих дефектов (которые наиболее близки к макроскопическому уровню) связан с дефектами других уровней, играющих роль зародышей микротрещин (микросдвигов). Плотность этих дефектов достигает значений $10^{12}-10^{14}\text{см}^{-3}$, но каждый из них представляет собой дислокационный ансамбль и обладает свойствами этого ансамбля. Сценарии эволюции ансамблей мезодефектов обнаруживают черты неравновесных кинетических переходов и экспериментальные данные, полученные в широком интервале интенсивностей и скоростей нагружения, подтверждают универсальность структурной эволюции и её связь с релаксационными свойствами и разрушением.

В таблице 1.1 приведены типичные размеры и концентрации микротрещин для различных материалов.

Таблица 1.1 – Размеры и концентрации микротрещин для различных материалов [28]

Материал	l , мкм		n , см^{-3}	
	Рентген	Микроскопия	Рентген	Микроскопия
Алюминий	0,14	0,2	10^{11}	--
Никель	0,08	0,1	10^{12}	$2 \cdot 10^{12}$
Серебро, золото	--	0,2	--	$2 \cdot 10^{11}$
Медь, цинк	--	0,25	--	$5 \cdot 10^{11}$
Бериллий	0,12	--	$5 \cdot 10^{12}$	--
Сталь 30CrMCN2A	--	0,1	--	--
NaCl	2	1-3	$10^8 - 10^9$	10^9
Полиэтилен	--	0,015	--	$6 \cdot 10^{15}$
Полтпропилен	--	0,02	--	$7 \cdot 10^{14}$
ПММА	--	0,02	--	$4 \cdot 10^{12}$

Важные особенности поведения ансамбля микротрещин были установлены для понимания закономерностей квазихрупкого разрушения, включая стадии дисперсного накопления повреждений, их локализации, зарождения трещин и их распространения. В частности, установлено, что микротрещины имеют дислокационную природу и представляют собой полое ядро дислокационного скопления.

Модельное представление микротрещины как дислокационного скопления позволило оценить собственную энергию микротрещины [28]:

$$E \approx \left[\frac{G}{V_0} \ln \frac{R}{r_0} \right] s^2, \quad (1.1)$$

где $s = B S_D$ - объём дискообразной микротрещины; S_D - площадь основания микротрещины; $B = nb$ - суммарный вектор Бюргерса $V_0 = \frac{4}{3} r_0^3$ - объём зародыша микротрещины, r_0 - характерный размер дислокационного ядра; R - масштаб возмущения упругого поля микротрещиной. Оценки, представленные в [28], показывают, что типичные величины дислокационных скоплений достигают значений $n \approx 20$.

Два аспекта важны при дислокационном рассмотрении микротрещин (микросдвигов). Первый из них связан с определением энергии микротрещины как энергии дислокационного скопления. Второй – с определением вида микроскопического параметра, характеризующего микротрещину и отражающего локальное изменение симметрии поля смещений при зарождении и росте микротрещины. Исследование распределения микротрещин и микросдвигов по размерам в деформированных материалах обнаруживает черты статистической автомодельности в пространственных распределениях этих дефектов на различных масштабных уровнях [29,30] (рисунок 1.1).

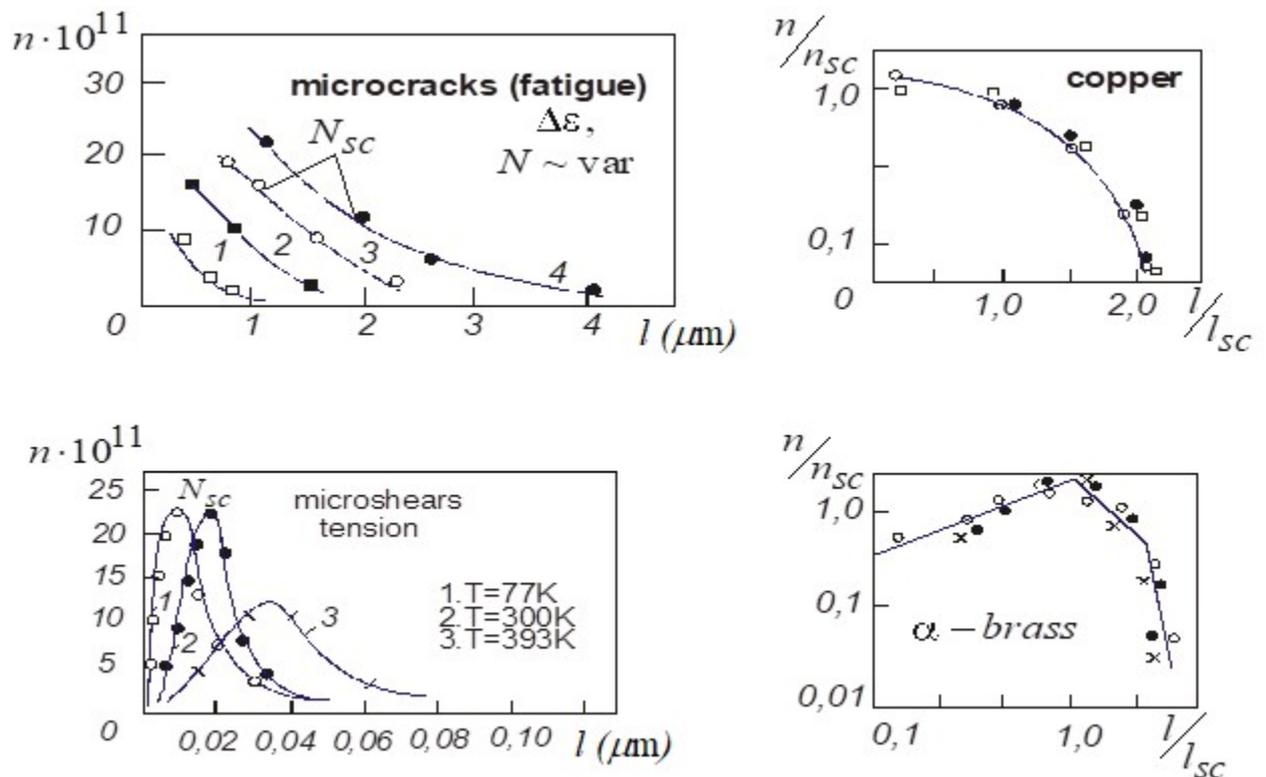


Рисунок 1.1 – Распределения микротрещин и микродвигов в размерных и безразмерных координатах: n - концентрация микротрещин, l -характерный размер; n_{sc}, l_{sc} - параметры скейлинга [30]

Статистическая автомодельность отражает специальный вид функции распределения данных дефектов на различных структурных уровнях, имеющую универсальный характер в некоторых безразмерных (автомодельных) координатах. Это свойство ансамбля позволяет упростить сложную многочастичную статистическую проблему поведения ансамбля дефектов и установить природу скейлинга, обеспечивающего статистическую автомодельность.

1.3. Масштабно-инвариантные закономерности эволюции рельефа поверхности пластически деформируемых материалов

Анализ экспериментальных результатов [31,32], показывает, что с самого начала пластической деформации исходно однородных монокристаллов металлов, полупроводников и сплавов, поведение дислокационных ансамблей обнаруживает

признаки самоподобия, которые коррелируют с иерархией масштабов локализации деформации. Так, в работе [31], при деформации монокристаллов (Са - 99,99 % чистоты) одноосным растяжением в пределах стадии легкого скольжения при комнатной температуре, наблюдали образование деформационного рельефа в виде линий скольжения на разных масштабных уровнях. Картина следов скольжения оттенялась Au-Pd и исследовалась методами растровой электронной микроскопии. По изображениям деформационного рельефа, полученным с увеличением от 100 до 20 000 крат, было обнаружено, что зависимость числа линий скольжения от масштаба увеличения в двойных логарифмических координатах описывается прямой линией в диапазоне изменения масштаба 100 - 500 нм, что свидетельствует о самоподобии и фрактальном характере следов скольжения в исследованном диапазоне масштабов.

В работе [32] исследовали картины следов скольжения, образующиеся на стадии параболического упрочнения на монокристаллах меди, и картины следов легкого скольжения на поверхности монокристалла кобальта. Использование в качестве количественной меры картин следов скольжения фрактальной размерности показало, что картины следов скольжения являются самоподобными в диапазоне масштабов измерений (60 – 2400 нм). Широкий диапазон масштабов можно объяснить тем, что для меди исследование было проведено на стадии параболического упрочнения, и анализировали грубые следы скольжения, которые при наблюдении с большим увеличением составляют пачку тонких следов скольжения. Напротив, на картине легких следов скольжения, образующихся на поверхности монокристаллов Со, если и обнаруживают самоподобие, то только в узком интервале масштабов (20 – 200 нм), что согласуется с результатами работы [31].

В настоящее время установлен ряд качественных и количественных закономерностей формирования деформационного рельефа в процессе пластической деформации для широкого круга материалов, включающего ионные кристаллы, металлы с различным типом решетки, одно- и многофазные твердые

растворы, облученные металлы и сплавы, стали (исчерпывающая библиография приведена в обзоре Н. Neuhauser [33], а также более поздних работах [34–36].

Исследования поверхности деформированных кристаллов проводились разными методами: оптическая микроскопия, метод рентгеновской топографии, сканирующая и просвечивающая электронная микроскопия (на репликах) [37–38]. По мере усложнения исходной структуры материала и роста степени деформации усложняется картина деформационного рельефа и вместе с этим формировался «терминологический язык», необходимый для ее описания. Наиболее часто встречающимися элементами деформационного рельефа являются: 1) след скольжения (slip line, slip step) [33, 38–40]; полоса скольжения (slip band, glide band) [33,37, 41]; 3) полоса сдвига (shear band) [35, 40, 42]; 4) полоса деформации (deformation band) [6, 43]; 5) деформационная складка [21, 25].

В ряде литературных источников, например, в [37], полосами скольжения называют грубые или широкие следы скольжения (рисунок 1.2).

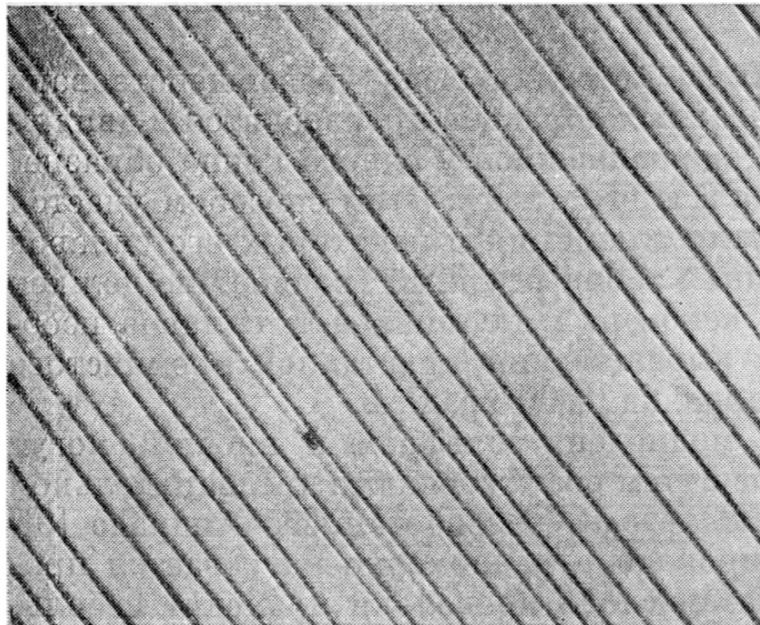


Рисунок 1.2 – Полосы скольжения на поверхности кристалла алюминия, деформированного при комнатной температуре ($\times 250$) [37]

Другие авторы полосами скольжения называют группы параллельных следов скольжения по нескольким параллельным близко расположенным плоскостям. И тот и другой варианты могут наблюдаться одновременно на одном и том же материале при сопоставимом увеличении. Неоднозначность этого термина в

значительной степени связана с необходимостью исследований их тонкой структуры. Однако механизм их образования, по-видимому, один и тот же – скольжение дислокаций по наиболее плотноупакованным плоскостям [33, 37, 44].

Одно из первых экспериментальных количественных исследований закономерностей иерархии пространственной организации скольжения в первичной системе выполнено на монокристаллах сплава Ni_3Fe , ориентированных для одиночного скольжения [14]. В [14] построены распределения расстояний между ближайшими следами первичного скольжения для [1.8.12]-монокристаллов сплава Ni_3Fe с ближним и дальним атомным порядком, наблюдающимися при увеличениях от 20 до 10000 крат. Было установлено, что в интервале увеличений 400...10000 крат распределение ΔX двумодальное для разупорядоченного сплава и одномодальное для упорядоченного (рисунок 1.3).

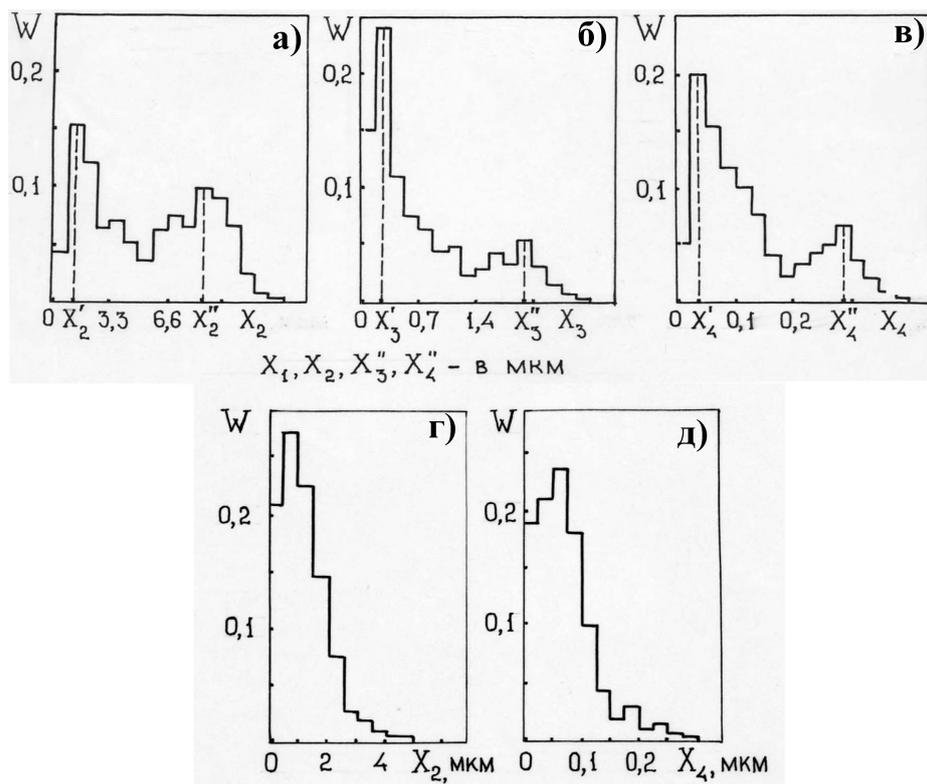


Рисунок 1.3 – Гистограммы расстояний между следами скольжения в [1.8.12]-монокристалла сплава Ni_3Fe в разупорядоченном (а, б, в) и упорядоченном (г, д) состояниях. а, г- $\times 400$; б, д- $\times 10000$; $\varepsilon=0,11$ [14]

Двумодальное распределение отражает кластеризацию первичного скольжения в сплаве с ближним порядком. Первый максимум соответствует наиболее вероятному расстоянию между соседними следами скольжения, а второй – расстояниям между пачками следов. Получен также комплекс количественных характеристик, не меняющихся с изменением масштаба. На основе проведенного исследования авторами [14] сделан вывод о самоподобии организации первичного скольжения в изученных монокристаллах в интервале масштабов, различающихся на три порядка. Установлено, что характер распределения следов первичного скольжения в этом интервале сохраняется. В разупорядоченном сплаве кластеризованное (пачки), в упорядоченном - однородное скольжение остается таким во всем исследованном интервале масштабов.

Для количественного описания картины скольжения наряду с расстояниями между соседними следами скольжения (ΔX), используются такие характеристики следов скольжения как высота ступеньки (h) и мощность сдвига в следах скольжения (P), длина линий скольжения (L).

Анализируя гистограммы распределения при разных увеличениях (деформация $\varepsilon \sim 0,11$) авторы [14] нашли параметры подобия - отношения:

$$\frac{X_i^n - X_i'}{X_i'} ; \frac{X_i^n - X_i'}{X_i^n} ; \frac{\langle X_i \rangle}{X_i'} ; \frac{\langle X_i \rangle}{X_i^n} ,$$

которые с изменением масштабного уровня остаются постоянными, что указывает на самоподобие следов скольжения.

При переходе от первой линейной стадии ко второй было обнаружено изменение картины следов скольжения в первичной системе [14]. С ростом степени деформации распределение следов скольжения становится более однородным. На гистограммах на стадии Π_1 обнаруживается наличие двух максимумов. При переходе к стадии Π_2 двумодальное распределение сменяется одномодальным распределением, соответствующим однородному распределению следов скольжения. При этом на каждой из стадий самоподобие картин следов скольжения сохраняется.

Таким образом, совокупность экспериментальных данных, полученных в работе [14], свидетельствует о самоподобии картины следов скольжения в первичной системе на обеих стадиях пластической деформации разупорядоченного сплава Ni_3Fe , ориентированных для одиночного скольжения.

Однако самоподобие или масштабная инвариантность структур обнаружена не только при анализе следов скольжения на поверхности деформированных монокристаллов, но и при количественных исследованиях морфологии поверхности разрушения при усталостном нагружении металлов и сплавов.

1.4. Методы фрактального анализа

Фрактография всегда была полезным инструментом для понимания механизмов разрушения. Микроструктурные неоднородности - границы зерен, выделения второй фазы, дислокационные скопления, контролируют способность материала к зарождению и распространению трещин и могут быть идентифицированы на поверхности разрушения как более или менее легкие пути развития последних. Благодаря техническому прогрессу в исследовании изображений методами количественного анализа морфологии поверхностей разрушения развивались подходы, позволяющие установление корреляций между характеристиками шероховатости и макроскопическими механическими свойствами.

Концепция фрактальности, впервые предложенная Мандельбротом [45,46], позволяет оценивать морфологию поверхности различных материалов с использованием количественных параметров – масштабных инвариантов. Этот подход применяется для описания шероховатых нерегулярных поверхностей, размерность которых превосходит топологическую, и обладающих специфическими свойствами. В частности, такие поверхности могут быть самоафинными: увеличенная область будет статистически повторять всю поверхность, только если увеличения в направлениях параллельном и перпендикулярном плоскости поверхности будут разными. Это выражается в различии показателей перемасштабирования по координатам в плоскости и по

вертикали, т.е. имеет место преобразование: $(x, y, z) \rightarrow (bx, by, b^H z)$, где H – показатель шероховатости (показатель Херста), отражающий закономерности поведения высот при перемасштабировании. При этом наблюдается самоподобие в плоскости (изотропия скейлинга).

Концепция фрактальности позволяет описывать степень шероховатости поверхности посредством параметров структурного скейлинга: фрактальной размерности D (или показателя Херста H), показывающей, как меняется рельеф поверхности при перемасштабировании.

Согласно многочисленным исследованиям, большинство природных объектов обладают свойством самоафинности [47], ввиду чего применение методов фрактального анализа для исследования эволюции поверхности деформированных материалов представляется рациональным.

Оптические изображения являются образами реальных поверхностей и, таким образом, существует принципиальная возможность получать оценки фрактальной размерности поверхностей разрушения реальных конденсированных сред путем обработки их оптических изображений. Для характеристики случайных самоафинных фракталов необходимо выбрать статистический параметр, который отражал бы статистические свойства на разных масштабах наблюдения.

В работах М. Zaiser и Е. Bouchaud [48,49] для количественной характеристики самоподобных поверхностных структур, образующихся при деформировании и разрушении нагруженных твердых тел, был предложен метод, основанный на концепции масштабной инвариантности деформированной поверхности, позволяющий применить для ее описания и количественной оценки теорию фракталов. Основным методом исследования фрактальной структуры поверхности является измерение фрактальной размерности и показателя Хёрста, инвариантных относительно преобразования масштаба.

На сегодняшний день разработано достаточно большое число методов измерения фрактальных размерностей, которые условно можно разделить на геометрические (метод островов среза, Фурье анализ профилей, метод

вертикальных сечений, подсчет ячеек, метод расширения, метод смены центров и др.) и физические (абсорбционные методы, порометрия, вторичная электронная эмиссия, малоугловое рассеяние электронов, скин-эффект и др.).

Для вычисления фрактальной размерности D обычно производят анализ одномерных профилей поверхности, взятых в различных направлениях. Применяемые при этом алгоритмы для нахождения D относительно просты, но сильно выраженная во многих случаях неоднородность рельефа затрудняет использование полученной величины в качестве универсальной характеристики поверхности. В связи с этим наиболее корректным представляется использование методов вычисления фрактальной размерности (показателя Хёрста) и структурных параметров, основанных на анализе трехмерных образов поверхности. Интерферометр-профилометр и атомно-силовой микроскоп позволяют получать трёхмерные образы поверхности в цифровом виде для проведения корреляционного анализа 3D рельефа всей поверхности, а не отдельно взятого профиля.

Ниже представлены геометрические методы, наиболее часто применяемые для вычисления фрактальной размерности (показателя Хёрста).

Метод переменного интервала [47] применяется для вычисления показателя Херста одномерных профилей. Профиль длины L разбивается на отрезки длины w , x_0 -координата первой точки отрезка (рисунок 1.4).

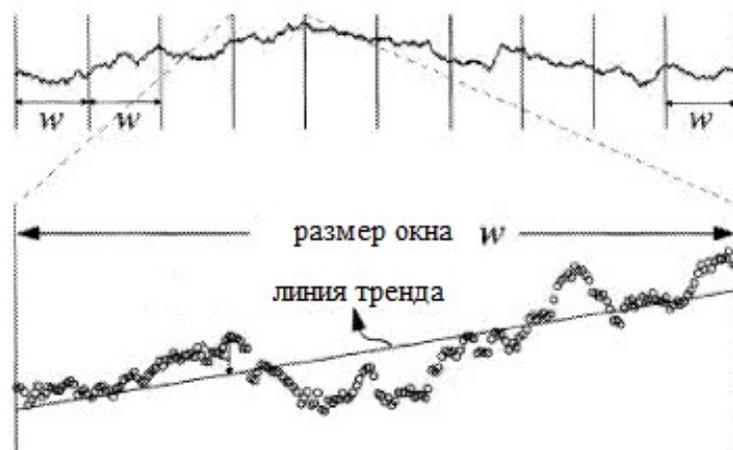


Рисунок 1.4 – Метод переменного интервала [47]

На каждом отрезке вычисляется величина дисперсии S и размах K (разница между максимальным и минимальным значением высоты), затем данные величины усредняются по всем возможным отрезкам данной длины.

Для самоафинных профилей данные функции на определенном спектре масштабов обнаруживают степенную зависимость от масштаба рассмотрения:

$$K(w) = \left\langle \max_{x_0 < x' < x_0 + w} (h(x')) - \min_{x_0 < x' < x_0 + w} (h(x')) \right\rangle_{x_0} \propto w^H \quad (1.2)$$

$$S(w) = \left\langle (h(x') |_{x_0 < x' < x_0 + w} - \overline{h(x')})^2 \right\rangle_{x_0} \propto w^H \quad (1.3)$$

По наклону линейного участка зависимости (1.2) или (1.3), построенной в логарифмических координатах, можно определить показатель Херста H .

Следует отметить, что данный метод применим на масштабах, не превышающих $L/2$, и корректен при определении показателя шероховатости (показателя Херста) в интервале $H \in [0;1]$.

В работах М. Zaiser [48] и Е. Bouchaud [49] предложена методика определения показателя Хёрста по трехмерным образам поверхности, получаемых с помощью атомно-силовой микроскопии и оптической профилометрии, заключающаяся в вычислении функции корреляции:

$$K(r) = \left\langle (z(x+r) - z(x))^2 \right\rangle_x^{1/2} \propto r^H, \quad (1.4)$$

где $K(r)$ представляет собой усредненную разность значений высот рельефа поверхности $z(x+r)$ и $z(x)$ на окне размером r , H – показатель шероховатости (показатель Хёрста).

Длина корреляции L определяется проекцией линейного сегмента функции корреляции на ось абсцисс.

Теоретически доказано, что для случайного процесса (броуновского движения) показатель Хёрста $H = 0,5$. На большом эмпирическом материале было

показано [45], что для многих природных процессов и явлений показатель Хёрста лежит в диапазоне $H = 0,72 - 0,74$, что справедливо для процессов, имеющих трендовую составляющую (наличие памяти и сохранение имеющейся тенденции). Антиперсистентные системы, проявляющие цикличность (после роста идет спад), дают значения показателя $H < 0,5$.

Данные методы могут быть распространены для анализа трехмерных образов поверхности. В общем случае при изучении d -мерных профилей связь показателя Херста с фрактальной размерностью имеет вид: $D = d - H$, где $d=2$ для двумерного профиля и 3 для поверхности соответственно.

Зависимость измеряемой величины от масштаба рассмотрения (свойство структурного скейлинга или масштабной инвариантности), проявляющаяся в наличии линейного участка на логарифмическом графике функции, имеет место на ограниченном диапазоне масштабов.

В работе [50] в качестве статистического параметра использовали среднюю разность яркости, приходящуюся на пару пикселей изображения. Для определения фрактальной размерности изображений поверхности исследуемого материала вычисляли корреляционные суммы разностей яркости пар точек для различных расстояний между ними. Корреляционную сумму записывали в виде:

$$C(\Delta r) = \langle |I - I'| \rangle = \frac{\sum_i^N \sum_j^N |I(r_{i,j}) - I(r_{i,j} + \Delta r)|}{N^2(\Delta r)} \sim \Delta r^{H_G}, \quad (1.5)$$

где $i, j = 1, 2, 3, \dots, N$ – номер строки и номер пикселя в строке соответственно; $I(r_{i,j})$ – яркость в точке $r_{i,j}$; $I(r_{i,j} + \Delta r)$ – яркость в точке $r_{i,j} + \Delta r$; $N(\Delta r)$ – число пар точек; Δr – расстояние между парами точек; H_G – показатель Гёльдера.

Основная идея предложенного подхода состоит в том, что выбранный статистический параметр устанавливает существование корреляции между точками изображения, что проявляется в виде линейного участка зависимости (1.5) в двойных логарифмических координатах:

$$\lg \langle |I - I'| \rangle = H_G \lg(\Delta r) \quad (1.6)$$

Наклон зависимости (1.6) по отношению к осям позволяет определить глобальный показатель Гёльдера (H_G) и фрактальную размерность изображения ($D_f = 3 - H_G$), а проекция линейного участка на ось масштабов – соответствующую длину корреляции, которая ассоциируется с масштабом разрушения.

На рисунке 1.5 показаны изображения поверхностей разрушения углей различных марок (ДГ, Ж и ОС), а на рис. 1.6 – соответствующие им зависимости корреляционной функции от расстояния между точками изображений.

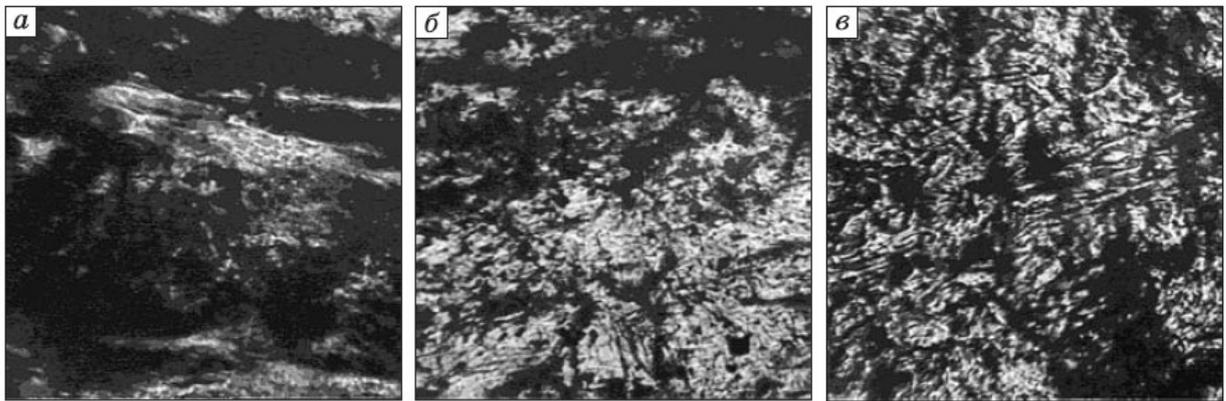


Рисунок 1.5 – Поверхности сколов угля различных марок: а – марка ДГ; б – марка Ж; в – марка ОС. Размер изображений 550×550 мкм² [50]

В работе [50] показано, что можно выделить три участка поведения зависимостей. На двух участках ΔL_1 , ΔL_2 экспериментальные точки могут быть описаны прямыми линиями с выраженным наклоном по отношению к осям. Это говорит о существовании корреляции между точками изображений. На третьем участке ΔL_3 наблюдается флуктуирующий характер поведения зависимостей, что говорит о слабой корреляции между точками изображений. Наклон прямых линий, описывающих экспериментальные точки, и длина их проекции на ось масштабов (ΔL_1 , ΔL_2 , ΔL_3) для различных марок угля отличаются друг от друга (см. рисунок 1.6, зависимости ДГ, Ж, ОС). Таким образом, поверхности излома исследованных образцов угля можно надежно характеризовать двумя фрактальными размерностями D_1 , D_2 , соответствующими двум верхним границам длины корреляции $L_{\max 1}$ и $L_{\max 2}$. Третий масштаб ΔL_3 надежно выявить

при данном поле зрения затруднительно. Поскольку для расчета корреляционных сумм использовали один массив данных, можно считать, что множество точек изображения образуют два подмножества, вложенных одно в другое и характеризующихся разными скейлинговыми показателями на соответствующих масштабах наблюдения.

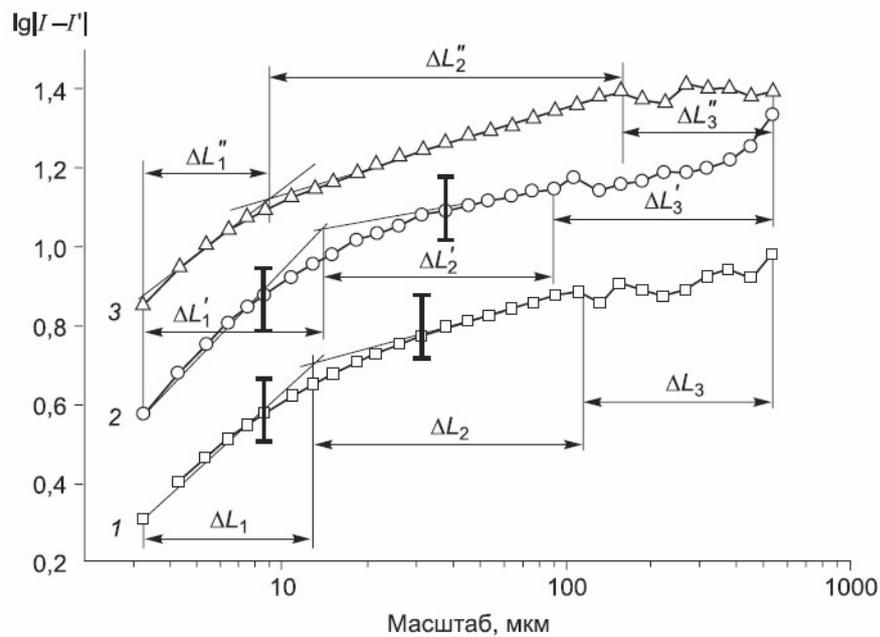


Рисунок 1.6 – Зависимости корреляционных сумм от расстояния между точками изображений поверхностей разрушения угля различных марок:
1 – марка ДГ; 2 – марка Ж; 3 – марка ОС [50]

Верхнюю границу первого участка $L_{\max 1}$ можно сопоставить с масштабом структурного элемента, обеспечивающего формирование структуры поверхности скола угля на масштабном уровне ΔL_2 . Так как поверхности разрушения твердых тел характеризуются самоподобием, отношение $L_{\max 2}$ к $L_{\max 1}$ дает оценку масштабного фактора размерности их самоподобия.

1.4.1. Фрактальные характеристики поверхности моно и поликристаллов

М. Zaiser в [48] применил комбинацию атомно-силовой микроскопии (AFM) и сканирующей интерферометрии белого света (SWLI) для количественной характеристики поверхности поликристаллов Си номинальной чистоты 99,9% в

диапазоне масштабов от 10 нм до 2 мм при квазистатическом растяжении до деформации 23% (растягивающее напряжение соответствовало 215 МПа).

На картах поверхности было получено несколько одномерных профилей в направлениях, параллельных и перпендикулярных оси растяжения. Типичные AFM и SWLI профили показаны на рисунке 1.7.

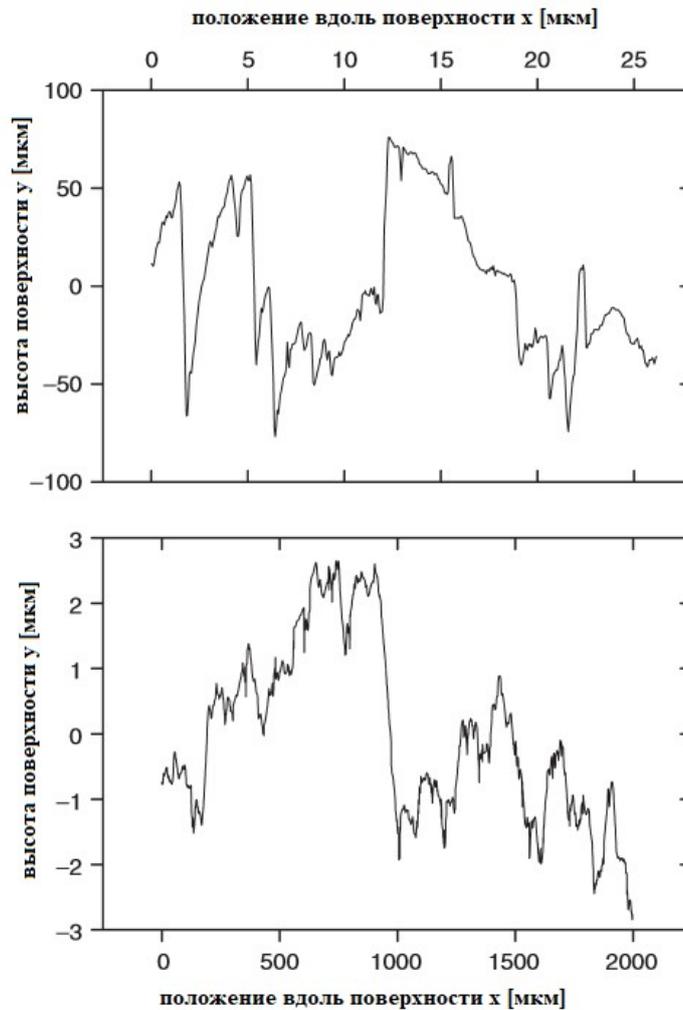


Рисунок 1.7 – Профили поверхности поликристалла Cu при $\varepsilon=9,6\%$; сверху: профиль AFM; снизу: профиль SWLI; направление x параллельно оси растяжения [48]

Показатели шероховатости были получены путем построения зависимостей средних разностей высот $\langle |y(x) - y(x+L)| \rangle$ от расстояния L , как показано на рисунке 1.8.

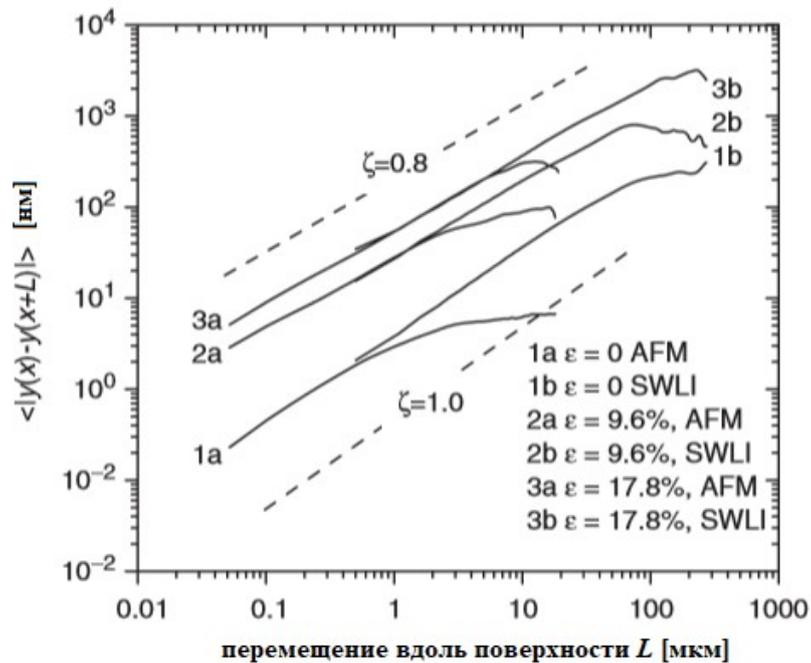


Рисунок 1.8 – Графики шероховатости (средняя разница высот и расстояние вдоль профиля) для профилей AFM и SWLI, полученных на полированной поверхности и после деформации до 9,6% и 17,8% [48]

Типичные графики в двойных логарифмических координатах показывают линейные режимы скейлинга в диапазоне 0,05-5 мкм для AFM и 0,5-50 мкм для профилей SWLI. Установлено, что верхний конец режима скейлинга SWLI (верхняя корреляционная длина) не зависит от деформации и совпадает со средним размером зерна поликристалла. Показатели шероховатости, соответствующие наклонам на разных масштабах, аналогичны для профилей AFM и SWLI, что указывает на непрерывную масштабную инвариантность в диапазоне четырех порядков.

Эволюция самоаффинной шероховатости поверхности также изучалась на деформированных при сжатии монокристаллах KCl [48]. Профили, снятые с помощью SWLI (рисунок 1.9, слева) не показывали каких-либо масштабных ограничений, аналогичных размеру зерна.

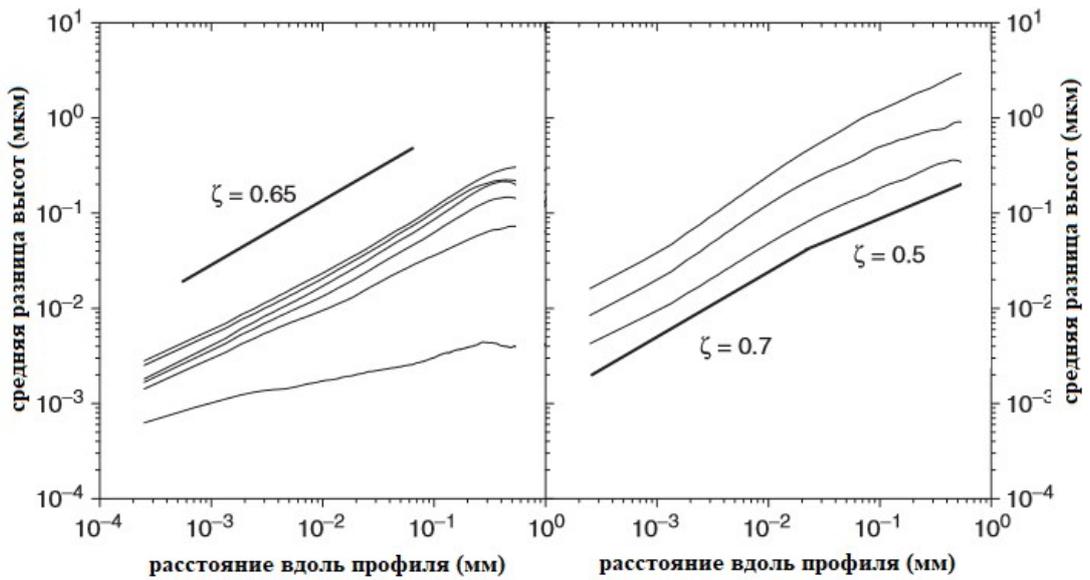


Рисунок 1.9 – Зависимость средней разницы высот поверхности монокристалла KCl от расстояния вдоль профиля; слева: деформация на I стадии, деформации 0%, 0,56%, 1,16%, 1,44%, 2,01% и 2,67%; справа: деформация на II стадии, деформации 3,45%, 5,00% и 7,12% [48]

Показатель шероховатости $\zeta=0,65$, определенный по профилям, оказался несколько ниже того, что наблюдался в поликристаллах и не зависел заметно от деформации. Обобщенный показатель шероховатости ζ_q определялся вычислением функции корреляции $\langle |h(x) - h(x+L)|^q \rangle^{1/q} \propto L^{\zeta_q}$. Для самоаффинного преобразования показатели ζ_q в диапазоне $1 \leq q \leq 4$ обнаруживали независимость от порядка q функции корреляции.

На стадии II, с другой стороны (рисунок 1.9, справа), профили имеют более сложную структуру с локальным показателем шероховатости $\zeta \approx 0,7$ на малых масштабах, и показателем $\zeta \approx 0,5$ на больших масштабах.

1.4.2. Фрактальные характеристики роста трещин

Для описания кинетики усталостных трещин необходимо учитывать ветвящийся характер их распространения, демонстрирующий фрактальные свойства [51-55].

В работе А.А. Шанявского [51] отмечается существование обратной зависимости между величиной фрактальной размерности D_f и осреднённой на

макроскопическом уровне скоростью роста усталостной трещины. Такой вывод следует из зависимости фрактальной размерности зоны предразрушения от относительной поперечной деформации. В области квазихрупкого разрушения, что типично для усталостного роста трещин, с увеличением относительного сужения, фрактальная размерность возрастает. Ветвление трещины обеспечивает рост диссипации энергии. Согласно Мандельброту [46], реальная или макроскопическая длина фрактальной трещины в любом интервале длиной $L_i = \Delta a_i$ может быть охарактеризована набором элементарных преобразований масштаба (рисунок 1.10), которые в частном случае представляют собой шаги упорядоченных усталостных бороздок. Соотношение между интервалом длины трещины L_δ и шагом δ представляется в виде

$$L_\delta = L_i \delta^{1-D_f} . \quad (1.7)$$

Фрактальная размерность D_f устанавливает закон изменения длины трещины по мере уменьшения масштаба измерения единичного приращения, характеризуемого шагом усталостной бороздки. Из уравнения (1.7) следует, что реальное приращение трещины при её извилистой траектории всегда больше, чем определяемое в эксперименте за рассматриваемый интервал времени.

Траектория трещин является природным фракталом и поэтому имеет конечную длину. В связи с этим имеет место некоторая минимальная величина приращения трещины (квант разрушения), которую можно использовать в пределах усредняемого интервала длины.

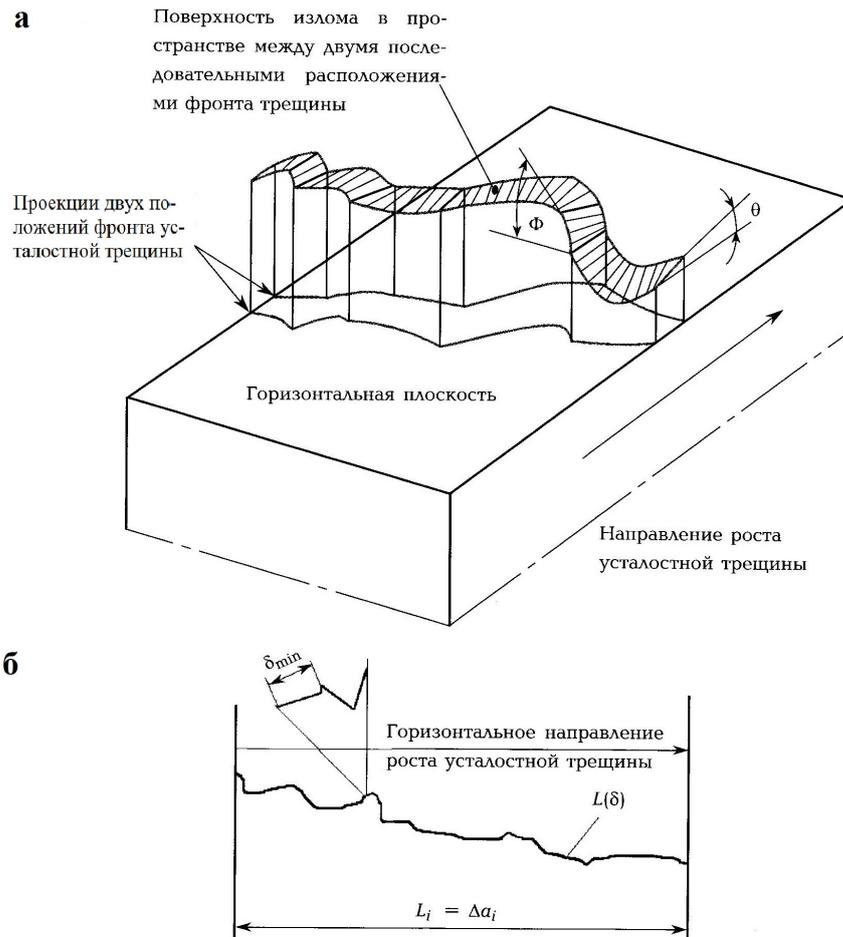


Рисунок 1.10 – Схема (а) пространственного расположения фронта трещины, фрагмент сформированной поверхности разрушения в произвольный момент времени и её проекция на горизонтальную плоскость; (б) траектория усталостной трещины по направлению её роста, фиксируемая на плоской поверхности образца или элемента конструкции [51]

Процесс развития усталостной трещины связан с её квазихрупким подрастанием в цикле нагружения. Поэтому к ней могут быть применены представления о развитии хрупких трещин [53], на основании которых можно связать среднюю скорость роста трещины V_i на рассматриваемом отрезке длины и минимальную величину шага усталостных бороздок:

$$V = V_i (\delta_{\min})^{1-D_f} . \quad (1.8)$$

Соотношение (1.8) указывает, что величина V_i для рассматриваемой длины от очага разрушения до исследуемой границы зоны излома никогда не соответствует средней величине шага усталостных бороздок. С увеличением фрактальной размерности при возрастании извилистости траектории трещины, это различие нарастает, и истинная скорость становится существенно больше её среднего значения. В [51] показано, что для максимального угла отклонения траектории трещины 90° значение фрактальной размерности достигает 1,365. Для усталостных трещин максимальный угол отклонения составляет 60° и в этом случае фрактальная размерность составляет 1,12.

В работе Е. Vouchaud [49] приводятся результаты по исследованию показателя шероховатости ζ , корреляционной длины ζ_c и длины кроссовера ξ_c анализируемых профилей, вычисление функции корреляции осуществлялось по формуле:

$$Z_{\max}(r) = \left\langle \text{Max}\{z(r')\}_{x < r' < x+r} - \text{Min}\{z(r')\}_{x < r' < x+r} \right\rangle \propto r^\zeta. \quad (1.9)$$

Длина кроссовера ξ_c определялась как пересечение двух асимптотических степенных режимов с показателями 0,5 и 0,78 (рисунок 1.11).

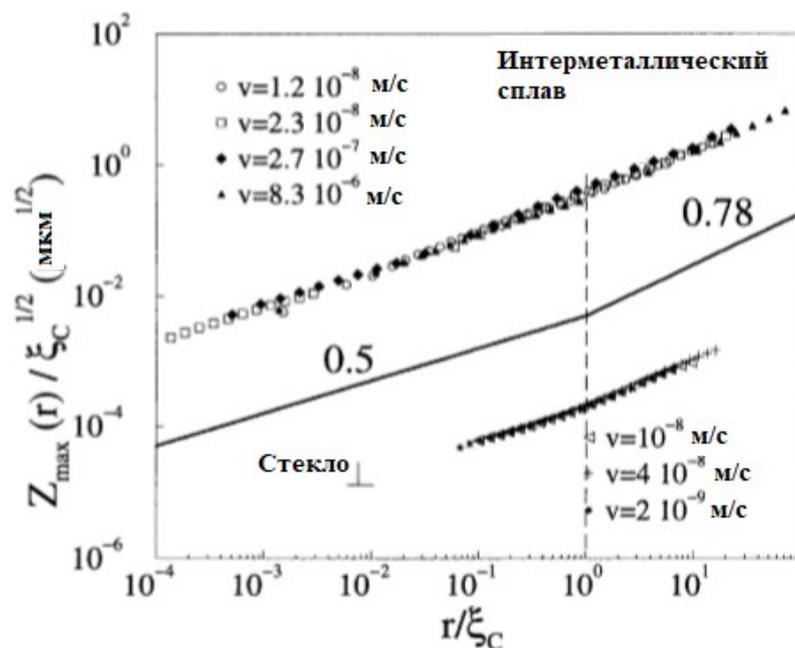


Рисунок 1.11 – Зависимость $Z_{\max}(r)/\sqrt{\xi_c}$ от r/ξ_c для двух материалов [49]

Исследования проводились на компактных образцах с вырезом из Supera_2 сплава при усталостных испытаниях и образцах из силикатного стекла при четырехточечном изгибе. Поверхности трещин наблюдались для различных скоростей в диапазоне от 10^{-9} до 10^{-7} м/с с использованием как атомно-силового микроскопа, так и сканирующего электронного микроскопа.

На рисунке 1.11 для каждого материала представлены кривые, показывающие зависимость $Z_{\max}(r)/\sqrt{\xi_c}$ как функции r/ξ_c и было показано, что они ложатся на одну и ту же основную кривую. В обоих случаях асимптотические режимы хорошо описываются степенными законами с показателями 0,5 на малых масштабах длины ($r/\xi_c \ll 1$) и 0,78 на больших масштабах длины ($r/\xi_c \gg 1$).

Другими словами, можно записать $Z_{\max}(r) \approx r^{0,5} f\left(\frac{r}{\xi_c}\right)$.

При $f(x \rightarrow 0) \sim 1$ и $f(x \gg 1) \sim x^{0,28}$, показано, что амплитуда вклада малых длин не зависит от ξ_c и, следовательно, от скорости трещины.

Как видно на рисунке 1.12, длина кроссовера ξ_c уменьшается со скоростью трещины v в обоих случаях, хотя измеренные значения ξ_c примерно в 1000 раз больше в случае Supera_2 , чем в случае стекла. Авторы объясняли эти экспериментальные результаты как следствие мелкомасштабной неоднородности стекла [49].

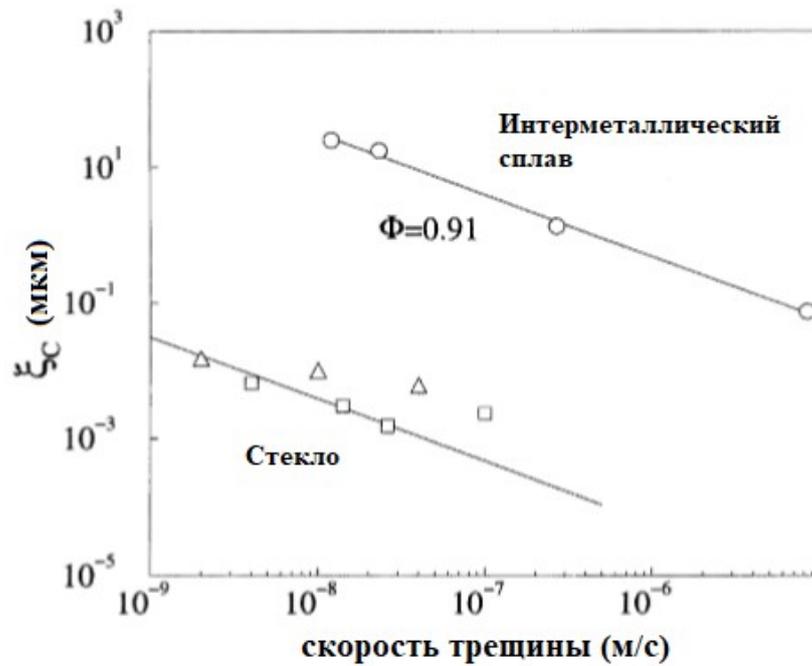


Рисунок 1.12 – Эволюция длины кроссовера ξ_c от скорости трещины для Supera2 (\circ) и для натриево-кальциевого кварцевого стекла (Δ/\square : перпендикулярно (\perp) / параллельно (\parallel) направлению распространения трещины) [49]

Отмечалось также, что значения ξ_c , измеренные для стекла для более высоких скоростей, могут быть завышены: низкая точность в определении ξ_c связана с близостью к пределу разрешения атомно-силового микроскопа, составляющей несколько нанометров.

На рисунке 1.13 зависимости ξ_c и v для Supera2 изображены для различных значений коэффициента интенсивности напряжений $\Delta K = (\sigma_{\max} - \sigma_{\min})\sqrt{a}$ для случая прерывистого роста усталостной трещины. В этом режиме в вершине трещины реализуются многократные циклы «раскрытия-закрытия», сопровождающиеся скачкообразным распространением трещины.

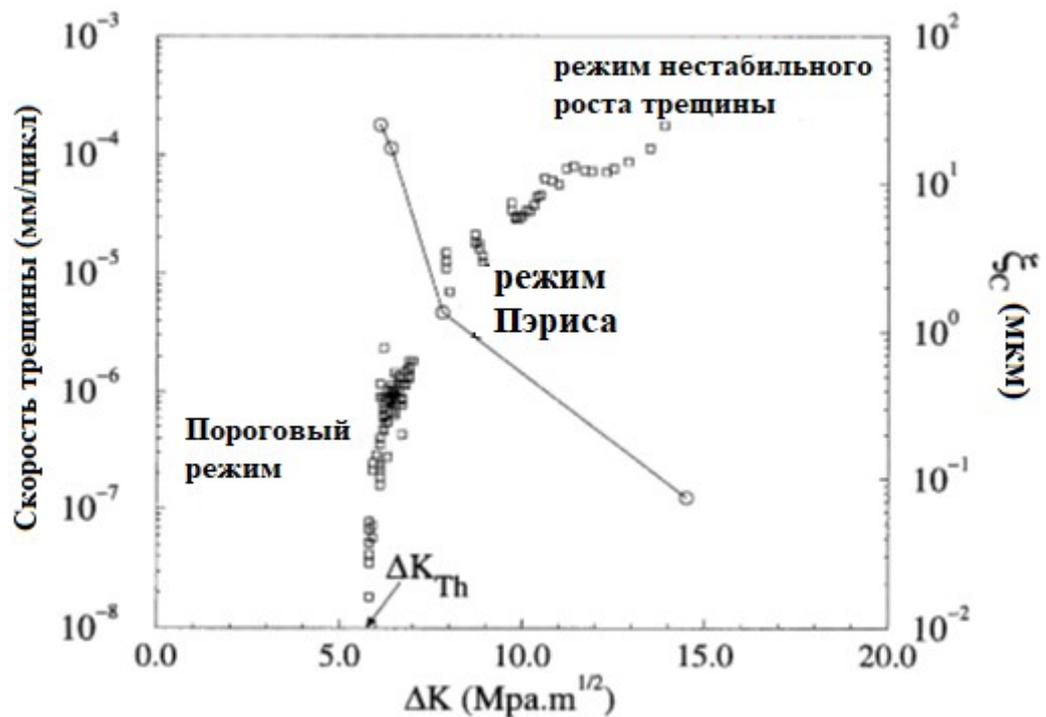


Рисунок 1.13 – Supera2: скорость усталостной трещины (\square), а также длина кроссовера ξ_c (\circ) нанесены на в зависимости от коэффициента интенсивности напряжений ΔK [49]

Точка кроссовера ξ_c соответствует режимам усталости, начиная с некоторого значения, соответствующего переходу к режиму Пэриса. На рисунке 1.14 показано изменение скорости трещины v в зависимости от $\Delta K - \Delta K_{Th}$ для Supera2 и $K - K_{Th}$ для стекла. В случае Supera2 экспериментальные измерения показывают увеличение показателя степенного закона без какого-либо изменения между, так называемым, «пороговым» режимом и режимом Пэриса [49] (рисунок 1.13).

Напротив, при статическом разрушении наблюдается явное отклонение от степенного закона для высоких значений $\Delta K - \Delta K_{Th}$. Аппроксимация этих данных дает значение $\beta \approx 2$, близкое к наблюдаемым на стекле (рисунок 1.14).

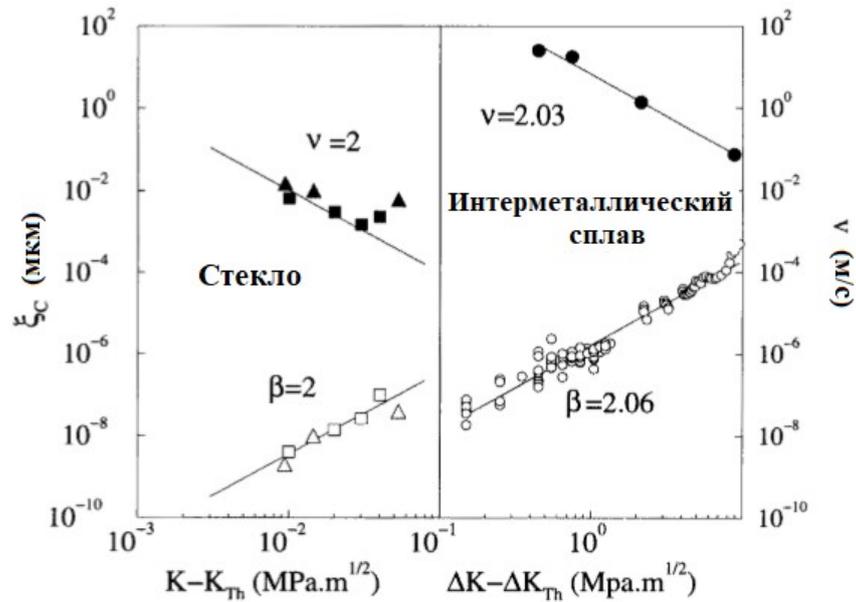


Рисунок 1.14 – Supera₂ (○): скорость усталостной трещины (белые символы) в зависимости $\Delta K - \Delta K_{Th}$ на диаграмме в лог-лог координатах, а также длина кроссовера ξ_c (черные символы). Стекло (Δ/\square : перпендикулярно (\perp) / параллельно (\parallel) направлению распространения трещины): скорость трещины изображена как функция от $K - K_{Th}$ (белые символы), а также от ξ_c (черные символы) [49]

Для пластичных материалов, таких как Supera₂, размер пластической зоны R_{plast} также должен быть соответствующей длины. Хотя одни и те же режимы наблюдаются во всем диапазоне ΔK , можно отметить, что R_{plast} превышает длину кроссовера ξ_c для двух экспериментов, соответствующих более высоким скоростям, т. е. в рамках режима Пэриса. В случае стекла размер пластической зоны также оценивается в работе [49] и имеет порядок нескольких нанометров, т. е. порядка величины ξ_c .

При достаточно низком ΔK , в усталостных экспериментах, размер пластической зоны R_{plast} значительно меньше ξ_c для масштабов порядка R_{plast} и ξ_c для шкал длины. За пределами пластической зоны можно фактически предположить идеальную упругость и для достаточно малых ΔK ξ_c должно уменьшаться со скоростью трещины. Напротив, при увеличении ΔK R_{plast} также увеличивается, и должно существовать значение ΔK^* выше которого R_{plast} становится больше, чем ξ_c . В этом случае сценарий "сцепления/расцепления" больше не реализуется и наблюдается пластический режим. Это предположение, однако, требует, чтобы наблюдаемое пересечение между режимами малых и

больших масштабов происходило при R_{plast} для $\Delta K > \Delta K^*$. Поскольку классические теории предсказывают увеличение R_{plast} с ΔK , следует наблюдать увеличение длины кроссовера с ΔK , когда $\Delta K > \Delta K^*$. Как было показано ранее, экспериментально это не так, но нельзя исключить возможность того, что это происходит при более высоких значениях ΔK и v .

1.5. Выводы по главе 1

Анализ стадийности развития поврежденности и закономерностей перехода к макроскопическому разрушению в сопоставлении с результатами структурных исследований и данных по морфологии поверхностей разрушения позволил установить:

1. Стадийность поврежденности характеризуется увеличением плотности дислокаций, формированием дислокационных субструктур, последовательность которых имеет достаточно регулярный характер следования дислокационных структур в широком диапазоне интенсивностей нагружения.

2. Закономерности развития мезодефектов (распределение микротрещин и микросдвигов по размерам в деформированных материалах) обнаруживают черты статистической автомодельности в пространственных распределениях этих дефектов на различных масштабных уровнях;

3. Картины следов скольжения (на поверхности монокристаллов Cu) являются самоподобными) в широком диапазоне масштабов измерений (60–2400 нм). На монокристаллах Co признаки самоподобия наблюдаются в узком интервале масштабов (20–200 нм). Методы оптической и электронной микроскопии на монокристаллах сплава Ni₃Fe, ориентированных для одиночного скольжения, установили существование параметров подобия для различных масштабных уровней. Количественные закономерности многомасштабной локализации пластической деформации изучаются в диссертации на основе оригинальных данных для условий растяжения монокристаллов Al с

использованием техники вычисления масштабных инвариантов на одном монокристалле для разной степени деформации.

4. Анализ стадийности развития поврежденности на основе данных о шероховатости поверхностей разрушения в условиях усталости (в терминах показателя Херста) позволил ввести понятие корреляционной длины и определить параметр кроссовера, соответствующего качественной смене режимов усталости: переходам от кинетики роста малых трещин к режиму Пэриса. Качественная смена асимптотических степенных режимов, отражающая автомодельные закономерности кинетики поврежденности на различных стадиях, явилась основанием для проведения в диссертации экспериментального и теоретического цикла исследований, установивших связь характеристик структурного скейлинга (показателей Херста, корреляционных длин, точек кроссовера) с масштабами шероховатости и кинетикой развития усталостных трещин.

5. Методы оценки масштабных инвариантов (показателей Херста), определения характерных масштабов по данным профилометрии высокого разрешения поверхностей разрушения, представления об автомодельных закономерностях развития дефектов получили развитие в диссертации применительно к обоснованию характерных стадий кинетики поврежденности в условиях сверхмногоциклового усталости в сопоставлении с оригинальными данными фрактографического анализа поверхностей разрушения.

6. Техника вычисления масштабных инвариантов, характеризующих морфологию поверхностей разрушения по данным количественной профилометрии, в сочетании с представлениями об автомодельных закономерностях кинетики поврежденности на различных стадиях разрушения положены в основу развиваемого в диссертации подхода, по количественной оценке, восприимчивости материалов к комбинированным динамическим и усталостным нагрузениям – актуальной проблеме авиационного моторостроения.

Проведенный анализ позволил выбрать объект, методы экспериментально-теоретического исследования и сформулировать основные задачи:

1. Исследовать масштабно-инвариантные закономерности

эволюции деформационного рельефа на поверхности монокристалла алюминия при квазистатическом нагружении.

2. Разработать методологию для проведения исследований при комбинированном нагружении, позволяющую определение усталостного ресурса при динамическом и последующем гигацикловом нагружении.

3. Установить влияние предварительного динамического нагружения на усталостный (много - гигацикловый) ресурс алюминиевых сплавов на основе анализа масштабно-инвариантных закономерностей рельефа поверхностей разрушения.

4. Установить масштабно-инвариантные характеристики морфологии поверхности разрушения динамически преднагруженных алюминиевых образцов для оценки параметров кинетического уравнения роста усталостной трещины в режиме гигациклового нагружения.

ГЛАВА 2. МАСШТАБНО-ИНВАРИАНТНЫЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ЭВОЛЮЦИИ РЕЛЬЕФА ПОВЕРХНОСТИ ПЛАСТИЧЕСКИ ДЕФОРМИРУЕМОГО МОНОКРИСТАЛЛА АЛЮМИНИЯ

Монокристаллы являются не только удобным, но и наиболее информативным объектом исследований многоуровневого характера пластической деформации. Для них хорошо определяется геометрия сдвига, что позволяет количественно анализировать процесс пластической деформации.

В данной главе проведено изучение роли коллективного поведения ансамблей дефектов при квазистатическом деформировании монокристалла алюминия [001]. Закономерности локализации пластической деформации исследовались на основе данных профилометрии высокого разрешения (New View интерферометрия) с последующим вычислением масштабных инвариантов в терминах показателя Хёрста.

Фрактальный анализ деформационного рельефа поверхности монокристалла алюминия после разной степени деформации позволил установить, что при небольших степенях деформации монокристалла на поверхности наблюдаются отчётливые самоподобные картины следов скольжения, о чём свидетельствует наличие постоянных значений показателя Хёрста ($H \sim 0,7$). Существенное изменение диапазона масштабов может ассоциироваться с различными типами мезоскопических дефектных структур, переход между которыми реализуется по универсальному кинетическому сценарию, определенному в [60–62] как структурно-скейлинговые переходы, сопровождающиеся формированием коллективных мод ансамблей мезодефектов.

2.1. Характеристика исследуемого материала

В качестве объекта исследования выбран монокристалл высокочистого алюминия. Основные характеристики кристаллов алюминия, необходимые при обсуждении полученных результатов и имеющиеся в различной справочной литературе [63–67] следующие:

Модуль сдвига для Al 99,25 G=27 ГПа;

Микротвердость Al 99,85 H_{μ} =230 МПа;

Коэффициент Пуассона ν =0,31.

Алюминий на воздухе быстро покрывается сплошной беспористой оксидной пленкой. Окисная пленка Al в сухой атмосфере образуется в течение нескольких минут, достигая при комнатной температуре толщины 5-10 нм [65]. Упругие модули монокристалла Al приведены в таблице 2.1.

Таблица 2.1 – Значения упругих модулей монокристаллов Al при комнатной температуре [66,67]

C11	C12	C44
106,8 ГПа	60,7 ГПа	28,2 ГПа

Предел текучести условный при 20°C - σ_{02} =14,2 МПа, предел прочности σ_b =26,5 МПа [116,117].

Монокристалл высокочистого алюминия был выращен в Уральском государственном университете методом Чохральского в вертикальной печи в тигле из алюминия высокой чистоты с использованием затравки ориентации [001] (рисунок 2.1).



Рисунок 2.1 – Выращенный по методу Чохральского монокристалл алюминия (180x10x4 мм)

Монокристалл разрезался на образцы в форме лопаток толщиной 1,8 мм, длиной 41 мм и шириной 3,8 мм (рисунок 2.2).



Рисунок 2.2 – Геометрия образца из монокристалла алюминия (41x3,8x1,8 мм)

Ориентация образцов находилась методом Лауэ. Вырезанные образцы подвергались электрополировке для удаления деформированного в процессе резки слоя и получения зеркальной рабочей поверхности.

Поверхность образцов готовилась следующим образом: механическая шлифовка на наждачных бумагах с постепенным уменьшением зерна абразива, после этого проводилось электрохимическое полирование образцов. Для электрополировки образцов использовался электролит следующего состава [68]: H_3PO_4 – 74 мл, H_2SO_4 – 74 мл, CrO_3 – 16г, H_2O – 56 мл. В качестве катода использовалась пластина нержавеющей стали. Полировка проводилась при напряжении $U = 12,5$ В, анодном токе $I = 1,5$ А, при температуре электролита $T = 85\text{--}90^\circ\text{C}$.

Образцы зажимались в специальных захватах для исключения изгибных напряжений. На рисунке 2.3 приведена фотография образца монокристалла алюминия в специальных стальных захватах.

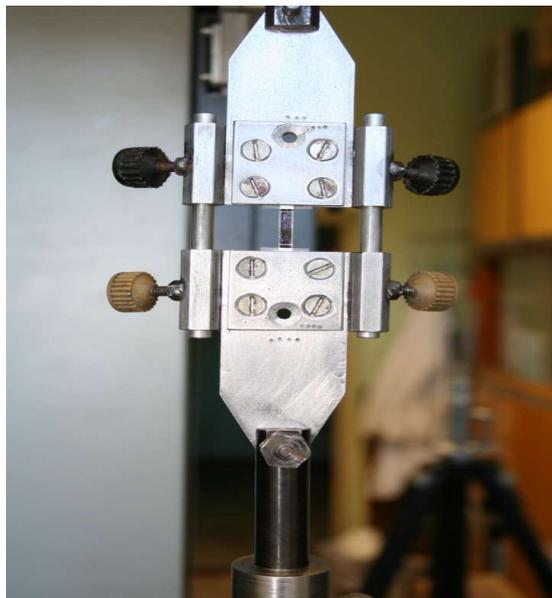


Рисунок 2.3 – Образец монокристалла алюминия в специальных захватах

Квазистатические испытания монокристаллических образцов проводились на установке ZWICK Z100/SN5A со скоростью перемещения траверсов 0,2 мм/мин.

Удлинение и прикладываемое напряжение измерялось при помощи тензометрических датчиков, контроль деформации осуществлялся по смещению меток с использованием интерферометра New View 5010 (точность измерения 0,1 мкм). Образцы испытывались ступенчатым нагружением при комнатной температуре.

2.2. Методы микроструктурных исследований

Для изучения микроструктуры деформационного рельефа после заданной величины деформации образцы монокристалла алюминия извлекались из испытательной машины и исследовались с помощью различных методов. Металлографический анализ образцов проводился с помощью интерферометра профилометра (New View 5010 рисунок 2.4, вертикальное разрешение от 0,1 нм, горизонтальное от 0,1 мкм), сканирующего электронного микроскопа (Hitachi S-3400, разрешение от 3 нм). Это позволило детально на разных масштабных уровнях исследовать структуру поверхности монокристаллов Al в зависимости от величины деформации.



Рисунок 2.4 – Интерференционный микроскоп NewView 5010

Трёхмерный образ поверхности, полученный с помощью интерферометра-профилометра New View 5010, имеет цифровой вид, что позволяет с помощью сопровождающего или внешнего программного обеспечения непосредственно проводить обработку и анализ данных.

Принцип работы измерительного комплекса NewView 5010 для получения трехмерного изображения поверхности основан на явлении интерференции. Условная схема работы прибора представлена на рисунке 2.5 [69]. Луч от источника света микроскопа внутри интерферометрического объектива разделяется на две части. Одна часть отражается от изучаемой поверхности, а другая – от внутренней высококачественной опорной поверхности объектива. Суперпозиция этих двух лучей дает интерференционную картину, представляющую собой набор светлых и темных полос и отображающую структуру поверхности. Изображение поверхности образца с наложенной интерференционной картиной фиксируется аналоговой видеокамерой, подключенной через плату видеозахвата к компьютеру и контрольному монитору. Процесс сканирования заключается в последовательном вертикальном перемещении объектива микроскопа с шагом порядка 75 нм с помощью пьезоэлектрического датчика.

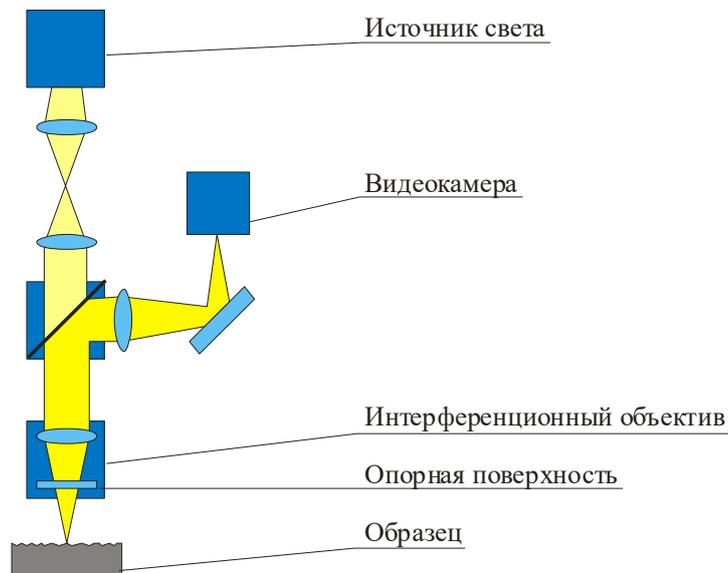


Рисунок 2.5 – Схема работы профилометра-интерферометра New View

Полученный цифровой набор интерференционных картин поверхности образца методом FDA-анализа (Frequency Domain Analysis) пересчитывается в трехмерный цифровой образ исследуемой поверхности. Использование этого метода позволяет для любого объектива рассчитать вертикальное положение точек поверхности с точностью 0,1 нм. При этом горизонтальная разрешающая способность не меняется и соответствует разрешающей способности оптических микроскопов [69].

2.3. Порядок проведения экспериментов при растяжении монокристалла алюминия

Нагружение монокристаллического образца было реализовано в следующем порядке:

1. Деформирование образца с постоянной скоростью перемещения захватов 0,2 мм/мин до заданных значений нагрузки σ ;
2. Снятие образца вместе со специальными захватами и измерение рельефа поверхности и относительной деформации образца с помощью интерференционного микроскопа New View 5010;
3. Далее, вновь, установка образца в испытательную машину и растяжение до следующего значения деформации.

Типичные деформационные кривые растяжения монокристалла алюминия приведены на рисунке 2.6. Результаты механических испытаний приведены в таблице 2.2.

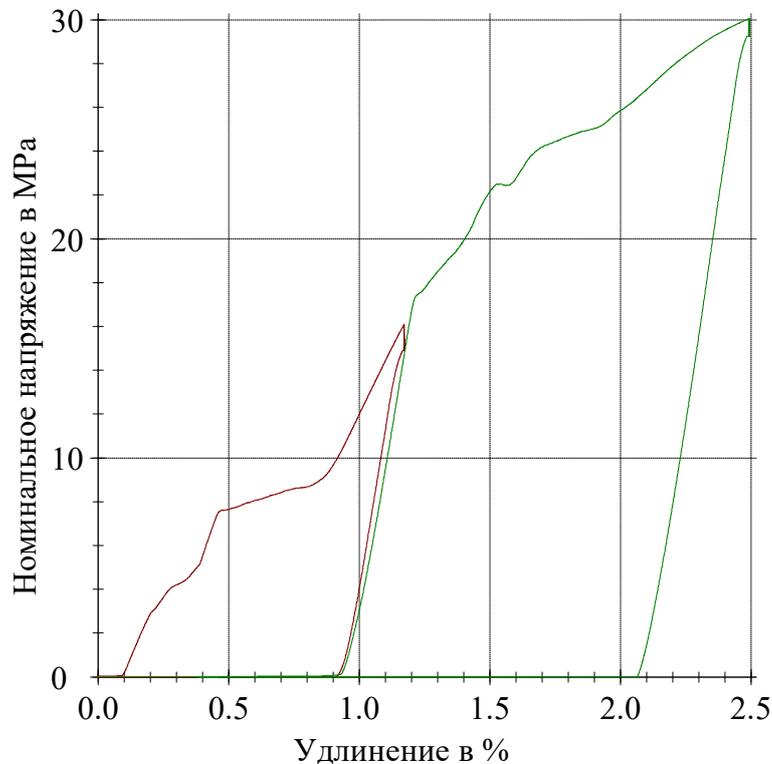


Рисунок 2.6 – Деформационные диаграммы монокристалла алюминия для серии из 2-х испытаний

Структурное состояние монокристаллического образца при разных степенях деформации идентифицировалось в терминах показателей скейлинга рельефа поверхности. 3D образ поверхности был сканирован с использованием интерферометра-профилометра New View с целью изучения масштабно-инвариантных закономерностей процесса деформирования монокристаллического образца.

С целью увеличения площади сканирования и обеспечения представительности данных о структуре рельефа деформированного монокристалла, применялась методика, позволяющая производить «сшивку» окон сканирования. Таким образом, исследуемая область имела размер 0,4x2,1 мм (рисунок 2.7).



Рисунок 2.7 – Исследуемая область поверхности монокристалла Al

Координаты этой области фиксировались метками и, таким образом, после каждого этапа деформирования исследование осуществлялось для одной области. Анализировались одномерные образы-срезы рельефа поверхности вдоль оси растяжения. До 10 одномерных «срезов» (с вертикальным разрешением $\sim 0,1$ нм и горизонтальным $\sim 0,5$ мкм) в пределах «окна» размером $0,4 \times 2,1$ мм (рисунок 2.8) обеспечивали представительность данных о структуре рельефа, индуцированного дефектами.

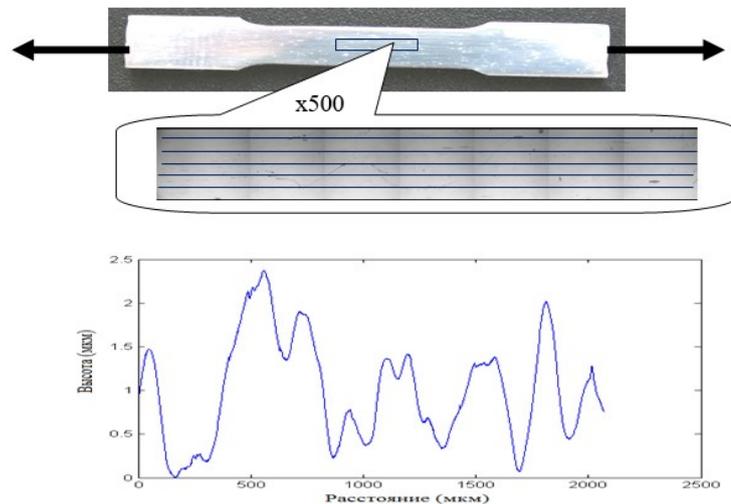


Рисунок 2.8 – Схематическое представление процедуры сканирования исследуемой области

На рисунках 2.9-2.10 представлены оптические изображения боковой поверхности монокристалла алюминия при увеличении $\times 500$ в недеформированном состоянии и после разной величины деформации, полученные с помощью оптического интерферометра-профилометра New View.

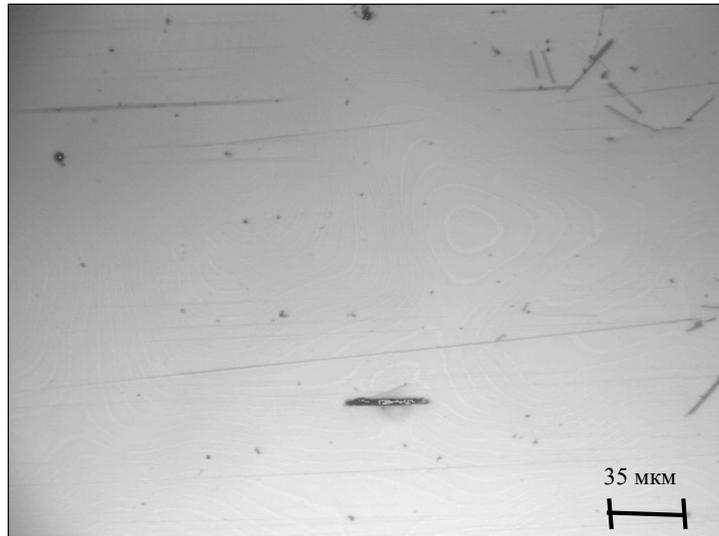


Рисунок 2.9 – Поверхность недеформированного образца монокристалла Al

В процессе растяжения ($\varepsilon=1,9\%$) поверхность образца покрывается системой полос однородного скольжения, под углом, близким к 45° , рисунок 2.10. С увеличением деформации до значений ($\varepsilon=2,3\%$ и $\varepsilon=2,4\%$.) на поверхности образца появляется больше полос скольжения, которые при увеличении деформации локализуются с формированием, так называемых, мезопачек [25]. При дальнейшем растяжении ($\varepsilon=6,2\%$ $\varepsilon=6,7\%$ $\varepsilon=7,3\%$) появляются пересекающиеся системы полос скольжения, Интенсивное формирование полос во второй плоскости скольжения наблюдается при деформациях $\varepsilon=7,9-8,4\%$, которые также строго параллельны, как и на первой плоскости.

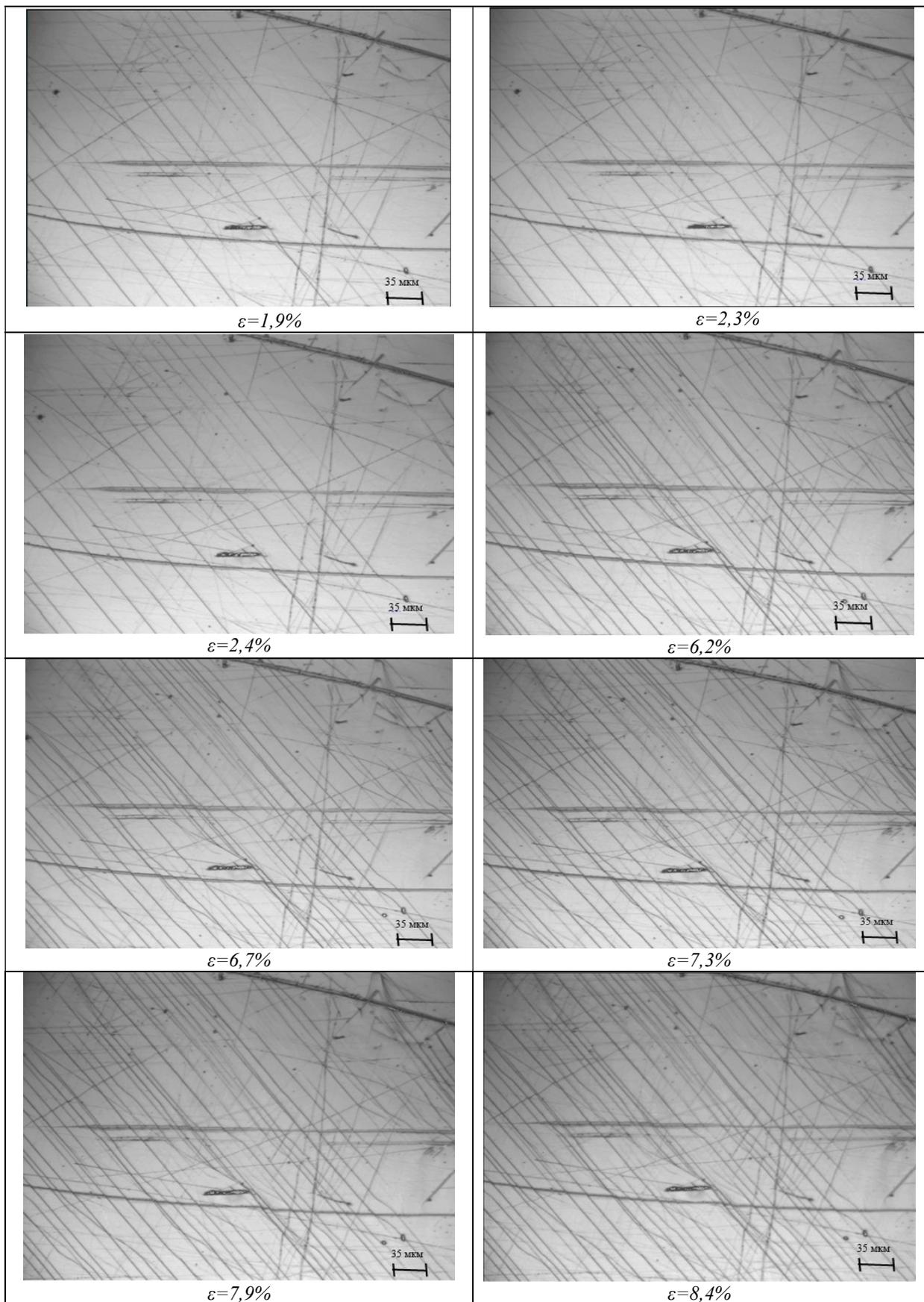


Рисунок 2.10 – Поверхность монокристалла *Al* под действием одноосного растяжения (оптическая микроскопия)

Более детальное исследование монокристаллического образца осуществлялось на сканирующем электронном микроскопе Hitachi S-3400.

Использование комплекса различных методик позволило исследовать деформационный рельеф, образующийся на монокристалле Al [001] в условиях растяжения, в широком диапазоне масштабов.

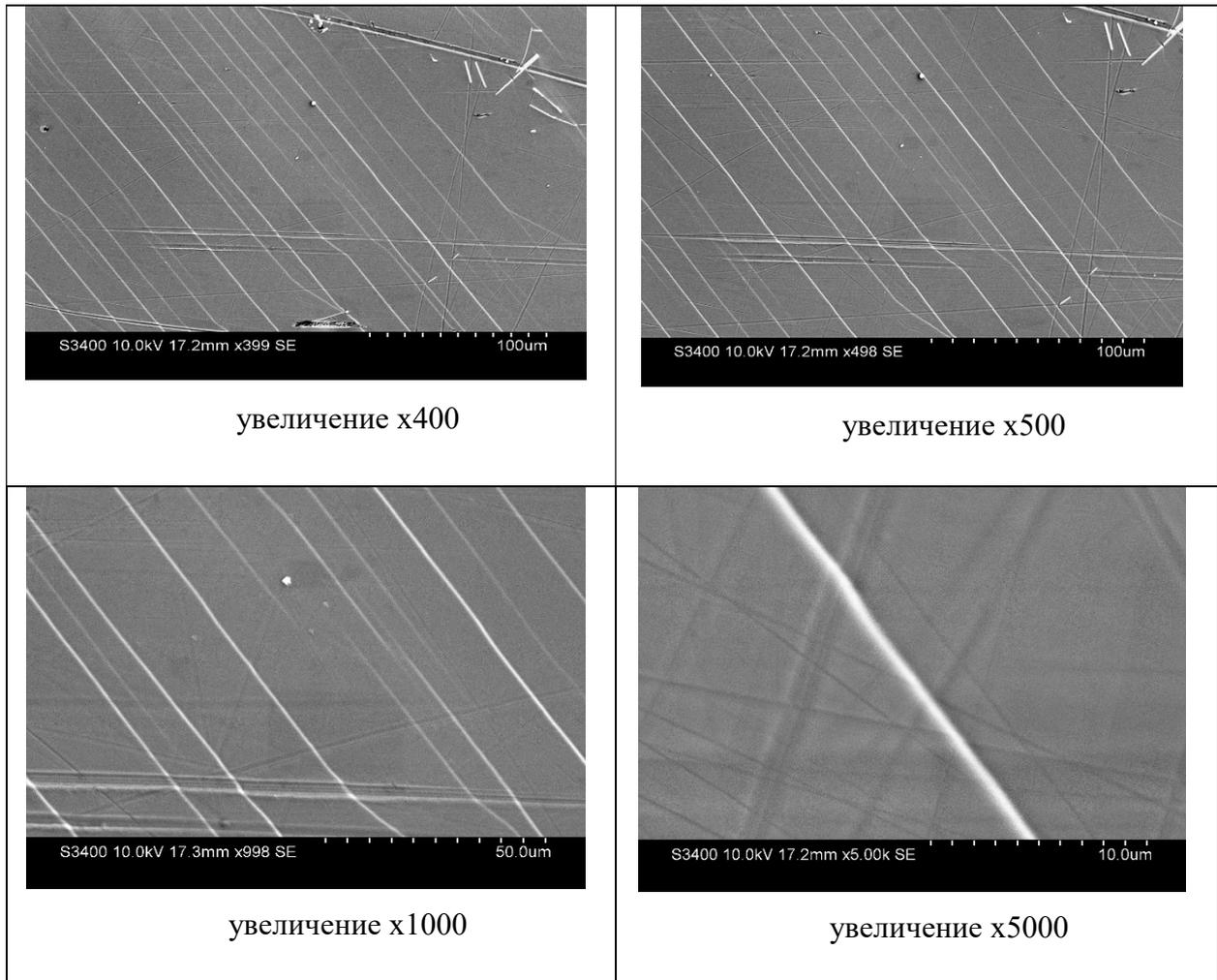


Рисунок 2.11 – Поверхность монокристалла Al под действием одноосного растяжения $\varepsilon=2,4\%$ (сканирующая микроскопия)

На поверхности монокристалла наблюдали образование системы сопряженных мезополос, пересекающих поверхность кристалла под углом $\sim 45^\circ$ к направлению растяжения (рисунок 2.11). Продольные микроскопические полосы образуются в результате переползания дислокаций и формирования стеночной субструктуры [11]. Образование продольных полосовых структур различного масштаба при растяжении монокристалла алюминия может

свидетельствовать о механизме самоподобия формирования деформационного рельефа.

Как показано в литературном обзоре в главе 1, стадии, характеризующиеся самоподобием следов дислокационного скольжения, зависят от вида материала и степени пластической деформации [14].

Фрактальному анализу подвергались оптические изображения рельефа поверхности монокристалла после разной величины деформации. Размер изображений рельефа был выбран таким образом, чтобы исследовать эволюцию дефектной подсистемы поверхностного слоя при формировании грубой структуры с периодом несколько сотен микрон. Оптические изображения поверхности монокристалла были получены во время остановок растяжения образца, без извлечения его из специальных захватов испытательной машины.

В работах М. Zaiser [48] и Е. Vouchaud [49] предложена методика определения показателя Хёрста по трехмерным образам рельефа поверхности, получаемых с помощью атомно-силовой микроскопии и оптической профилометрии, заключающаяся в вычислении функции:

$$K(r) = \left\langle (z(x+r) - z(x))^2 \right\rangle_x^{1/2} \propto r^H, \quad (2.1)$$

где $K(r)$ представляет собой усредненную разность значений высот рельефа поверхности $z(x+r)$ и $z(x)$ на окне размером r , H – показатель шероховатости (показатель Хёрста).

Длина корреляции L определяется проекцией линейного сегмента функции корреляции (вычисляемого с точностью $R^2=0,99$) на ось абсцисс.

Представление зависимости $K(r)$ в логарифмических координатах в соответствие с соотношением (2.1) позволяет провести оценку показателя шероховатости (показателя структурного скейлинга) как пространственного инварианта, определяемого постоянством наклона зависимости $\log K(r)$ от $\log(r)$ в диапазоне масштабов (L_{\min}, L_{\max}), рисунок 2.12.

Разрешение интерферометра позволяет определить существование верхних L_{\max} и нижних L_{\min} границ масштабной инвариантности.

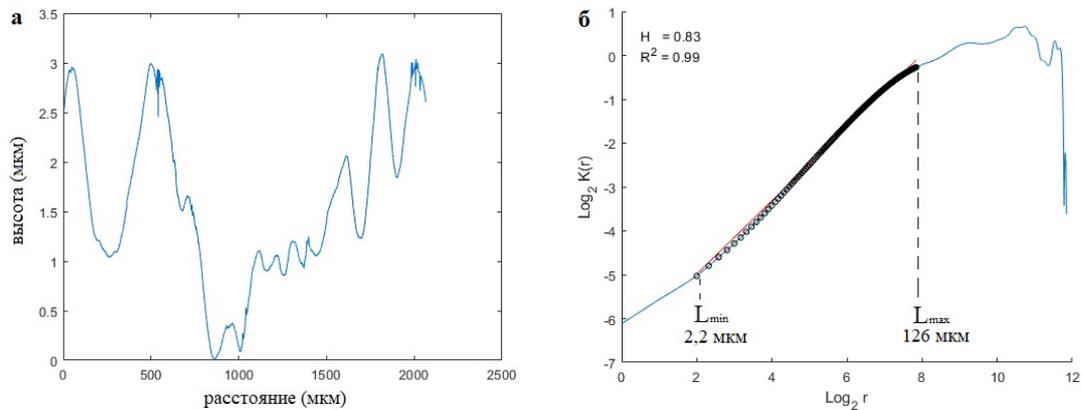


Рисунок 2.12 – Характерный: а) одномерный профиль, б) вид зависимости $\log_2 K(r)$ от $\log_2(r)$ для недеформированного монокристалла Al

Наблюдался следующий сценарий изменения масштабов в зависимости от деформации растяжения. Исходному состоянию поверхности (рисунок 2.12) и малым значениям деформациям монокристалла до $\varepsilon \sim 1,9\%$ (рисунки 2.13–2.14) соответствуют значения масштабов $L_{\min} = 2-9$ мкм и $L_{\max} \sim 120$ мкм при значении $H \sim 0,8$.

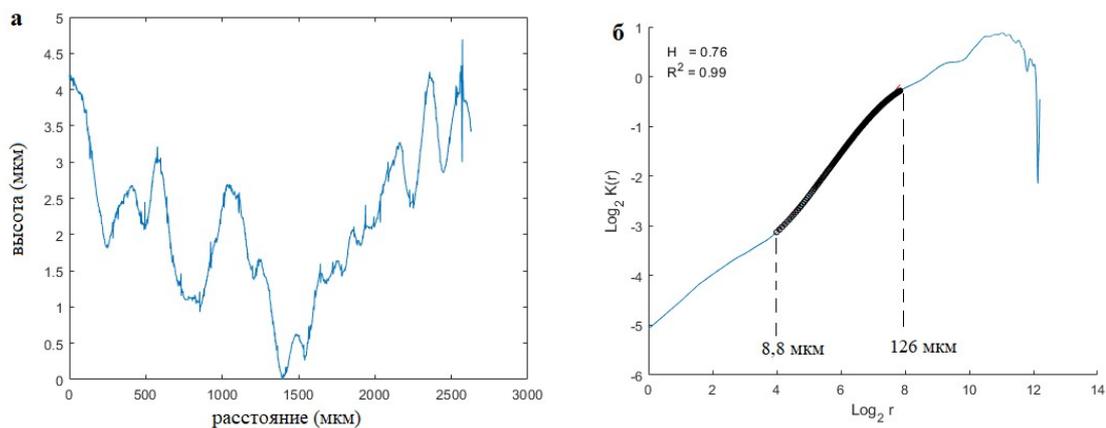


Рисунок 2.13 – Характерный: а) одномерный профиль, б) вид зависимости $\log_2 K(r)$ от $\log_2(r)$ для деформированного монокристалла Al ($\varepsilon = 1,2\%$)

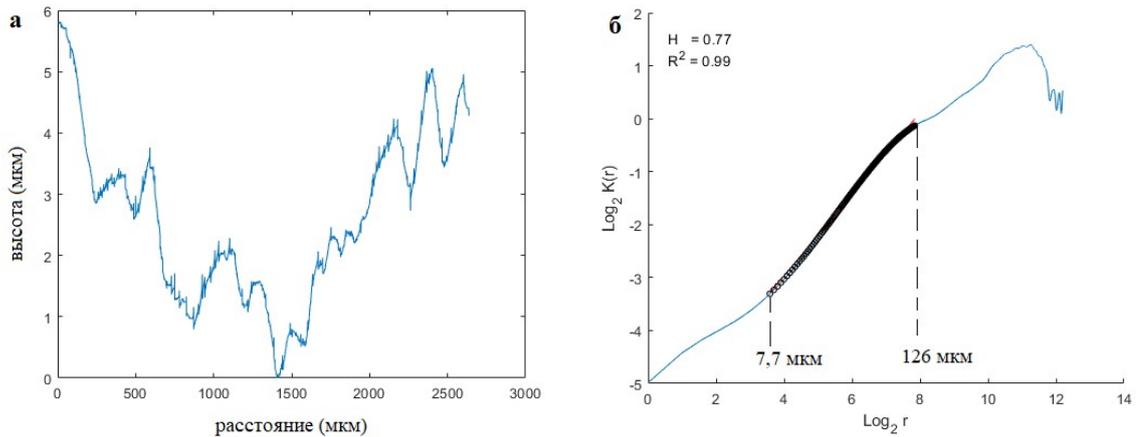


Рисунок 2.14 – Характерный: а) одномерный профиль, б) вид зависимости $\log_2 K(r)$ от $\log_2(r)$ для деформированного монокристалла Al ($\varepsilon=1,9\%$)

При достижении $\varepsilon \sim 2,3\%$ наблюдается резкий рост верхней границы масштабов до величины $L_{\max} \sim 1137$ мкм при значении $H \sim 0,7$ (рисунок 2.15) (стадия I) и не изменяется (в пределах экспериментальной погрешности) до значений деформации $\varepsilon \sim 7,3\%$ (рисунки 2.15–2.20).

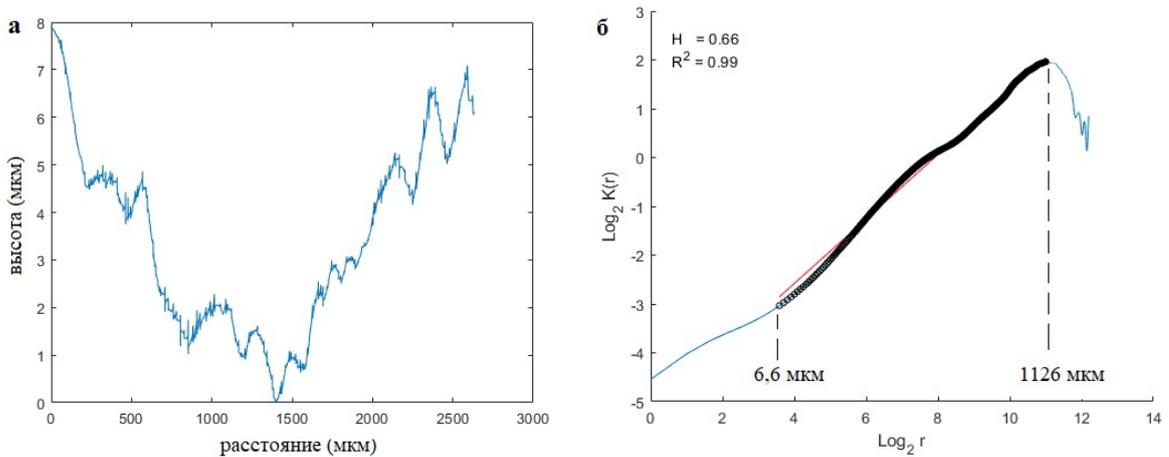


Рисунок 2.15 – Характерный: а) одномерный профиль, б) вид зависимости $\log_2 K(r)$ от $\log_2(r)$ для деформированного монокристалла Al ($\varepsilon=2,3\%$)

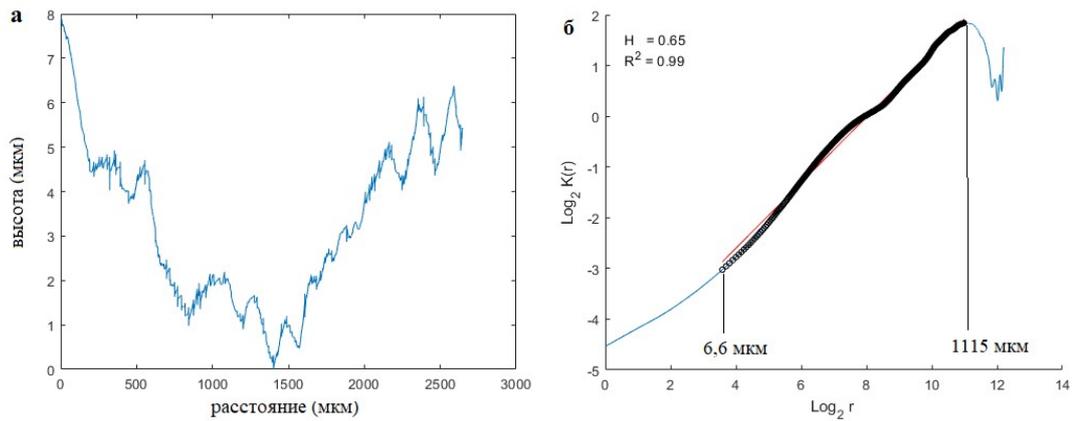


Рисунок 2.16 – Характерный: а) одномерный профиль, б) вид зависимости $\log_2 K(r)$ от $\log_2(r)$ для деформированного монокристалла Al ($\varepsilon=3,5\%$)

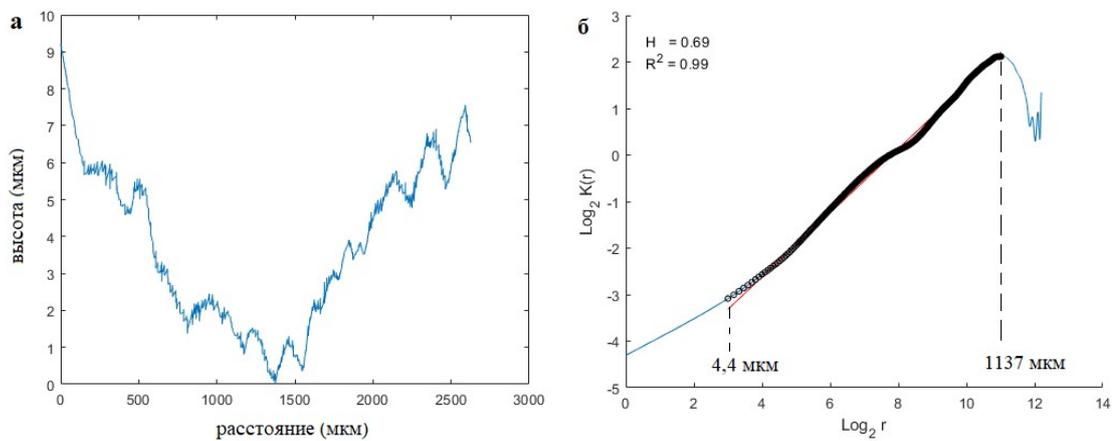


Рисунок 2.17 – Характерный: а) одномерный профиль, б) вид зависимости $\log_2 K(r)$ от $\log_2(r)$ для деформированного монокристалла Al ($\varepsilon=5\%$)

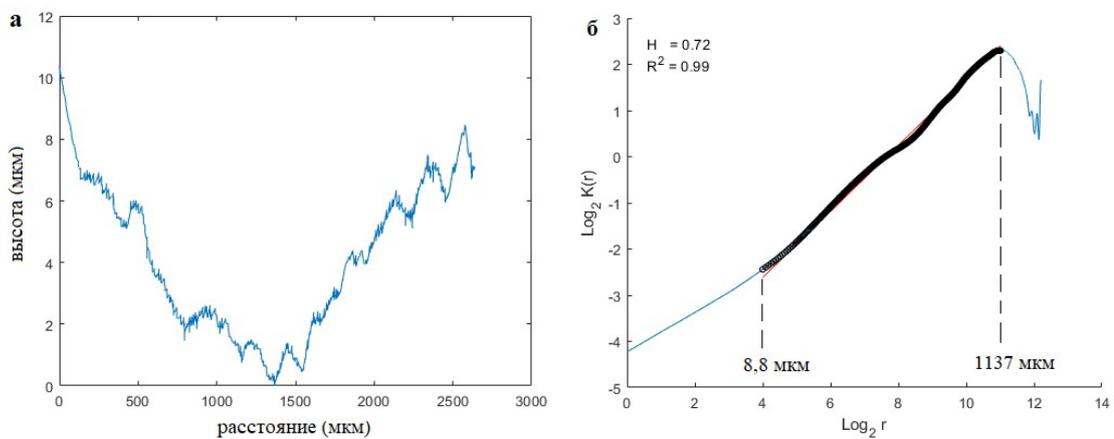


Рисунок 2.18 – Характерный: а) одномерный профиль, б) вид зависимости $\log_2 K(r)$ от $\log_2(r)$ для деформированного монокристалла Al ($\varepsilon=5,6\%$)

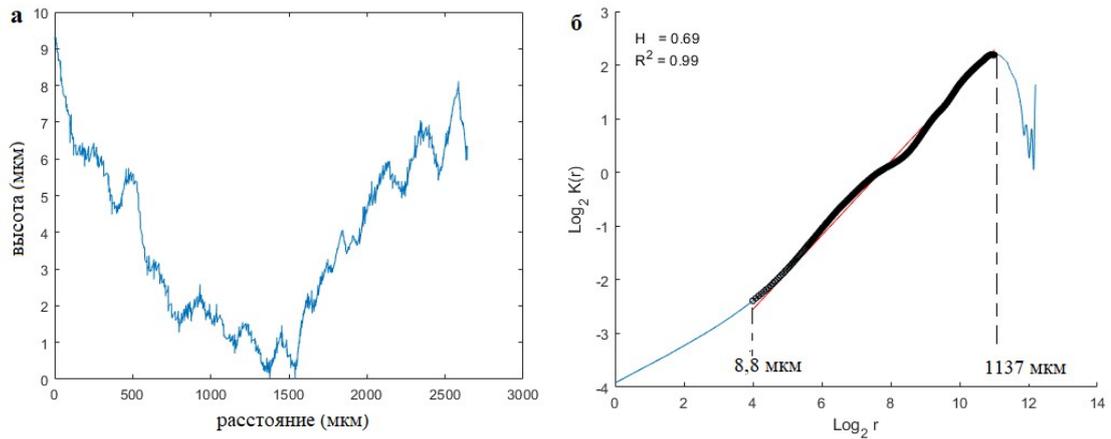


Рисунок 2.19 – Характерный: а) одномерный профиль, б) вид зависимости $\log_2 K(r)$ от $\log_2(r)$ для деформированного монокристалла Al ($\varepsilon=6,2\%$)

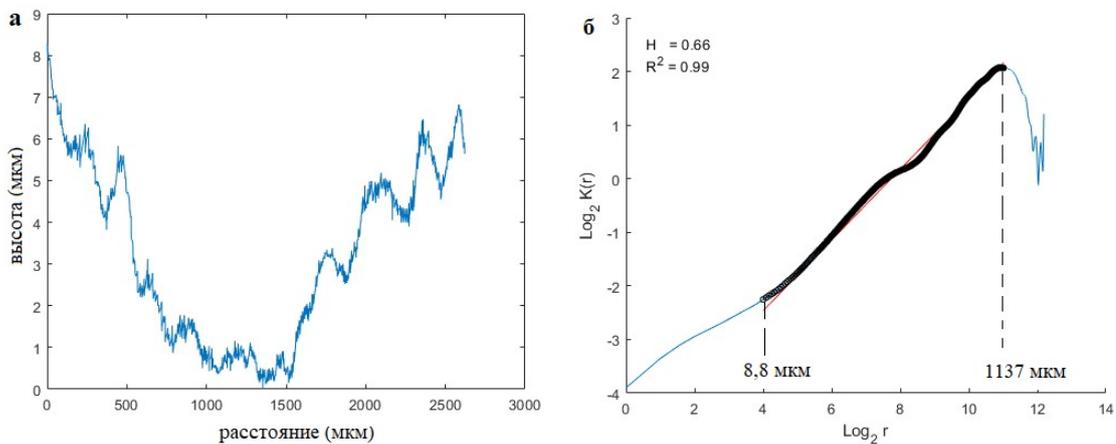


Рисунок 2.20 – Характерный: а) одномерный профиль, б) вид зависимости $\log_2 K(r)$ от $\log_2(r)$ для деформированного монокристалла Al ($\varepsilon=7,3\%$)

При достижении $\varepsilon \sim 7,9\%$ наблюдается резкий рост нижней границы масштабов до величины $L_{\min} = 14-19$ мкм при $H \sim 0,7$ (стадия II), соответствующей началу образования более грубой системы мезополос, рисунки 2.21–2.24.

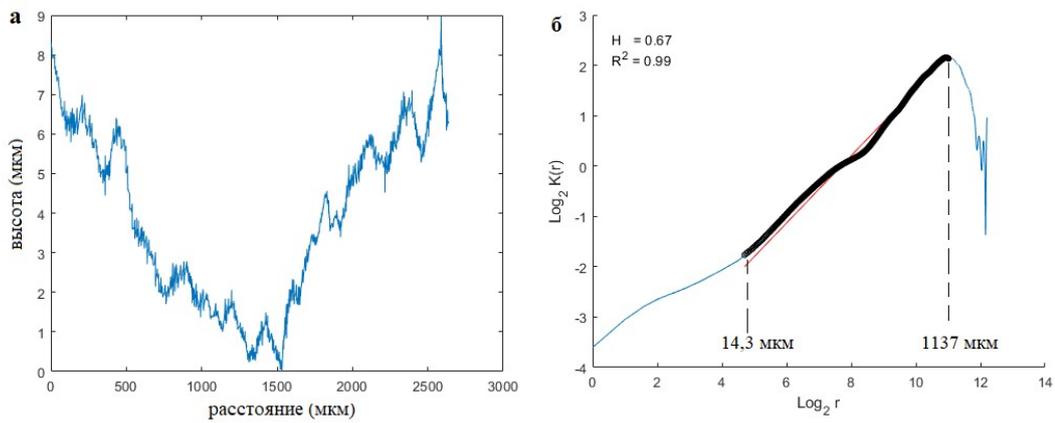


Рисунок 2.21 – Характерный: а) одномерный профиль, б) вид зависимости $\log_2 K(r)$ от $\log_2(r)$ для деформированного монокристалла Al ($\varepsilon=7,9\%$)

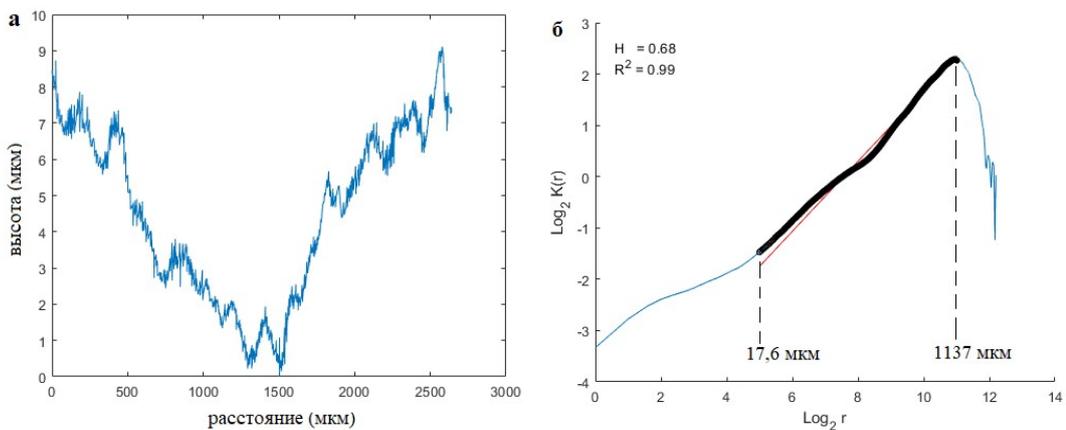


Рисунок 2.22 – Характерный: а) одномерный профиль, б) вид зависимости $\log_2 K(r)$ от $\log_2(r)$ для деформированного монокристалла Al ($\varepsilon=9,1\%$)

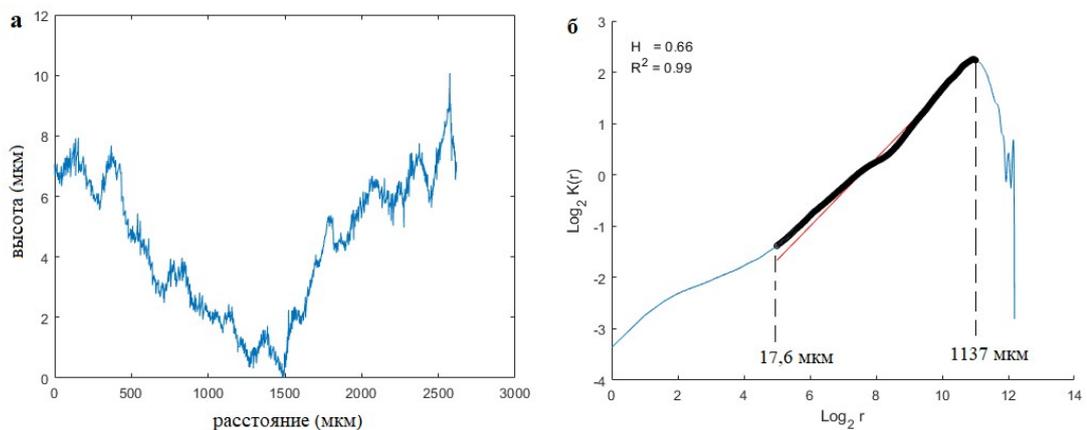


Рисунок 2.23 – Характерный: а) одномерный профиль, б) вид зависимости $\log_2 K(r)$ от $\log_2(r)$ для деформированного монокристалла Al ($\varepsilon=10,5\%$)

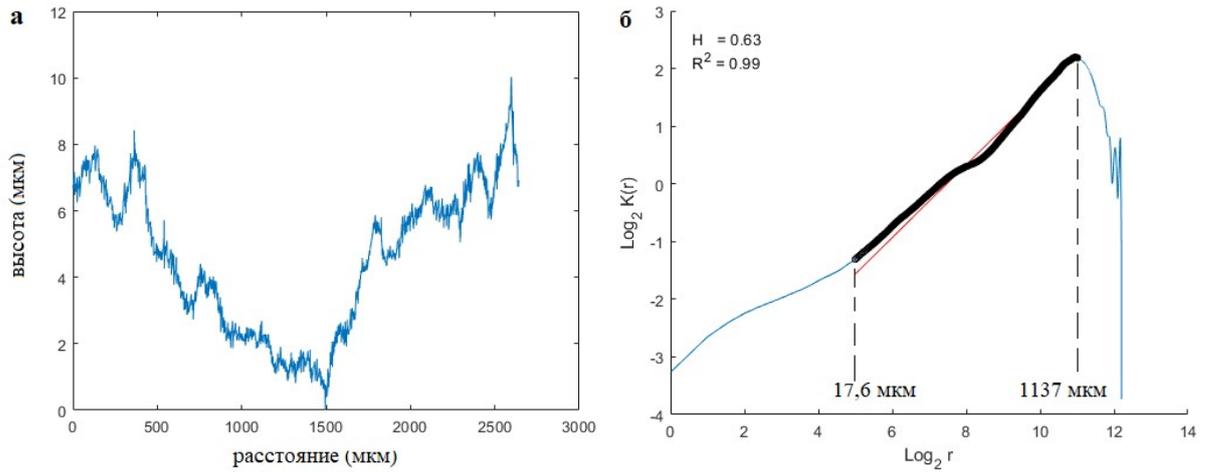


Рисунок 2.24 – Характерный: а) одномерный профиль, б) вид зависимости $\log_2 K(r)$ от $\log_2(r)$ для деформированного монокристалла Al ($\epsilon=12,2\%$)

В таблице 2.2 приведены значения показателя Хёрста, вычисленному по формуле (2.1) и масштаб, на котором он наблюдается в зависимости от величины деформации.

Таблица 2.2. Зависимость показателя Хёрста и масштаба для разных величин деформации

$\sigma, 10^7 \text{ Н/м}^2$	$\varepsilon, \%$	H	$L_{\min}, \text{ МКМ}$	$L_{\max}, \text{ МКМ}$
0	0	0,84±0,02	3±2	115±6
3,00	1,2	0,79±0,03	5±2	115±5
3,10	1,9	0,78±0,02	8±2	115±7
3,16	2,3	0,67±0,04	9±2	1100±13
3,20	2,4	0,56±0,04	9±2	1085±11
3,25	2,6	0,58±0,03	8±2	1100±12
3,30	2,9	0,56±0,04	9±1	1100±12
3,35	3	0,64±0,03	9±1	1090±13
3,40	3,3	0,63±0,03	9±2	1100±11
3,45	3,4	0,63±0,02	8±2	1072±14
3,50	3,5	0,65±0,01	9±2	1075±12
3,60	3,9	0,65±0,04	9±1	1077±15
3,70	5	0,71±0,04	8±2	1082±18
3,74	5,6	0,72±0,01	9±1	1069±17
3,75	6,2	0,70±0,04	9±2	1072±17
3,77	6,7	0,67±0,02	9±1	1076±16
3,82	7,3	0,66±0,04	17±2	1065±14
3,84	7,9	0,68±0,03	16±2	1050±16
3,86	8,4	0,66±0,03	15±1	1050±16
3,90	9,1	0,68±0,05	16±2	1075±14
3,91	9,7	0,69±0,05	17±3	1065±14
3,94	10,5	0,65±0,05	16±2	1065±16
3,97	11,3	0,62±0,04	17±2	1055±16
4,00	12,2	0,61±0,04	17±3	1060±16

В таблице 2.2 приведены экспериментальные результаты с доверительными интервалами с вероятностью 0,95. Границы доверительных интервалов определялись следующим образом:

1. По результатам измерений величины x определялось среднее арифметическое из n измерений:

$$\bar{x} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n x_i \quad (2.2)$$

2. Затем вычисляется среднеквадратичное отклонение результатов измерений от среднего арифметического:

$$\tilde{\sigma} = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^n (\tilde{x} - x_i)^2}{n(n-1)}} \quad (2.3)$$

3. Для доверительной вероятности $\alpha = 0,95$ и при количестве измерений n по таблице определялся коэффициент Стьюдента $t_{\alpha n}$ (для 13 измерений $t_{\alpha n} = 2,16$)

4. Рассчитываются границы доверительного интервала (случайная погрешность) для многократных измерений:

$$\Delta x_{cl} = t_{\alpha n} \tilde{\sigma} \quad (2.4)$$

Анализ оптических изображений (рисунки 2.15–2.20) позволил установить две стадии формирования полос скольжения: первая стадия роста верхней границы масштаба в диапазоне деформаций $\varepsilon = 2,3–7,3\%$ соответствует формированию макроскопических полос, пересекающих поверхность кристалла под углом $\sim 45^\circ$ к направлению внешней силы. Вторая стадия роста минимального масштаба в диапазоне деформаций $\varepsilon = 7,9–12,2\%$ соответствует образованию более грубой системы мезополос скольжения (рисунки 2.21–2.24).

2.4. Обсуждение результатов

Фрактальный анализ деформационного рельефа поверхности монокристалла алюминия при разной степени деформации позволил установить, что при небольших степенях деформации монокристалла на поверхности наблюдаются отчётливые самоподобные картины следов скольжения, о чём свидетельствует наличие постоянных (к величине пластической деформации) значений показателя Хёрста ($H \sim 0,7$).

Существенное изменение диапазона масштабов может ассоциироваться с различными типами мезоскопических дефектных структур, переход между которыми реализуется по универсальному кинетическому сценарию, определенному в [60–62] как структурно-скейлинговые переходы, и сопровождающихся формированием коллективных мод ансамблей мезодефектов. Универсальность показателя структурного скейлинга деформационных дефектных структур, соответствующих различным пространственным масштабам,

позволяет предложить физическую интерпретацию механизмов, отвечающих за формирование многомасштабных зон локализации деформации.

Подтверждены результаты структурных исследований [11,14,48-49], установивших универсальный характер эволюции дислокационных субструктур на разных масштабных уровнях.

2.5. Выводы к главе 2

Таким образом, на основе проведенных исследований макроскопического рельефа на монокристалле алюминия можно сделать следующие выводы:

1. На основе анализа данных профилометрии высокого разрешения установлена масштабная инвариантность деформационных структур различного масштаба, образующихся на поверхности монокристалла алюминия в условиях квазистатического растяжения.

2. При деформировании монокристалла на поверхности наблюдаются отчётливые самоподобные картины следов скольжения, о чём свидетельствует наличие постоянных к величине пластической деформации значений показателя Хёрста ($H \sim 0,7$) на широком диапазоне пространственных масштабов (5–1100 мкм).

3. Анализ оптических изображений позволил установить две стадии формирования полос скольжения: первая стадия роста верхней границы масштаба в диапазоне деформаций $\varepsilon=2,3-7,3\%$ соответствует формированию макроскопических полос, пересекающих поверхность кристалла под углом $\sim 45^\circ$ к направлению внешней силы, вторая стадия роста минимального масштаба в диапазоне деформаций $\varepsilon=7,9-12,2\%$ соответствует образованию более грубой системы мезополос скольжения.

ГЛАВА 3. МАСШТАБНО-ИНВАРИАНТНЫЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ЭВОЛЮЦИИ СТРУКТУРЫ И ОЦЕНКА ДОЛГОВЕЧНОСТИ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПРИ ПОСЛЕДОВАТЕЛЬНЫХ ДИНАМИЧЕСКИХ И УСТАЛОСТНЫХ НАГРУЖЕНИЯХ

Количественная фрактография является эффективным методом исследования роли исходной структурной гетерогенности, накопления дефектов различных масштабных уровней (дислокационных ансамблей, микропор, микротрещин) при оценке критических условий перехода от дисперсного к макроскопическому разрушению, учитывая характерные стадии этого перехода – зарождение и развитие трещин, что является основой для оценки временного ресурса изделий в условиях многоциклового усталости.

В данной главе проведено изучение роли коллективного поведения ансамблей дефектов в предварительно нагруженных образцах из сплава алюминия Al-Cu и Al-Mg, подверженных усталостным испытаниям, соответствующим базовому сроку службы (приблизительно $2 \cdot 10^5$ циклов). После деформирования рельеф поверхности анализировался с помощью интерферометра-профилометра New-View с целью изучения масштабно-инвариантных закономерностей эволюции структуры, обусловленной дефектами.

Обнаружена высокая чувствительность сплава Al-Cu к предварительному нагружению, что проявляется на более широком диапазоне пространственных масштабов, охваченных поврежденностью, по сравнению со сплавом Al-Mg.

3.1. Усталостное деформирование и разрушение материалов

Механические компоненты машин подвержены циклическому нагружению ниже предела текучести. Такие циклические нагрузки могут быть результатом ротаций, растяжений-сжатий материала или вибрации. При приложенных напряжениях намного ниже, чем предел статической прочности материала, он

может разрушиться после некоторого числа циклов такой нагрузки. Это явление называют усталостью материалов.

Первые систематические исследования усталости были проведены немецким инженером Августом Вёллером в 1850 году [70]. Его исследования показали, что усталостное разрушение может произойти при напряжениях значительно ниже предела статической прочности материала. Однако, микроскопические механизмы, приводящие к разрушению, остались для него загадкой. После десятилетий исследований во всем мире стало ясно, что усталостное разрушение является результатом накопления микрповреждений во время циклического нагружения, которые приводят к необратимым микроструктурным и топологическим изменениям, которые, в свою очередь, приводят к разрушению.

На основании экспериментов Вёллера, стало традиционным представлять данные об усталостной долговечности в виде зависимости амплитуды напряжения ($\Delta\sigma/2$, где $\Delta\sigma$ – размах напряжений) от числа циклов до разрушения (N_f) в виде кривой Вёллера или $S-N$ кривой (S – напряжение, N – количество циклов), которая схематически изображена на рисунке 3.1.

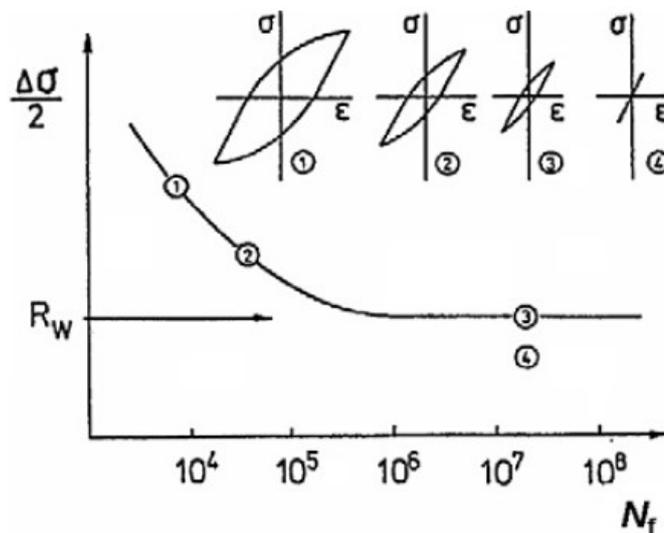


Рисунок 3.1 – Кривая усталостной долговечности Вёллера ($S-N$ кривая) с пределом усталости в точке R_W ; петли гистерезиса пластической деформации при разной приложенной средней нагрузке [71]

В данном случае асимптотика (уровень напряжения R_W) указывает на существование предела усталости, при напряжениях ниже которого усталостная

долговечность предполагается неограниченной. В течение десятилетий, сохранялось общее мнение о существовании такого предела для многих материалов, в частности, в ферритных сталях, однако у ряда материалов, например, алюминий, предел усталости не наблюдался.

В результате развития технологий и методик испытаний на усталостную долговечность и роста научного интереса к так называемой гигацикловой усталости (более 10^9 циклов нагружения до разрушения), было обнаружено, что такого предела не существует, и S-N кривая снова монотонно убывает после достижения 10^8 циклов нагружения [71]. Пластическая деформация в процессе циклического нагружения в моделях усталостного разрушения не учитывалась вплоть до того, как Мэнсон [72] и Коффин [73] не сформулировали закон усталости с учетом пластической деформации:

$$\Delta\sigma = \frac{const}{N_f} + R_w.$$

Механизмы зарождения и распространения усталостных трещин варьируются от материала к материалу и зависят от условий циклического нагружения. В пластичных металлах, например, наблюдается локализация деформации в виде устойчивых полос скольжения, что приводит к инициированию трещины на поверхности [74-75]. Другим примером может являться усталостное разрушение по границам зерен. В гетерогенных материалах, содержащих включения или поры, трещина может зародиться в объеме материала и развиваться при очень низкой амплитуде нагружения и, соответственно, с очень высокой усталостной долговечностью (более чем 10^9 циклов нагружения), когда очаг разрушения формируется по достижению 99% циклов до разрушения. Такой тип разрушения обнаруживают, легированные высокопрочные стали при гигацикловой усталости [76].

Таким образом, усталостное разрушение, возникающие при эксплуатации сложных машин и систем (дизельные двигатели судов, высокоскоростные поезда, газотурбинные двигатели и т.д.), ставит актуальные задачи перед исследователями по определению циклической прочности в широком диапазоне

амплитуд нагружения. В настоящее время процесс усталости в металлических конструкционных материалах при количестве циклов 10^3 – 10^{12} разделяют на четыре характерных режима [77]:

1. $10^3 \div 10^4$ – малоцикловое усталостное разрушение при наличии относительно малых пластических деформаций в зоне разрушения на макроструктурном уровне ($\sigma_{плц} \ll \sigma_a \leq \sigma_T$, где $\sigma_{плц}$ – предел пропорциональности, σ_a – амплитуда нагружения, σ_T – предел текучести);

2. $10^5 \div 10^8$ – классическое многоцикловое усталостное разрушение при наличии микропластических деформаций в микро- и макрообъёмах вблизи зоны разрушения ($\sigma_a \leq \sigma_{плц}$);

3. $10^8 \div 10^9$ – усталостное гигацикловое разрушение на сверхвысоких базах (числах циклов) при наличии микропластических деформаций в микрообъёмах вблизи зоны разрушения ($\sigma_a < \sigma_{плц}$);

4. $10^{10} \div 10^{12}$ – усталостное терацикловое (гиперусталостное) разрушение на супервысоких базах при формировании разрушения на микроструктурном уровне ($\sigma_a \ll \sigma_{плц}$).

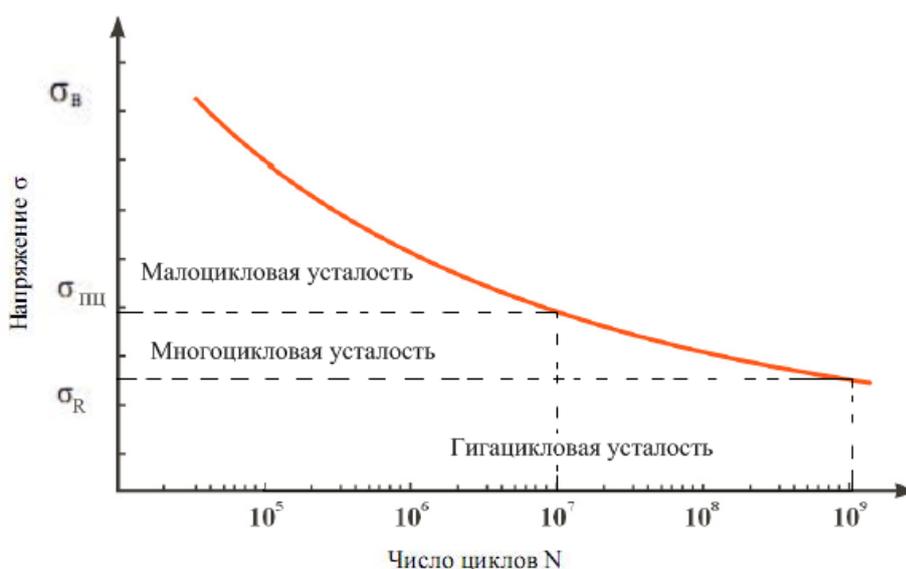


Рисунок 3.2 – Режимы усталостной долговечности на кривой Вёллера в зависимости от приложенного напряжения [71]

К настоящему времени наиболее полно теоретически и экспериментально исследованы малоцикловая и классическая многоцикловая усталость. В свою

очередь, гигацикловая область усталости имеет ряд особенностей, и особый интерес представляет усталостная долговечность в переходной области, соответствующей числу циклов $N \approx 10^8$. При прохождении этого значения происходит смена механизмов зарождения и развития усталостных трещин; на кривой усталости в этой области нагружения образуются разрывы. Отмечено, что в этой области числа циклов нагружения существенно возрастает роль внешней среды [77].

Следует отметить, что усталостное разрушение материалов характеризуется тремя стадиями: первая – зарождение микроскопической трещины на поверхности или внутри материала в процессе циклического приложения нагрузки – инициирование трещины. При последующей циклической нагрузке, трещина начинает увеличиваться в размерах по определенным законам – стадия роста трещины. И наконец, когда трещина достигает такой величины, что материал более не способен сопротивляться нагрузке, происходит окончательное разрушение или долом, соответствующее третьей стадии.

Традиционно рассматриваются три типа инициирования трещины в цилиндрических образцах с полированной поверхностью в зависимости от режима нагружения: малоцикловая усталость - 10^4 циклов, многоцикловая усталость - 10^6 - 10^7 циклов и гигацикловая усталость - 10^9 циклов (рисунок 3.3).

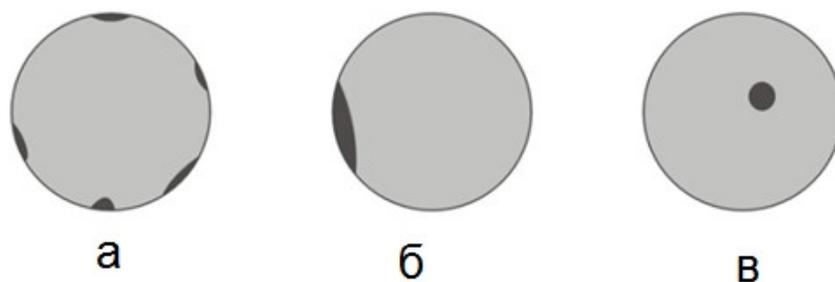


Рисунок 3.3 – Схематическое представление зарождения усталостной трещины в зависимости от числа циклов N до разрушения:
а) $N=10^4$ б) $N=10^6$ в) $N=10^9$ [71]

При наличии макропластических деформаций при малоцикловой усталости возможно образование на поверхности образца нескольких усталостных трещин. На базе испытаний, превышающей 10^6 циклов, как правило, образуется один очаг

образования трещин. Для очень большого числа циклов до разрушения, очаг разрушения находится внутри материала и трещины образуются вблизи внутреннего дефекта (неметаллическое включение, пористость) [78], но иногда образование трещины связано с микроструктурными особенностями, как например перлитные колонии.

В настоящее время в связи с развитием науки и техники возникла необходимость проводить усталостные испытания на базах, превышающих $10^9 \div 10^{10}$ циклов нагружения – так называемая гигацикловая усталость. Это связано с тем, что нагружение многих ответственных конструкций, работающих в режиме циклических нагрузок, превышает многоцикловый ресурс.

В таких отраслях промышленности, как авиастроение, космонавтика, строительство высокоскоростных поездов, современных кораблей и автомобилей, существуют элементы конструкций, которые подвержены нагрузке с малой амплитудой, но очень большой частотой (выше 1 кГц), которые испытывают более чем 10^8 циклов в течение срока эксплуатации. Например, срок службы компонентов двигателя в автомобиле 10^8 циклов. Для больших двигателей кораблей или высокоскоростных поездов этот срок 10^9 циклов, тогда как для турбин самолетов около 10^{10} циклов

До 80-х годов считалось, что для некоторых материалов существует предел усталости, который был определен как предельное напряжение, ниже которого не происходит разрушения материала. Для стандарта ASTM базовый срок службы конструкционных сталей составляет 10^6 циклов.

3.2. Оценка долговечности алюминиевых сплавов при последовательных динамических и усталостных нагружениях

Взаимосвязь структурных изменений и свойств материалов является ключевой проблемой в оценке долговечности, длительной и усталостной прочности. Интенсивное изучение коллективного поведения ансамблей дефектов стимулирует установление общих закономерностей и сближает области

исследований, являвшихся пограничными между физикой и механикой деформируемого твердого тела. Эта тенденция обеспечивает более глубокое понимание общих закономерностей процесса разрушения, учет которых позволит обеспечить качественное продвижение в оценке долговечности.

Реальные твердые тела имеют сложную иерархическую структуру, которая изменяется в процессе деформирования [4]. Эти изменения могут быть классифицированы как пластическая деформация и накопление повреждений, реализуемые как процессы зарождения, развития и взаимодействия дефектов на определенных структурных уровнях, а также взаимодействия между этими уровнями. Экспериментальные исследования реакций материалов на нагружение в широком интервале интенсивностей и скоростей деформации обнаруживают ряд закономерностей в процессах пластичности и разрушения и показывают их связь с коллективными свойствами типичных мезоскопических дефектов (дислокационных субструктур, микросдвигов, микротрещин). Яркие черты данных закономерностей проявляются при циклическом, динамическом и ударно-волновом нагружениях, когда времена эволюции структуры приближаются к характерным временам нагружения [62]. Как следствие, широко используемое предположение в механике пластичности и разрушения о подчиненной роли структурных переменных кинетике деформации (или напряжений) не может быть в общем случае применимо. В этих ситуациях и возникает фундаментальная проблема исследования поведения ансамбля дефектов с учетом многополевой природы взаимодействия последних на различных стадиях процесса нагружения, установления количественных характеристик дисперсного разрушения, включая эффекты локализации дисперсного разрушения, зарождение макроскопических трещин и их распространение с учетом взаимодействия последних со структурными дефектами. Понимание и описание обсуждаемых эффектов является необходимым обоснованием для разработки принципиально новых методов оценки надежности и долговечности современных материалов в широком диапазоне температур и интенсивностей нагружений.

Проблема разрушения как критического явления является одной из ключевых проблем фундаментальной и прикладной физики прочности и механики деформируемого твердого тела. Несмотря на значительный объем экспериментальных данных и несомненные успехи физического материаловедения до настоящего времени не получены ответы на важнейшие вопросы, определяющие прогресс в оценке надежности, длительной (усталостной), динамической прочности, механизмов разрушения при интенсивных воздействиях.

Настоящая ситуация настоятельно указывает на необходимость разработки подходов, отражающих фундаментальные особенности процессов разрушения с учетом физики нелинейных явлений эволюции дефектов.

Влияние случайных статических или динамических нагрузок на долговечность материалов в условиях много- и гигацикловой усталости вызывает в настоящее время большой интерес в авиационном моторостроении в связи с необходимостью решения проблемы надежности (долговечности) в условиях эксплуатации, например, лопаток газотурбинных двигателей при соударении с твердыми частицами, получившей в западной литературе определение «foreign object damage» [79-80].

Решение данной проблемы, как это отмечается, в частности, при обосновании новой национальной программы США в области многоциклового усталости, предполагает использование результатов фундаментального характера, устанавливающих связь многомасштабной эволюции дефектных структур в материалах при различных условиях нагружения, в сочетании с современными методами структурного анализа, которые позволят прогнозировать кинетику зарождения и распространения трещин в материале, содержащем дефектные структуры различных масштабных уровней, проводить оптимизацию структуры и подбор материалов, обладающих низкой чувствительностью долговечности в условиях многоциклового усталости к динамическим нагрузкам случайного характера.

3.2.1. Характеристика исследуемых материалов

Основная часть экспериментов на сплавах алюминия проводилась в сотрудничестве с французскими коллегами (лаборатория LAMEFIP ENSAM Bordeaux). Исследовались два сплава алюминия: **Al-Cu** (2017A-T3, аналогД1) и **Al-Mg** (5454-O, аналог АМг2.5м), используемые в авиационной промышленности и автомобилестроении. Геометрия образцов представлена на рисунке 3.4.

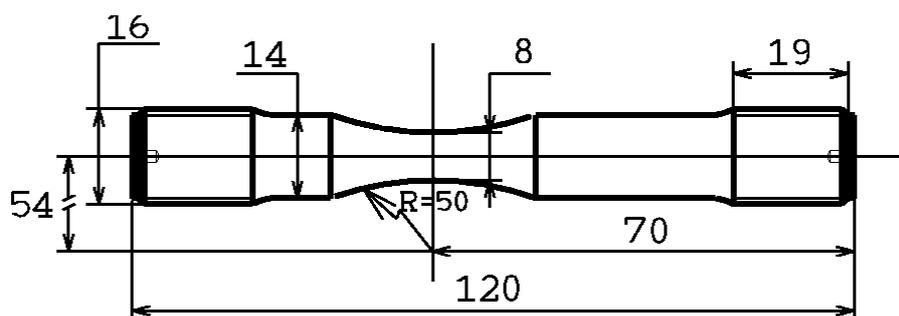


Рисунок 3.4 – Геометрия образцов

Химический состав и квазистатические характеристики представлены в таблицах 3.1 и 3.2.

Таблица 3.1. Химический состав (весовые %) [81]

Сплав	Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Zn	Cr	Ti+Zr
2017A-T3	3,5-4,5	0,4-1,0	0,4-1,0	0,2-0,8	≤0,7	≤0,25	≤0,1	≤0,25
5454-O	0,10	2,4-3,0	0,5-1,0	0,25	0,4	0,25	0,05-0,20	0,20

Таблица 3.2. Квазистатические характеристики [81]

Сплав	Модуль упругости (ГПа)	Предел текучести (МПа)	Предел прочности (МПа)	Удлинение (%)
2017A-T3	75	427	573	13
5454-O	71,5	94	282	23

2017A-T3 представляет собой алюминий–медный сплав в основном применяемый при конструировании самолетов. T3 обозначает закаленное холодным путем и естественно состаренное состояние. Микроструктура состоит из двух фаз: α (или фаза Al-Cu), представляющая собой раствор меди в алюминиевой матрице и β (фаза Al_2Cu) вторая фаза, выпадающая в осадок. β фаза

мелкодисперсная и имеет размер в пределах около 10 нм. Во время напряжения присутствие этих мелких частиц препятствует движению дислокаций и служит для упрочнения материала, наличие меди придает ему отличные механические характеристики. Кроме того, в материале содержатся дисперсоиды и интерметаллические включения. Средний размер этих осадков варьируется от примерно 100 до 500 нм для первого типа и примерно до 4-5 мкм для второго типа. Оптические микрофотографии в работе [81] выявили сплюснутые и удлиненные зерна в продольном направлении, что является прямым следствием деформации, вносимой производственным процессом (экструзией).

5454-O представляет собой алюминиево-магниевый сплав, используемый в автомобилестроении. В данном случае отверждение происходит исключительно твердым раствором, закалкой. O обозначает отожженное и рекристаллизованное состояние. Это однофазный сплав (фаза Al-Mg), изготовленный замещением атомов алюминия атомами магния. Размеры и свойства атомов Mg отличаются от атомов Al. При нагружении наличие Mg затрудняет движение дислокаций: отверждение получают твердым раствором. Сканирующая электронная микроскопия и микроанализ в работе [81] показали, что 5454-O содержит некоторых преципитаты (интерметаллические включения) диаметром около 2-3 мкм. Наконец, как следствие процесса производства (прокатки в данном случае) зерна сильно деформируются в продольном направлении.

3.2.2. Методы эксперимента

Нагружение образцов осуществлялось в лаборатории LAMEFIP ENSAM Bordeaux двумя способами – квазистатическим и динамическим растяжениями, после чего образцы подвергались циклической нагрузке, соответствующей базовому сроку службы (приблизительно $2 \cdot 10^5$ циклов) при комнатной температуре, с последующим изучением фрактографии изломов с помощью интерферометра-профилометра New View 5010 в ИМСС УрО РАН.

Квазистатические испытания проводились на серво-гидравлической испытательной машине Instron 8500.

Динамическое преднагружение образцов проводилось с применением инерционного нагружающего устройства (рисунок 3.5), позволяющего реализовать динамическое деформирование до значений скоростей деформации $\sim 10^3 \text{ с}^{-1}$ на фиксированное значение деформации (рисунок 3.6). Истинные значения скорости деформации измерялись с использованием скоростной камеры REMIX, синхронизированной с моментом начала деформирования.

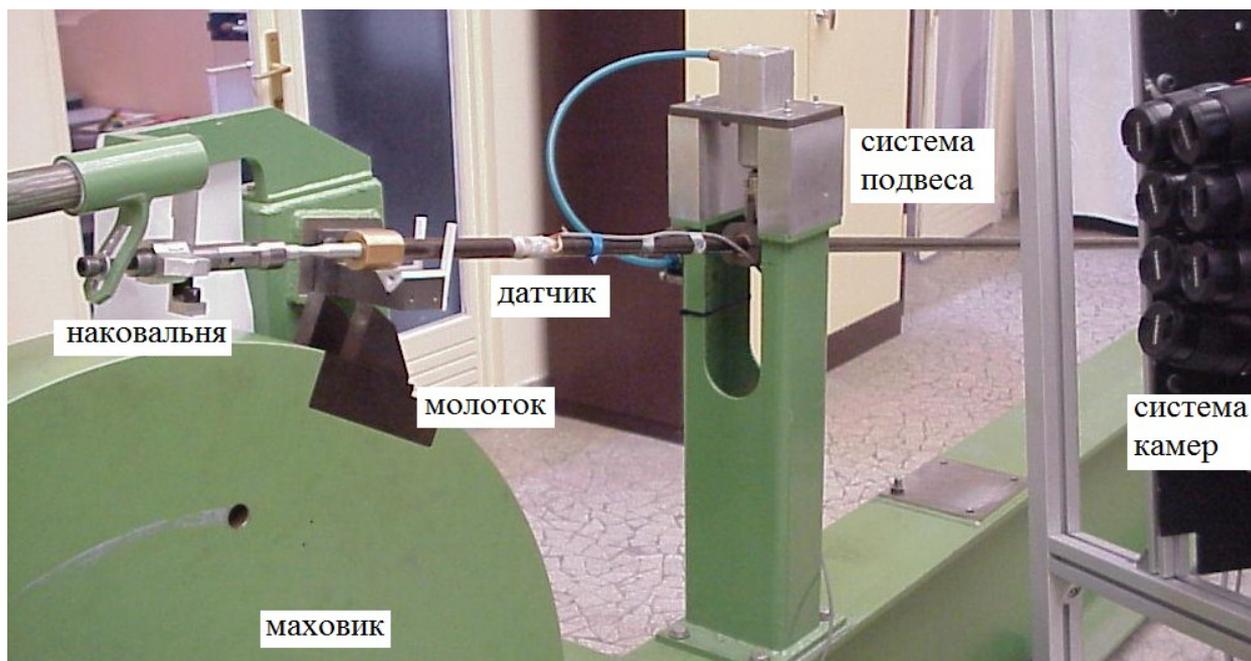


Рисунок 3.5 – Инерционное нагружающее устройство [81]



Рисунок 3.6 – Устройство, позволяющее реализовать динамическое деформирование на фиксированное значение деформации [81]

Исходный и деформированные образцы представлены на рис. 3.4. Диаграммы механических испытаний представлены на рисунке 3.7, DL – обозначено удлинение.

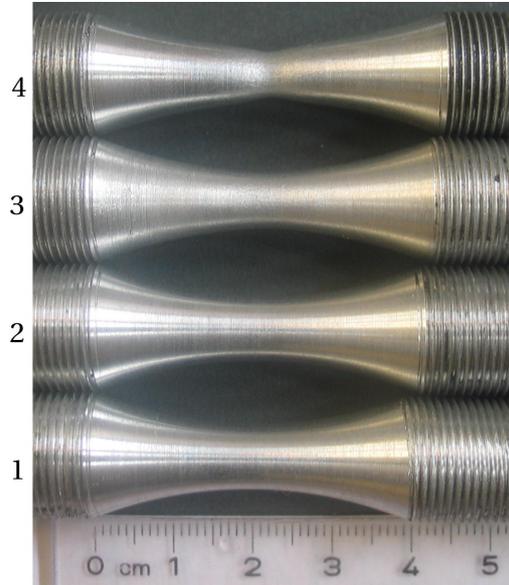


Рисунок 3.7 – Исходный и деформированные образцы [81]

Диаграммы квазистатического и динамического деформирования алюминиевых сплавов представлены на рисунке 3.8.

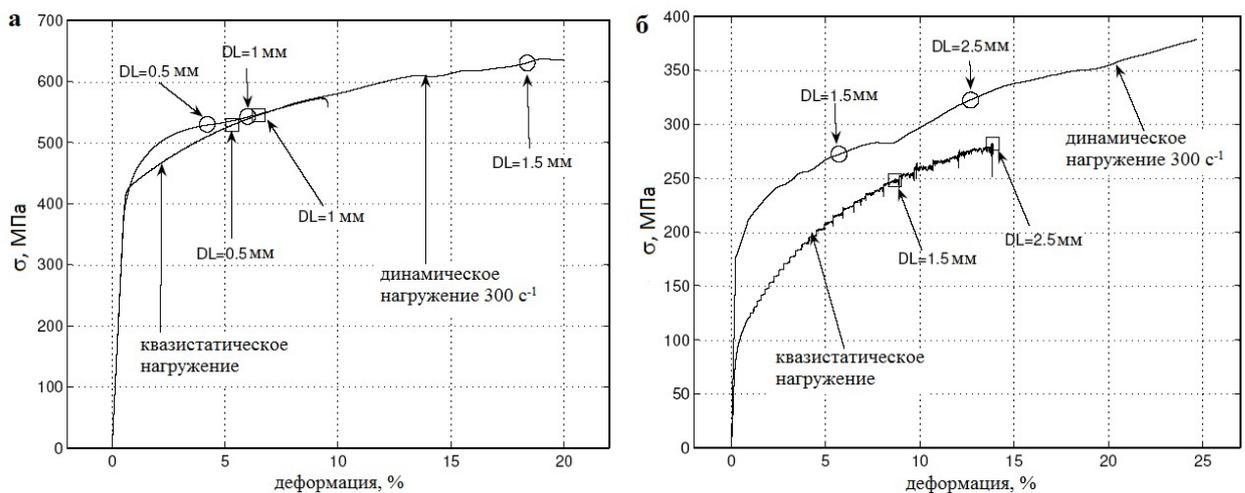


Рисунок 3.8 – Диаграммы квазистатического и динамического деформирования алюминиевых сплавов: а) Al-Cu, б) Al-Mg [81]

Испытания на усталость проводились на испытательной машине резонансного типа (Amsler Vibrophore), представленной на рисунке 3.9, с контролем усилия в условиях полностью обратимого цикла нагрузки-разгрузки. Данная установка позволяет проводить регистрацию частотных характеристик деформируемого образца и остановку процесса усталостного нагружения при резком изменении импеданса при зарождении усталостной трещины или формировании зоны локализации разрушения. Изменение частоты на 0,4 Гц соответствовало появлению трещины с характерным размером ~ 1 мм. Уровень приложенных напряжений позволял проводить исследования усталостного ресурса до значений, соответствующих $2 \cdot 10^5$ циклов.



Рисунок 3.9 – Испытательная машина резонансного типа (Amsler Vibrophore)

Исследование долговечности проводилось для уровня напряжений (220 МПа для Al-Cu, 140 МПа для Al-Mg), соответствующих критическому количеству циклов $\sim 2 \cdot 10^5$, оцениваемых для материалов в исходном (недеформированном) состояниях для условий многоциклового усталости.

Результаты испытаний представлены на рисунке 3.10 и отражают зависимость критического числа циклов (с учетом дисперсии) в зависимости от величины степени предварительной деформации k , определяемой отношением заданной величины деформации к деформации разрушения. Исследовалось от 5 до 10 образцов для каждого типа предварительного нагружения. Эти зависимости отражают высокую чувствительность сплава Al-Cu и низкую чувствительность сплава Al-Mg к предварительному нагружению.

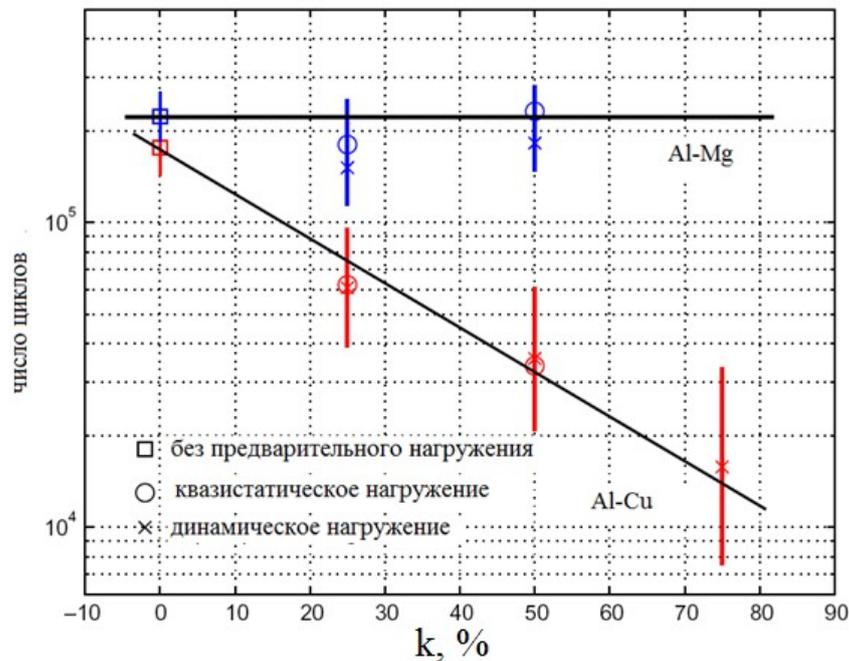


Рисунок 3.10 – Долговечность предварительно деформированных образцов из сплава алюминия Al-Cu и Al-Mg [82]

3.2.3. Методы микроструктурных исследований

Структурные закономерности усталостного разрушения исследовались французскими коллегами на образцах, поверхность разрушения которых «вскрывалась» (после остановки при появлении признаков изменения резонансной частоты в ходе циклического нагружения) при последующем одноосном растяжении. Морфологические особенности поверхности разрушения исследовались с использованием сканирующей электронной микроскопии. Было установлено наличие микротрещин, появление которых инициировало изменение резонансной частоты образцов, и наличие трех характерных зон (рисунок 3.11а,

зоны 1, 2 и 3): зона 1, соответствует зарождению усталостной трещины; зона 2, соответствует формированию области подготовки усталостного разрушения и зона 3, создаваемая заключительным растяжением образца, и имеющая «грубый» структурный рельеф.

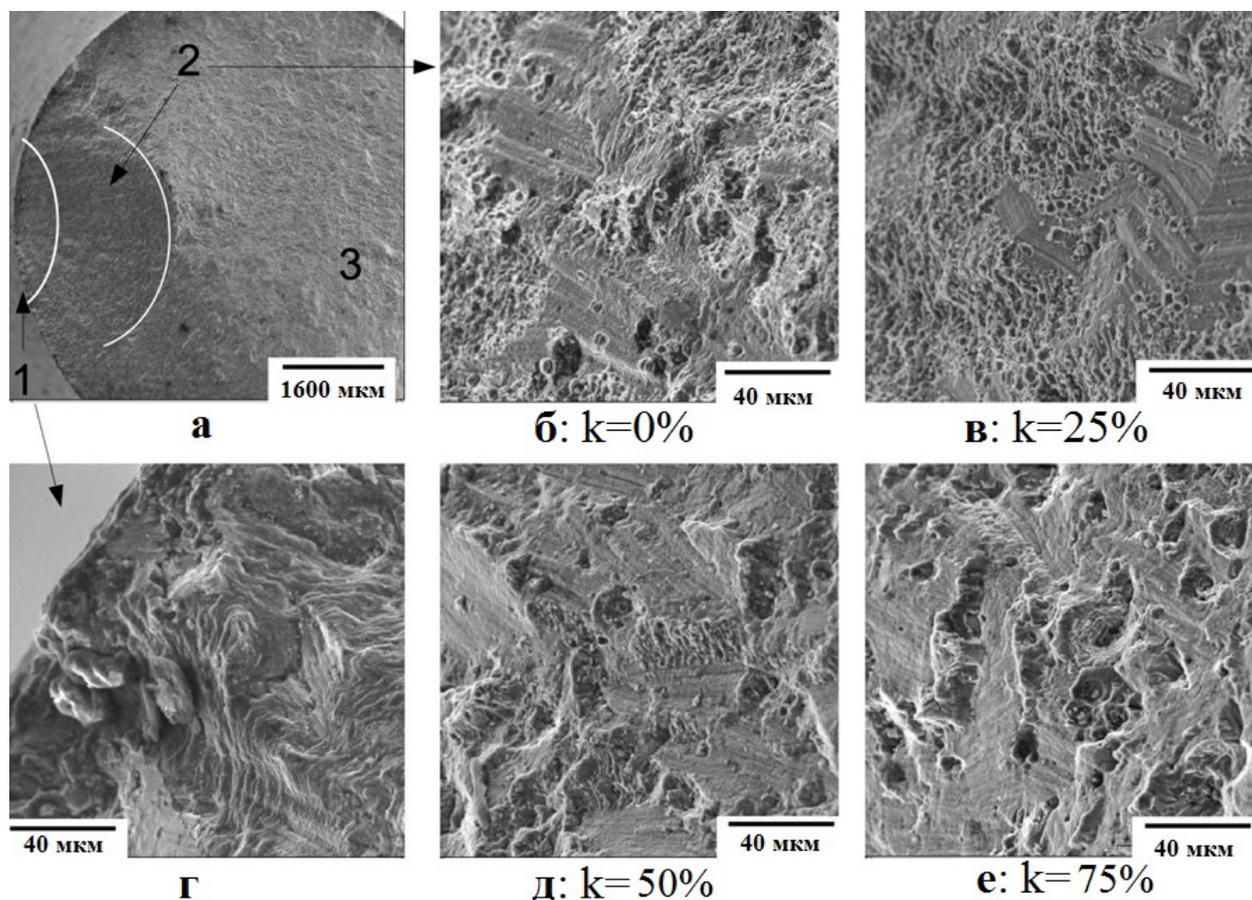


Рисунок 3.11 – Морфология поверхностей разрушения сплава Al-Cu при различных условиях предварительного нагружения (сканирующая электронная микроскопия) [81]

Две зоны (1 и 2) представляли интерес для анализа «восприимчивости» усталостного разрушения (долговечности) к предварительному нагружению. Зона 1 (рисунок 3.11а), расположенная около боковой поверхности образца, содержит множественные случайно расположенные полосы скольжения и микротрещины, и соответствует области инициирования усталостной трещины. Морфология данной зоны не зависит от типа предварительного нагружения. Морфология второй зоны (зона 2, рисунок 3.11а) существенно зависит от величины предварительной деформации (значений k), но обнаруживает слабую чувствительность к скорости деформации (квазистатическое деформирование и динамическое деформирование

300 с⁻¹). На рисунках 3.11б,в,д,е представлены морфологические образы поверхностей разрушения для значений параметра деформирования $k=0\%$, $k=25\%$, $k=50\%$ и $k=75\%$ соответственно. Все поверхности разрушения содержат признаки межзёренного разрушения (усталостные бороздки), и типичную для вязкого разрушения морфологию (шероховатость) рельефа. При большем увеличении для $k=0\%$ (рисунок 3.11б) обнаруживается наличие значительных областей с усталостными бороздками, частично содержащими лунки малого размера. Эти лунки соответствуют включениям интерметаллидов (сферические образы). Поверхности разрушения образцов, соответствующие $k=25\%$, характеризуются большими скоплениями пор с близкими размерами и формой (≈ 6 мкм).

Плоские участки поверхности разрушения включают межзёренное разрушение, без явных признаков усталостных бороздок. Для образцов с $k=50\%$ (рисунок 3.11д) наблюдаются поры с малыми и большими размерами, и плоские зоны разрушения имеют множественную случайную ориентацию. Для образцов с $k=75\%$ (рисунок 3.11е) лунки и поры малых размеров практически исчезают. Скопления пор (≈ 40 мкм) и лунок (≈ 10 мкм) имеют случайную ориентацию на фоне множественных групп регулярных бороздок. Дефекты таких пор и лунок инициируют микротрещины, природа бороздок, по-видимому, обусловлена формированием зон усталостного разрушения по различным направлениям.

На рисунке 3.12 представлены данные морфологии поверхностей разрушения для сплава Al-Mg для одной серии испытаний, так как независимо от области и увеличения, поверхность усталостного разрушения одинакова, как для предварительно нагруженных образцов, так и без предварительного нагружения.

На рисунке 3.12а показан общий вид поверхности разрушения для сплава Al-Mg. Все поверхности разрушения на рисунке 3.12 перпендикулярны направлению нагружения, а гладкая зона соответствует зоне усталостного разрушения. Гладкая зона показана при большем увеличении в виде отдельных областей (метка 1 и метка 2).

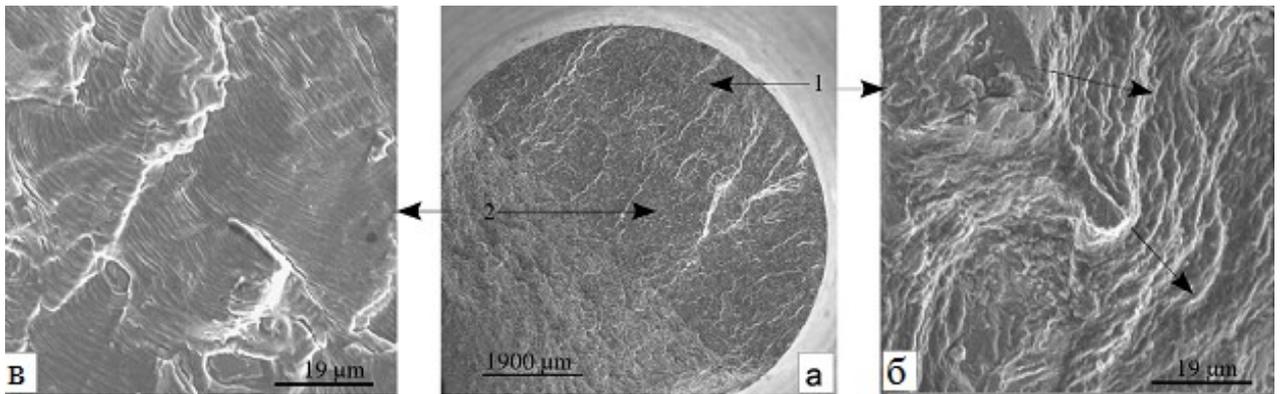


Рисунок 3.12 – Морфология поверхностей разрушения сплава Al-Mg (сканирующая электронная микроскопия) [81]

На рисунке 3.12б показана увеличенная область метки 1, стрелками показаны некоторые микроскопические трещины и линии скольжения, как результат разных направлений распространения трещины. Эта зона соответствует области зарождения усталостной трещины.

На рисунке 3.12в показана увеличенная область метки 2, видны серии регулярных тонких и мелких бороздок перпендикулярных направлению роста трещины. Эта зона соответствует зоне роста усталостного разрушения.

3.2.4. Методика фрактального анализа на основе показателя Хёрста

Количественный анализ рельефа поверхностей разрушения был применен для определения состояний материалов, подвергнутых различной истории предварительного нагружения, и при последующем усталостном нагружением. 3D образы поверхности разрушения при увеличении $\times 400$ и $\times 2000$ (рисунок 3.13) были сканированы с использованием New View интерферометра-профилометра с целью изучения масштабно-инвариантных закономерностей процесса усталостного разрушения для предварительно деформированных образцов.

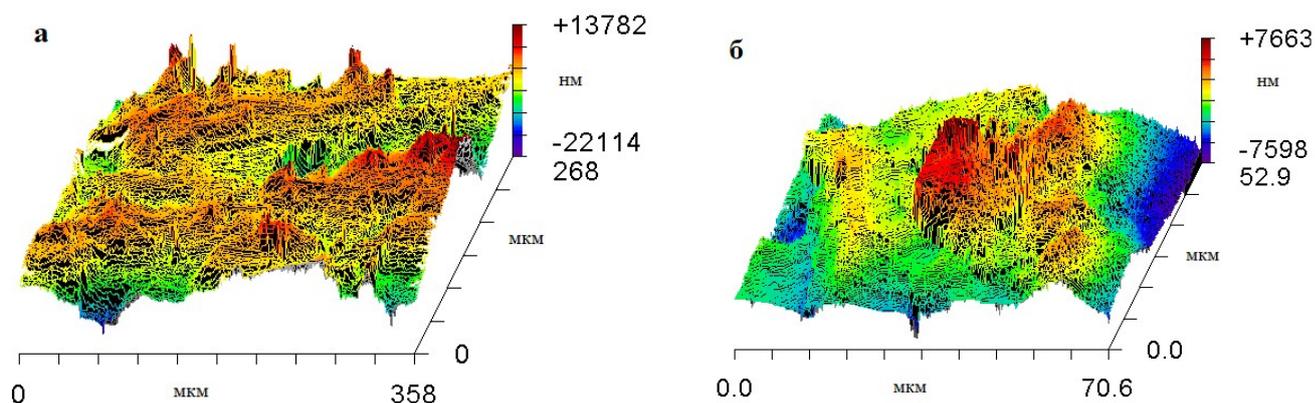


Рисунок 3.13 – Характерный 3D New View-образ поверхности разрушения сплава Al-Mg №1 в зоне 2, увеличение: а) $\times 400$, б) $\times 2000$)

Области сканирования распределялись по зоне 2 (рисунок 3.14) и анализировались одномерные образы-срезы рельефа поверхности в радиальном направлении по отношению к границе раздела между зонами 1 и 2.

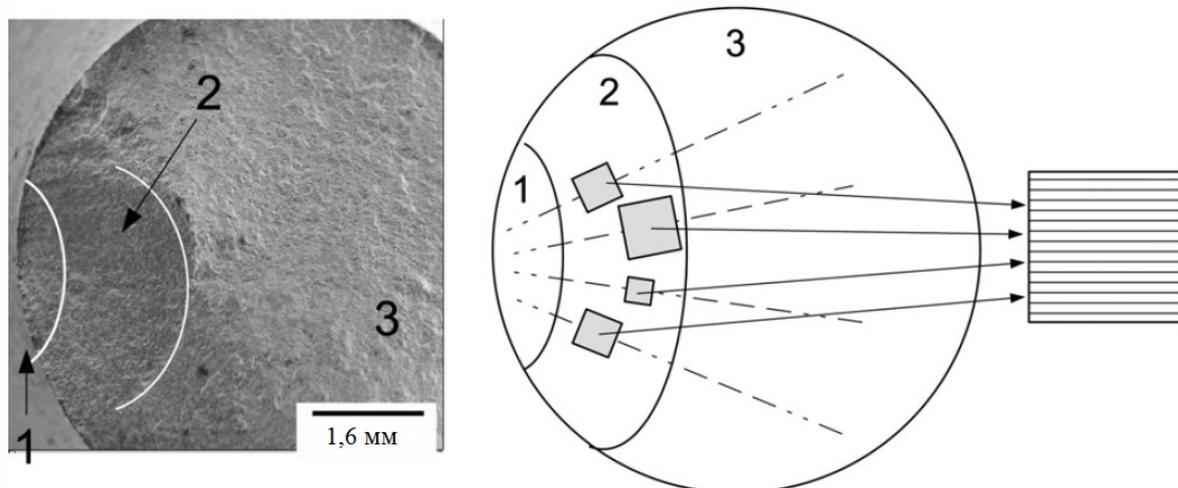


Рисунок 3.14 – Схематическое представление процедуры сканирования зоны усталостного разрушения

От 10 до 30 одномерных «срезов» (рисунок 3.15) анализировались в пределах каждого «окна», обеспечивая представительство данных о структуре рельефа, индуцированного дефектами, с вертикальным разрешением $\sim 0,1$ нм и горизонтальным $\sim 0,1$ мкм.

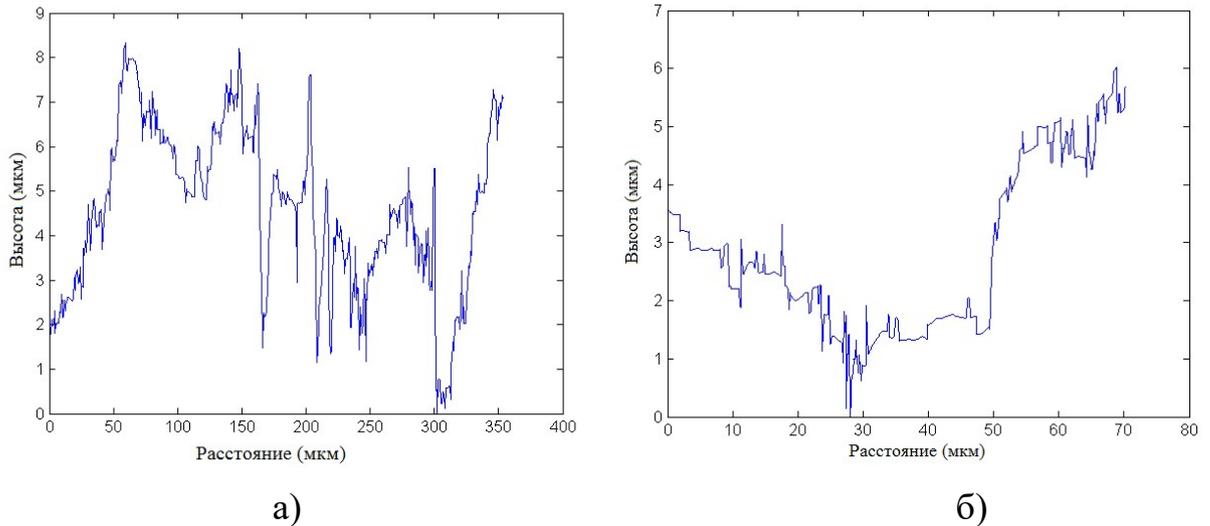


Рисунок 3.15 – Характерные одномерные «срезы» рельефа поверхности разрушения сплава Al-Mg №1 в зоне 2 при увеличении: а) $\times 400$ и б) $\times 2000$

Для определения показателя структурного скейлинга H , измеренных профилей, использовалась методика определения показателя Херста, описанная в главе 1.

По формуле (3.1) вычислялась функция $K(w)$, представляющая собой усредненную разность в значениях максимальной и минимальной высот рельефа поверхности разрушения на отрезке длины w , H -показатель шероховатости (показатель Хёрста).

$$K(w) = \left\langle \max_{x_0 < x' < x_0 + w} (h(x')) - \min_{x_0 < x' < x_0 + w} (h(x')) \right\rangle_{x_0} \propto w^H \quad (3.1)$$

Представление этих данных в логарифмических координатах в соответствие с соотношением (3.1) по постоянству наклона позволяет провести оценку показателя шероховатости H (показателя структурного скейлинга).

В таблице 3.3 представлены средние значения показателя Хёрста для сплава Al-Si и каждого типа последовательности нагрузки. Границы доверительных интервалов определялись по формулам (2.2–2.4). Значения показателя H отражают режим кинетики трещины, который характерен для многоциклового усталости ($H=0,64 - 0,71$).

Таблица 3.3. Зависимость показателя Херста для различных условий предварительного деформирования для сплава Al-Cu

Сплав	Тип нагружения	Удл. (мм)	H
2017A-T3 (Al-Cu)	Недеформированный	0	0,67 ± 0,01
	Квазистатическое растяжение	0,5	0,68 ± 0,01
	Квазистатическое растяжение	1	0,66 ± 0,01
	Динамическое растяжение	0,5	0,65 ± 0,01
	Динамическое растяжение	1	0,64 ± 0,01
	Динамическое растяжение	1,5	0,71 ± 0,01

Микроструктурные свойства поверхностей излома для сплава Al-Cu показали масштабную универсальность в терминах показателя Хёрста. Постоянство показателя Хёрста отражает самоподобный сценарий кинетики повреждённости, обеспечивающий переход к разрушению при распространении трещины при многоциклового усталости. Высокая чувствительность сплава Al-Cu к предварительному нагружению может быть обусловлена многомасштабным каналом освобождения свободной энергии, который обеспечивает самоподобие микроструктурных изменений в широком диапазоне пространственных масштабов.

Для сравнения чувствительности сплава Al-Cu и Al-Mg к предварительному нагружению в терминах показателя структурного скейлинга H и определения точек кроссовера, профили снимались при одинаковом увеличении (x2000) и применялась методика M. Zaiser [48] и E. Vouchaud [49].

По формуле (3.2) вычислялась функция $K(r)$, представляющей собой усредненную разность в значениях высот рельефа поверхности разрушения:

$$K(r) = \left\langle (z(x+r) - z(x))^2 \right\rangle_x^{1/2} \propto r^H, \quad (3.2)$$

где H – показатель шероховатости (показатель Хёрста).

Представление этих данных в логарифмических координатах в соответствие с соотношением (3.2) позволяет провести оценку показателя шероховатости (показателя структурного скейлинга) как пространственного инварианта, определяемого постоянством наклона зависимости $\log_2 K(r)$ от $\log_2(r)$ в диапазоне масштабов (L_{\min}, L_{\max}) , (рисунки 3.16–3.20). Разрешение интерферометра позволяет определить существование верхних L_{\max} и нижних L_{\min} границ масштабной инвариантности.

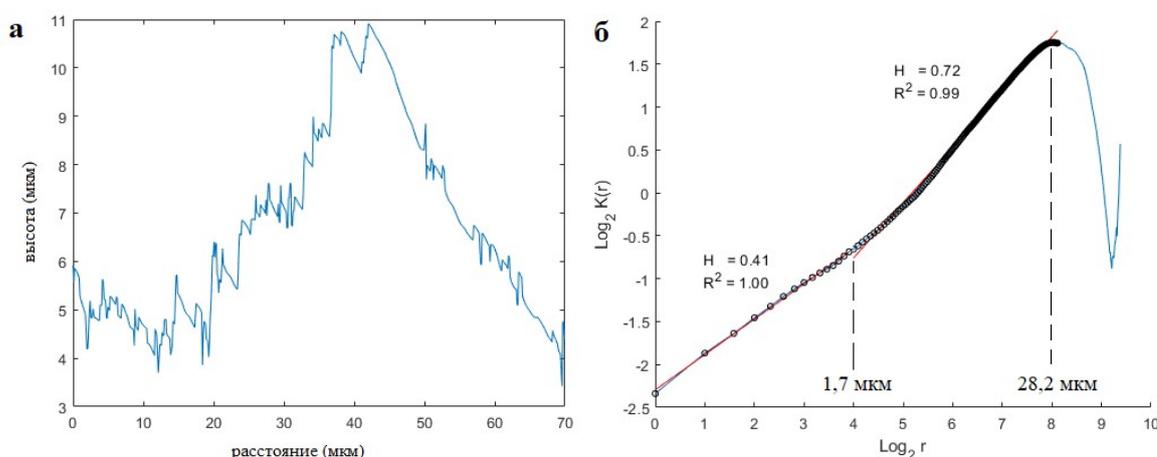


Рисунок 3.16 – Характерный: а) одномерный профиль, б) вид зависимости $\log_2 K(r)$ от $\log_2(r)$ деформированного образца Al-Mg №2

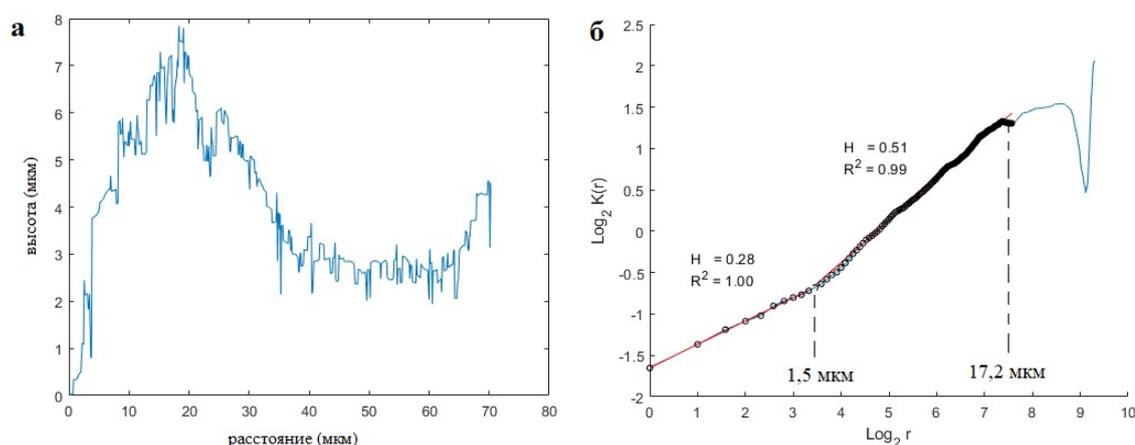


Рисунок 3.17 – Характерный: а) одномерный профиль, б) вид зависимости $\log_2 K(r)$ от $\log_2(r)$ деформированного образца Al-Mg №4

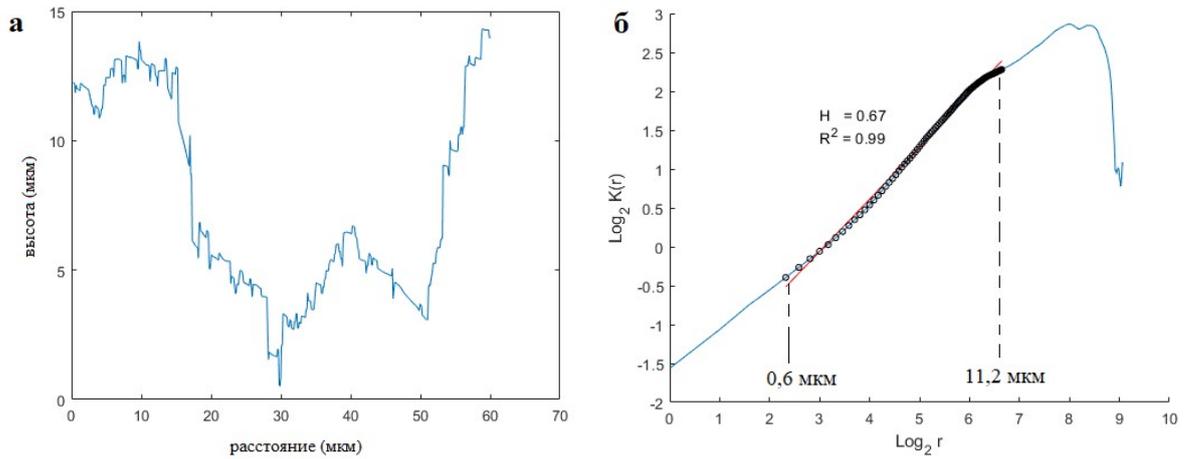


Рисунок 3.18 – Характерный: а) одномерный профиль, б) вид зависимости $\log_2 K(r)$ от $\log_2(r)$ деформированного образца Al-Mg №5

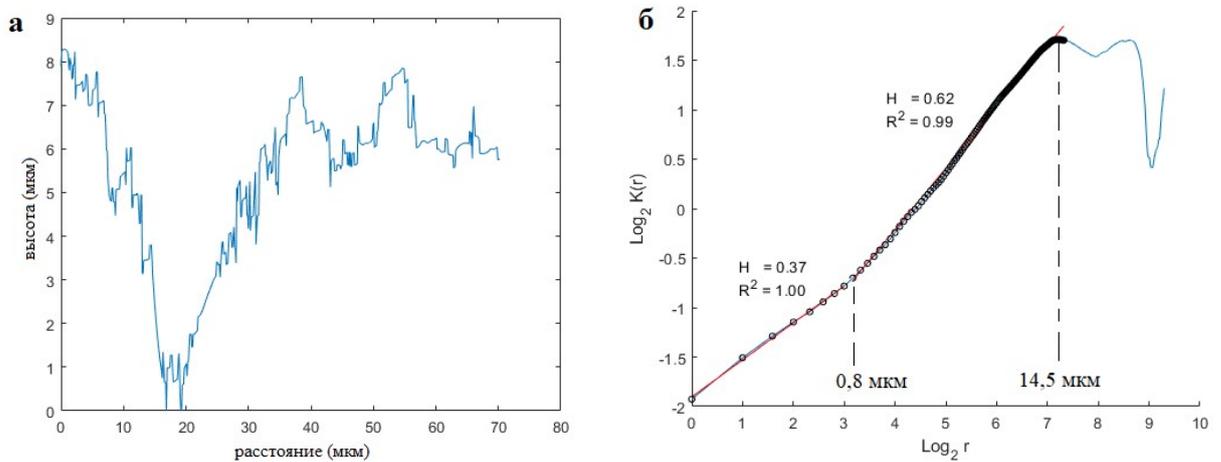


Рисунок 3.19 – Характерный: а) одномерный профиль, б) вид зависимости $\log_2 K(r)$ от $\log_2(r)$ деформированного образца Al-Cu №9

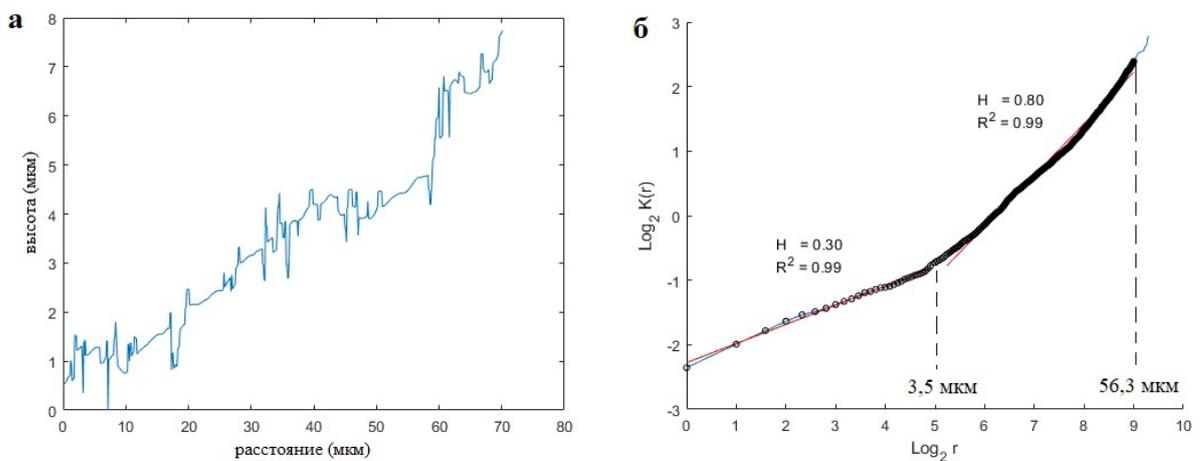


Рисунок 3.20 – Характерный: а) одномерный профиль, б) вид зависимости $\log_2 K(r)$ от $\log_2(r)$ деформированного образца Al-Cu №11

В таблице 3.4 представлены средние значения показателя Хёрста для каждого типа последовательности нагрузки сплава Al-Mg и Al-Cu. Границы доверительных интервалов определялись по формулам (2.2–2.4)

Таблица 3.4. Зависимость показателя Херста для различных условий предварительного деформирования

Сплав	Номер образца	Тип нагружения	Удл. (мм)	H	L _{min} , мкм	L _{max} , мкм
5454-O (Al-Mg)	1	Недеформированный	0	0,66±0,04	0,7±0,3	11,9±0,3
	2	Квазистатическое растяжение	1,5	0,70±0,03	1,7±0,2	28,2±1,4
	3	Квазистатическое растяжение	2,5	0,57±0,05	1,6±0,2	20,4±0,4
	4	Динамическое растяжение	1,5	0,51±0,04	1,6±0,1	17,7±0,5
	5	Динамическое растяжение	2,5	0,64±0,05	0,6±0,3	12,7±1,5
2017A-T3 (Al-Cu)	6	Недеформированный	0	0,56±0,09	0,9±0,2	28,2±0,3
	7	Квазистатическое растяжение	0,5	0,53±0,05	0,9±0,3	14,1±0,2
	8	Квазистатическое растяжение	1	0,44±0,04	1,8±0,2	28,2±0,4
	9	Динамическое растяжение	0,5	0,62±0,05	0,5±0,3	14,1±0,3
	10	Динамическое растяжение	1	0,46±0,10	1,8±0,2	28,2±0,3
	11	Динамическое растяжение	1,5	0,71±0,09	3,5±0,2	56,3±0,5

Обнаружена высокая чувствительность сплава Al-Cu к предварительному нагружению, что проявляется в увеличении верхних границ пространственных масштабов до ~56 мкм, на которых показатель Херста остаётся постоянным по сравнению со сплавом Al-Mg ~28 мкм.

В работе E. Vouchaud [49] приводятся результаты по исследованию показателя шероховатости ζ , корреляционной длины ζ_c и длины кроссовера ξ_c анализируемых профилей. Длина кроссовера ξ_c определялась как пересечение

двух асимптотических степенных режимов с показателями 0,5 и 0,78 (рисунок 1.11), в нашем случае асимптотические степенные режимы соответствовали показателям 0,3 и 0,8 (рисунок 3.20).

Экспериментальные результаты, приведенные в настоящей главе, опубликованы в работах [82,83].

3.3. Обсуждение результатов

Обнаружена высокая чувствительность сплава Al-Cu к предварительному нагружению, что проявляется в увеличении верхних границ пространственных масштабов до ~56 мкм, на которых показатель Херста остаётся постоянным по сравнению со сплавом Al-Mg ~28 мкм. Роль этих масштабов отражена в соответствующей форме закона роста усталостной трещины, что будет показано в следующей главе.

Низкая чувствительность сплава Al-Mg к предварительному нагружению обусловлена высокой степенью адаптации материала к различным режимам предварительного нагружения – иницированием механизмов структурной релаксации различного масштабного уровня.

Универсальность в поведении деформационных дефектных структур (в терминах показателя Хёрста) позволяет связать разрушение различных классов материалов с определённым типом критических явлений.

Постоянство показателя Хёрста на широком спектре масштабов, включающем масштабы эволюции типичных дефектных субструктур, позволяет сделать вывод, что кинетика распространения трещин может быть рассмотрена в рамках широкого класса критических явлений – структурно-скейлинговых переходов [60-62], описывающих эволюцию дефектов различных масштабных уровней. Определение показателя Хёрста деформационных дефектных структур может рассматриваться как физическое объяснение универсальности данного класса критических явлений применительно к сценариям разрушения различных классов материалов и влияния структуры (в том числе формируемой случайными

динамическими воздействиями) на «пороговые» характеристики перехода пластически деформированного материала к разрушению.

Установленные закономерности поведения ансамблей дефектов позволяют провести анализ стадийности процессов разрушения как критического явления, оценить степень "критичности" текущих состояний, исследовать роль механизмов релаксации при оценке долговечности материалов и конструкций авиационного моторостроения, оценить допустимые нагрузки при динамическом нагружении, развить подходы для описания закономерностей разрушения в широком диапазоне интенсивностей нагрузок, предложить эффективные методы структурного и динамического мониторинга, основанные на методах корреляционного (фрактального) анализа, предложить новые методы оценки надежности, неразрушающего контроля.

3.4. Выводы к главе 3

Таким образом, на основе проведенных исследований макроскопического рельефа на образцах из сплава алюминия можно сделать следующие выводы:

1. Обоснован метод оценки усталостной восприимчивости металлов и сплавов к предварительному динамическому нагружению на основе вычисления пространственных инвариантов деформационных дефектных структур, формируемых в окрестности вершины усталостной трещины;

2. На основе анализа данных профилометрии высокого разрешения поверхностей разрушения установлена связь усталостной восприимчивости алюминиевых сплавов, подвергнутых предварительному нагружению и характеристиками масштабной инвариантности дефектных структур.

3. Обнаружена высокая чувствительность сплава Al-Cu к предварительному нагружению, что проявляется в увеличении верхних границ пространственных масштабов до ~56 мкм, на которых показатель Херста остаётся постоянным по сравнению со сплавом Al-Mg ~28 мкм.

ГЛАВА 4. ОЦЕНКА ДОЛГОВЕЧНОСТИ СПЛАВОВ АМГ6 И Д16Т ПРИ КОМБИНИРОВАННОМ ДИНАМИЧЕСКОМ И ПОСЛЕДУЮЩЕМ ГИГАЦИКЛОВОМ НАГРУЖЕНИИ

В настоящей главе проведено исследование кинетики роста усталостных трещин в сплавах алюминия АМГ6 и Д16Т в режиме гигациклового усталости при предварительном динамическом деформировании. Актуальность постановки определяется важными приложениями – оценкой ресурса материалов и элементов конструкций авиационных газотурбинных двигателей в условиях полетного цикла при случайных динамических воздействиях. Предварительное нагружение образцов осуществлялось динамическим растяжением на разрезном стержне Гопкинсона-Кольского при скоростях деформации до $\sim 10^3 \text{ с}^{-1}$, последующем гигацикловом нагружении на ультразвуковой испытательной машине Shimadzu USF-2000 и количественным анализом фрактографии изломов на основе данных профилометрии и сканирующей электронной микроскопии. Ультразвуковая испытательная машина позволяет испытывать образцы на базе 10^8 - 10^{10} циклов с амплитудой от 1-го и до нескольких десятков микрометров с частотой 20 кГц, что сокращает время испытания до нескольких дней в отличие от классических усталостных установок, в которых такое число циклов достигается за длительный период.

Характерной чертой развития разрушения в условиях гигациклового усталости является решающее влияние на усталостную долговечность стадии инициирования усталостной трещины. При этом качественным отличием является образование усталостной трещины в объеме материала, что решающим образом меняет постановку проблемы оценки усталостного ресурса, методов исследования стадийности развития разрушения. Роль стадии инициирования особенно важна для гигациклового режима нагружения, которые характеризуются зарождением очага разрушения в форме «fish-eye» («рыбий глаз») в объеме материала, образованием особой зоны с сильно измельченным зерном (FGA) вокруг очага, что является предметом интенсивных исследований.

Анализ многомасштабных закономерностей формирования поверхностного рельефа на основе пространственных инвариантов (показатель Херста) используется для количественного анализа морфологии поверхностей разрушения. В качестве метода количественного анализа для установления корреляций между механическими свойствами и морфологией поверхностей разрушения, формирующихся в процессе динамического нагружения, и гигацикловой усталости, использовались данные профилометрии, полученные с использованием интерферометра-профилометра New-View 5010 (разрешение от 0,1 нм), и методы обработки, основанные на вычислении масштабно-инвариантных характеристик профилей шероховатости.

Данный подход является перспективным для идентификации стадийности и механизмов усталостного разрушения и может использоваться для определения признаков «критичности» перехода к разрушению и оценки усталостного ресурса.

4.1. Материал и условия эксперимента

Предварительное нагружение образцов из сплава алюминия АМг6 и Д16Т осуществлялось динамическим растяжением на разрезном стержне Гопкинсона-Кольского (РСГ) (рисунок 4.1а) при скоростях деформации до $\sim 10^3 \text{ с}^{-1}$, после чего образцы подвергались циклическим на испытательной машине резонансного типа Shimadzu USF-2000 (рисунок 4.1б) при принудительном воздушном охлаждении сжатым воздухом с последующим изучением фрактографии изломов разрушенных образцов.



Рисунок 4.1 – Испытательный комплекс в лаборатории Физических основ прочности ИМСС УрО РАН: а) Разрезной стержень Гопкинсона-Кольского, б) ультразвуковая испытательная машина Shimadzu USF-2000

Геометрия образцов представлена на рисунке 4.2.

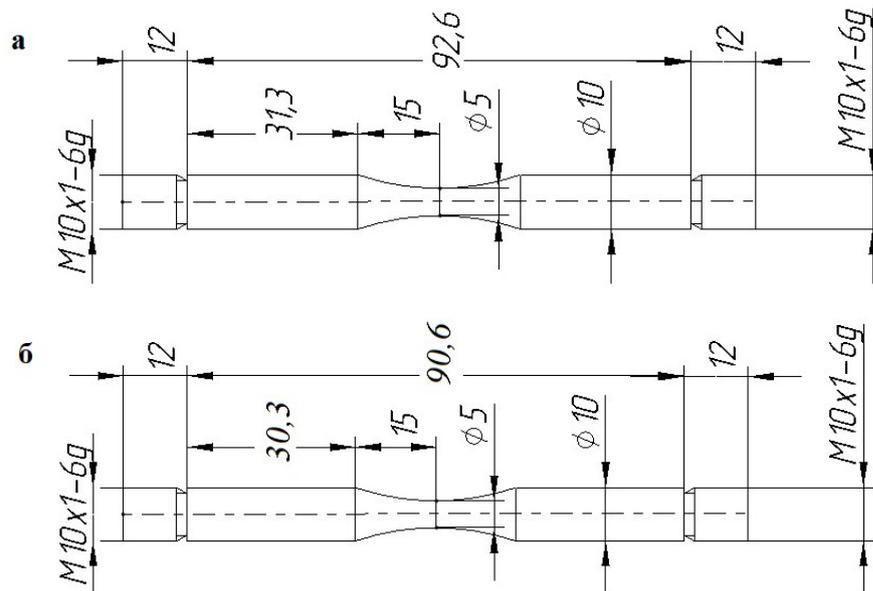


Рисунок 4.2 – Геометрия образцов на растяжение: а) АМг6, б) Д16Т

Химический состав и механические характеристики сплавов представлены в таблицах 1 и 2.

Таблица 4.1 Химический состав алюминиевых сплавов (в процентном содержании)

	Al	Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Zn	Be	Ti	Cr
АМг6	91.1-93.68	0.10	5.8-6.8	0.5-0.8	0.4	0.4	0.20	0.0002-0.005	0.02-0.1	
Д16Т	90.9-94.7	3.8-4.9	1.2-1.8	0.3-0.9	<0.5	<0.5	0.25	–	<0.15	<0.15

Таблица 4.2 Квазистатические характеристики при растяжении АМг6 и Д16Т

Сплав	Модуль упругости (ГПа)	Предел текучести (МПа)	Предел прочности (МПа)	Максимальное удлинение (%)
АМг6	71	180	355	25
Д16Т	72	300	470	19

Система для испытаний при растяжении состоит из двух длинных стержней (нагружающего и опорного) с достаточно высоким пределом текучести и образца, расположенного между их торцами. Схематически установка показана на рисунке 4.3.

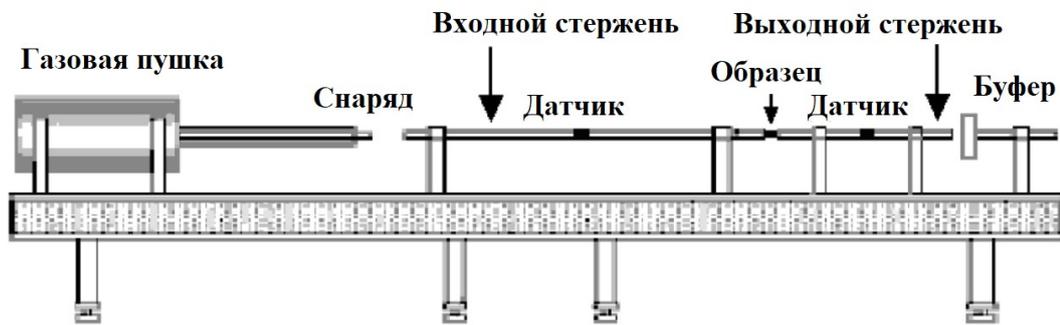


Рисунок 4.3 – Схема РСТ

Схема испытаний на растяжение и картина распространения волн в системе РСТ представлена на рисунке 4.4.

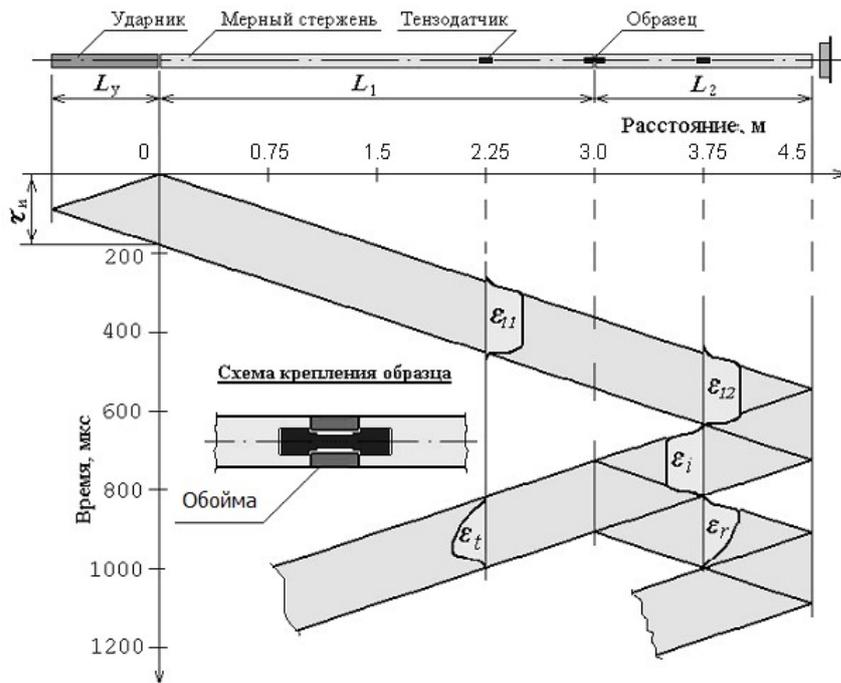


Рисунок 4.4 – Картина распространения волн в системе РСТ

Для динамического растяжения образцов нагружающий стержень принимался в два раза длиннее опорного стержня, который имел свободный задний торец. Образец соединялся со стержнями с помощью резьбы с использованием упорного кольца, рисунок 4.5а.

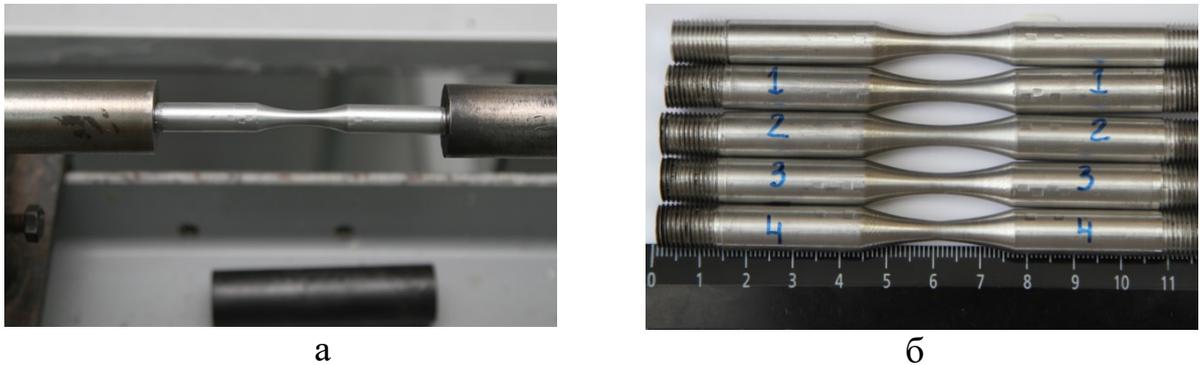


Рисунок 4.5 – Внешний вид образцов: а) образец, установленный в РСГ для предварительного динамического нагружения (обойма для наглядности снята); б) исходный и после испытаний образцы на динамическое растяжение

Ускоряемый с помощью компактной газовой пушки ударник воздействует на левый торец первого мерного (входного) стержня, инициируя в нем продольный одномерный импульс сжатия $\varepsilon_{11}(t)$ (рисунок 4.4). Нагружающий импульс сжатия свободно проходит через опорное кольцо и образец, не вызывая пластической деформации в образце (основная часть волны распространяется через кольцо, имеющее высокий предел текучести), во второй (выходной) стержень волной $\varepsilon_{12}(t)$ и, достигнув свободного торца этого стержня, отражается волной растяжения. Этот импульс растяжения является исходной падающей волной для растяжения образца. Импульс растяжения, достигнув образца, частично проходит через него в первый стержень, частично отражается во второй стержень. Образец при этом претерпевает пластическую деформацию в области примыкающей к наименьшему сечению образца (рисунок 4.5б).

4.2. Усталостные испытания образцов

Образцы, подвергнутые предварительному динамическому нагружению, в соответствии с методикой испытаний приводились к необходимой геометрии механической обработкой (рисунок 4.6) и испытывались на циклическое нагружение (с коэффициентом асимметрии $R=-1$). Усталостное нагружение проводилось на испытательной машине резонансного типа Shimadzu USF-2000 (рисунок 4.1б) при уровнях напряжений 105-162 МПа.

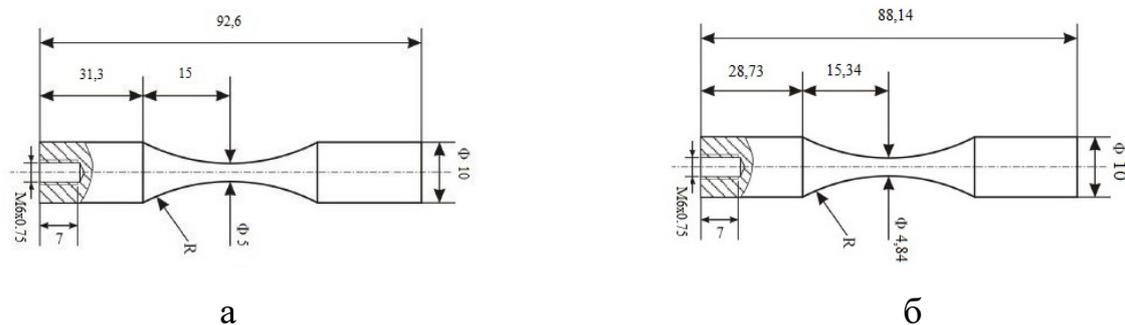


Рисунок 4.6 – Геометрия образцов: а) АМг6; б) Д16Т

Ультразвуковая испытательная машина позволяет испытывать материалы на базе $10^9 - 10^{10}$ циклов с амплитудой от 1-го и до нескольких десятков микрометров частотой 20 кГц, что значительно сокращает время испытания.

Испытательная машина, позволяющая реализовать циклическое нагружение в гигациковом диапазоне, состоит из следующих основных частей (рисунок 4.7):

1. Генератор, преобразующий частоту 50 Гц в ультразвуковой электрический синусоидальный сигнал с частотой 20 кГц.
2. Пьезоэлектрический преобразователь, генерирующий продольные ультразвуковые волны и механическое воздействие частотой 20 кГц.
3. Ультразвуковой волновод, увеличивающий амплитуду механического напряжения в рабочей (средней) части образца.

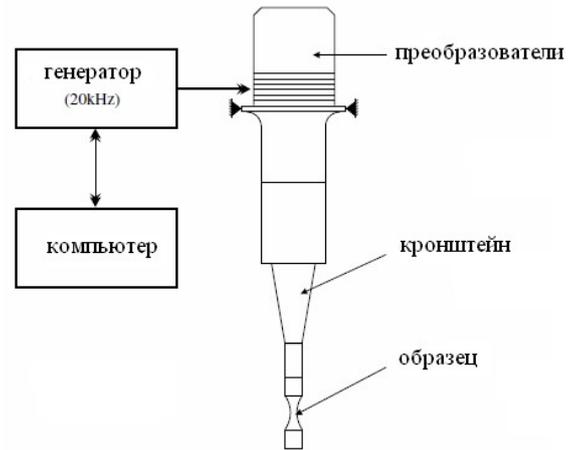
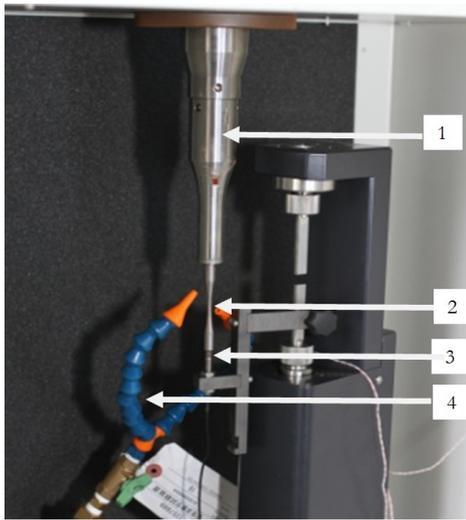
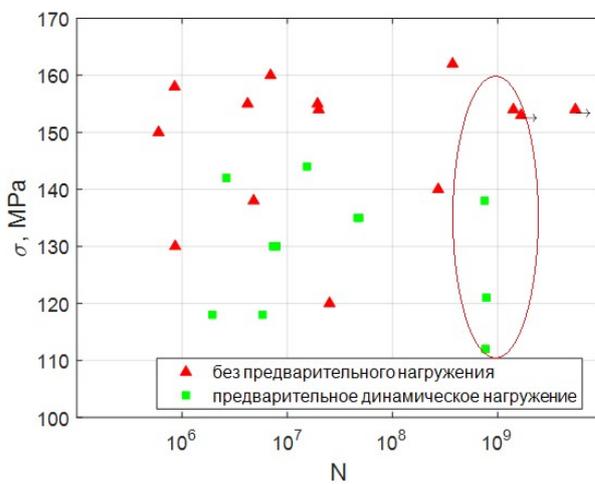
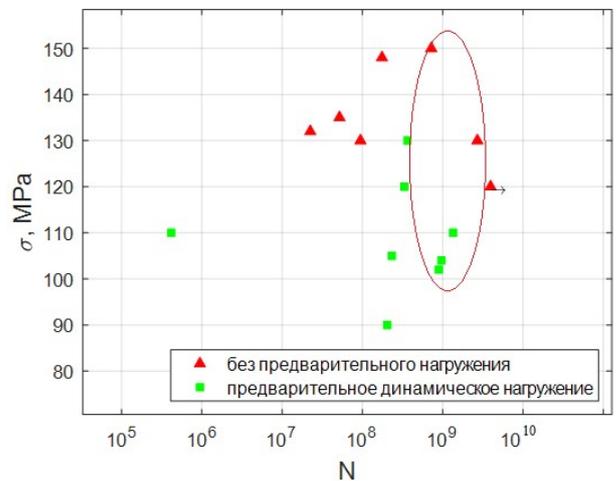


Рисунок 4.7 – Схема ультразвуковой машины экспериментальной установки: 1-волновод (хорн), 2 - образец, 3 - датчик перемещения, 4 - система охлаждения

Циклическое нагружение при указанных режимах показало снижение до ~25% предельного напряжения разрушения предварительно нагруженного сплава АМг6 с уровня напряжения 152 МПа в исходном (недеформированном) состоянии до уровня напряжений 112 МПа (рисунок 4.8а), соответствующего критическому количеству циклов $\sim 10^9$.



а



б

Рисунок 4.8 – σ -N кривая в случае динамического предварительного нагружения и без предварительного нагружения: а) АМг6; б) Д16Т

Обнаружено также снижение до ~30% предельного напряжения разрушения предварительно нагруженного сплава Д16Т с уровня напряжения 150 МПа в

исходном (недеформированном) состоянии до уровня напряжений 105 МПа (рисунок 4.8б), соответствующего критическому количеству циклов $\sim 10^9$.

4.3. Фрактальный анализ

Поверхностный рельеф разрушенных образцов исследовался с помощью интерферометра-профилометра высокого разрешения New-View 5010 и затем анализировался методами фрактального анализа для определения условий коррелированного поведения шероховатости, обусловленной многомасштабным развитием поврежденности, для определения условий зарождения и распространения трещин.

При усталостных испытаниях сплава АМгб наблюдались два типа разрушения образцов. Первый, когда образцы разрушались непосредственно во время эксперимента. Второй, когда образцы, обладающие явными признаками разрушения (сильное изменение резонансной частоты испытаний, выход усталостной трещины на поверхность), уже были не способны продолжать выдерживать усталостную нагрузку в резонансной частоте. Поверхность разрушения образцов первого и второго типа «вскрывалась» охлаждением образцов жидким азотом и последующим доломом. Предполагалось, что поверхность разрушения в режиме гигацикловой усталости уже сформировалась в процессе эксперимента и занимает большую часть поверхности разрушения, что сопровождается изменением резонансной частоты испытаний.

При разрушении цилиндрических образцов за число циклов, соответствующих многоцикловой усталости (10^6 - 10^7), трещина образуется с поверхности образца (рисунок 4.9а). При разрушении предварительно нагруженных образцов из сплава АМгб на базе 10^8 циклов и более трещина образуется внутри образца, и на поверхности разрушения видна характерная для такого режима усталости область излома – «рыбий глаз» («fish-eye»), в центре которой находится очаг разрушения, окруженный областью с фрагментированной (субмикроструктурной) структурой (светлая область), рисунок 4.9б.

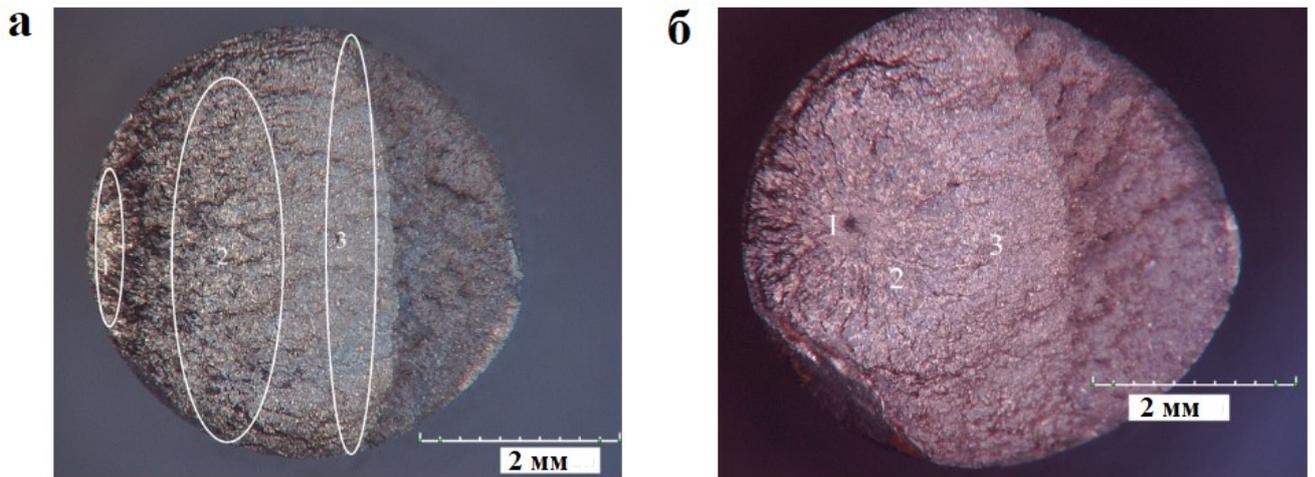


Рисунок 4.9 – Характерный рельеф поверхности зоны усталостного разрушения сплава АМгб: а) при многоцикловой усталости №1 ($\sigma = 130$ МПа, $N = 7,33 \cdot 10^6$), б) при гигацикловой усталости №2 ($\sigma = 120$ МПа, $N = 7,82 \cdot 10^8$)

Количественный анализ морфологии поверхностей разрушения проводился на интерферометре-профилометре New-View 5010. Области сканирования распределялись по зоне роста усталостной трещины (рисунки 4.10 – 4.11) и анализировались одномерные образы-срезы рельефа поверхности в радиальном направлении по отношению к границе раздела между зонами 1 и 3.

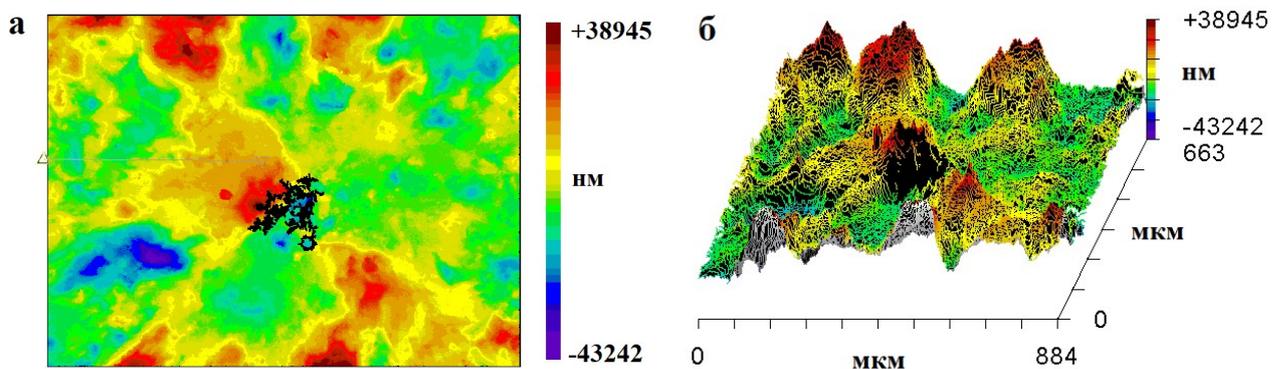


Рисунок 4.10 – Морфология поверхности разрушения (увеличение $\times 80$), образец АМгб №2 ($\sigma = 120$ МПа, $N = 7,82 \cdot 10^8$): а) карта высот, б) 3D образ рельефа

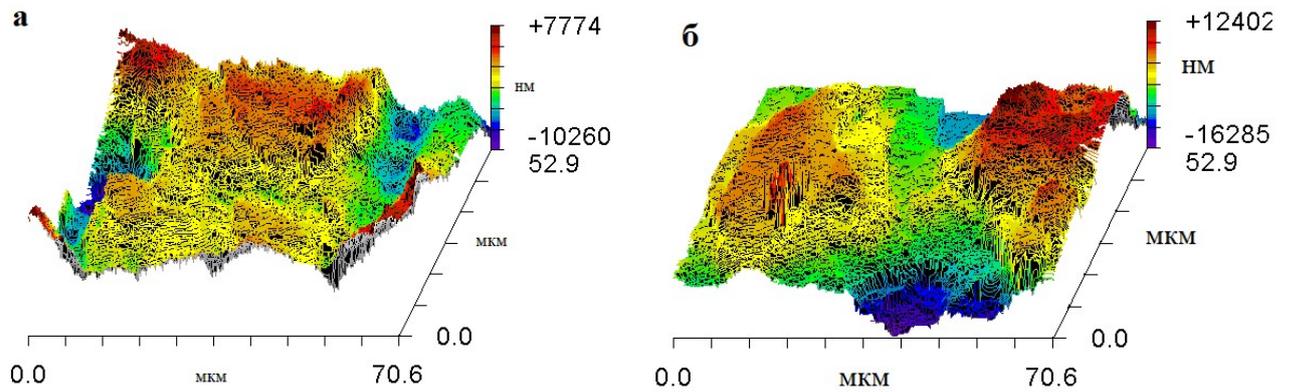


Рисунок 4.11 – 3D образ рельефа поверхности (увеличение $\times 2000$) образец АМг6 №2 ($\sigma = 120$ МПа, $N = 7,82 \cdot 10^8$): а) внутри «fish-eye», б) вне «fish-eye»

От 12 до 18 одномерных «срезов» анализировались в пределах каждого «окна», обеспечивая представительность данных о структуре рельефа, индуцированного дефектами, с вертикальным разрешением $\sim 0,1$ нм и горизонтальным $\sim 0,1$ мкм.

Для определения минимального (критического) масштаба l_{sc} , соответствующему установлению длинно-корреляционных взаимодействий в ансамблях дефектов использовался метод определения показателя Херста. По одномерным профилям рельефа поверхности разрушения вычислялась функция $K(r)$ по формуле [4-5]:

$$K(r) = \left\langle (z(x+r) - z(x))^2 \right\rangle_x^{1/2} \propto r^H, \quad (4.1)$$

где $K(r)$ представляет собой усредненную разность значений высот рельефа поверхности $z(x+r)$ и $z(x)$ на окне размером r , H – показатель Херста (показатель шероховатости).

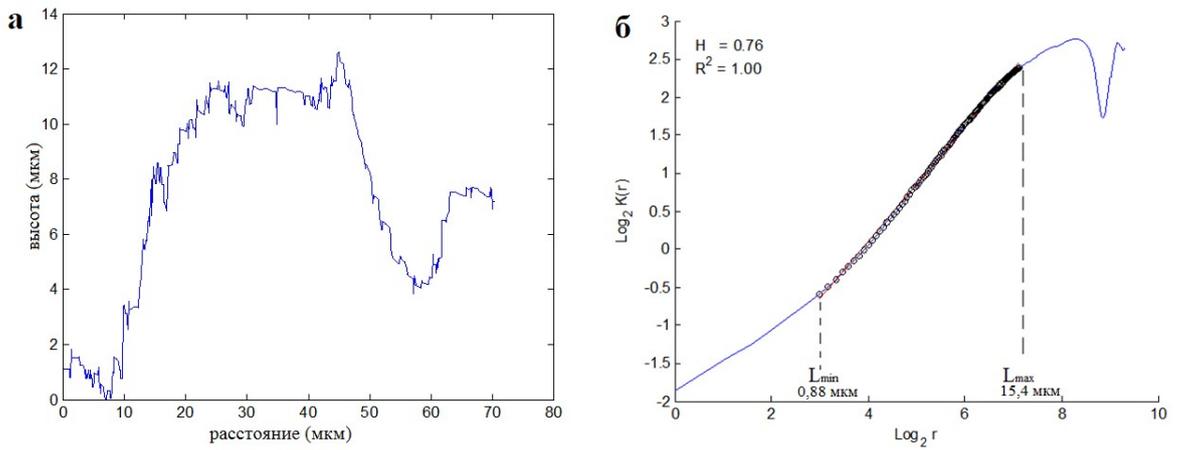


Рисунок 4.12 – Характерный: а) одномерный профиль, б) вид зависимости $\log_2 K(r)$ от $\log_2(r)$ образец АМГ6 №2 ($\sigma = 120$ МПа, $N = 7,82 \cdot 10^8$) **внутри «fish-eye»**

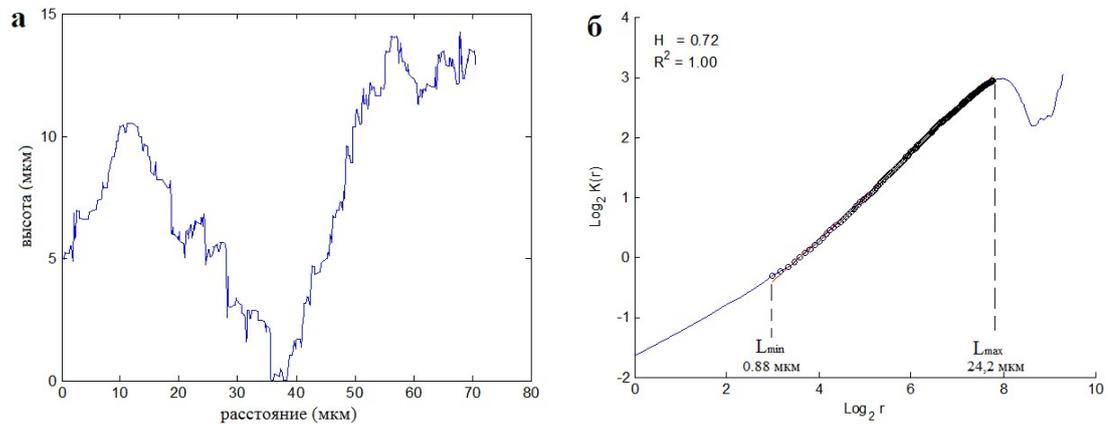


Рисунок 4.13 – Характерный: а) одномерный профиль, б) вид зависимости $\log_2 K(r)$ от $\log_2(r)$ образец АМГ6 №2 ($\sigma = 120$ МПа, $N = 7,82 \cdot 10^8$) **вне «fish-eye»**

Представление функции $K(r)$ в логарифмических координатах в соответствии с соотношением (4.1) позволяет провести оценку критического масштаба l_{sc} (рисунок 4.14). Значение нижней границы принималось за значение критического масштаба l_{sc} , значение верхней границы принималось за значение масштаба связанного с зоной процесса L_{pz} – областью коррелированного поведения дефектных структур.

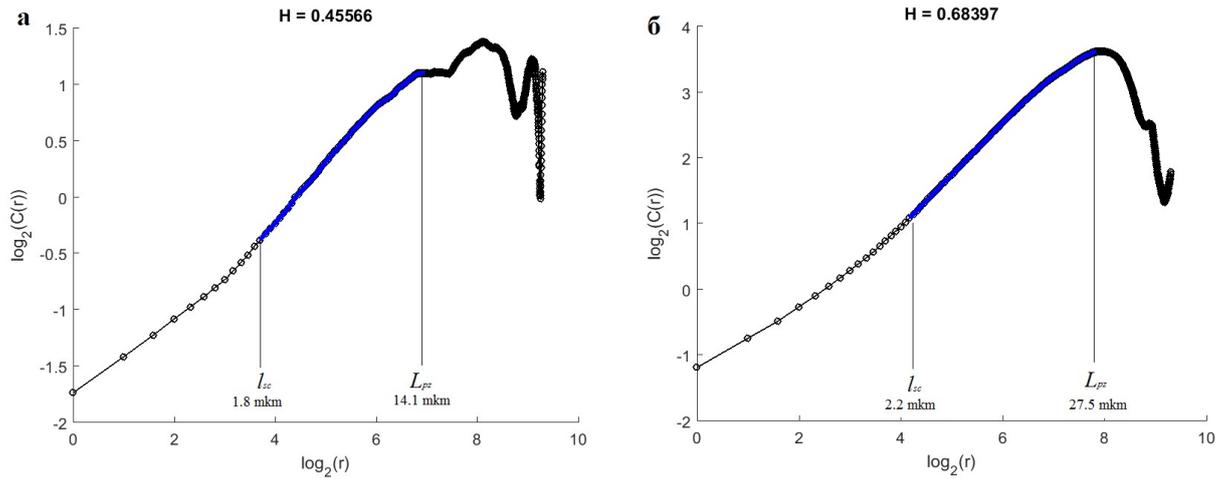


Рисунок 4.14 – Характерный вид зависимости $\log_2 C(r)$ от $\log_2(r)$ (x2000):
 а) АМГб зона “fish-eye”; б) Д16Т

Значения показателя Херста H и критических масштабов L_{pz} и l_{sc} для различных условий нагружения приведены в таблице 4.3. Деформация в области наименьшего сечения ε_f образца оценивалась:

$$\varepsilon_f = \ln \frac{1}{1 - \psi} \quad (4.2)$$

Сужение сечения:

$$\psi = 1 - \frac{d^2}{d_0^2} \quad (4.3)$$

где d_0 - диаметр начального сечения, d - диаметр конечного сечения (в области наименьшего сечения образца).

Таблица 4.3 Значения показателя Херста H ($\times 2000$) и критических масштабов L_{pz} и l_{sc} при различных уровнях напряжения усталостной долговечности

Номер образца	Деформация в области наименьшего сечения образца ε_f , %	σ , МПа	ΔN , циклы	l_{sc} мкм	L_{pz} мкм	H
1(АмГб)	9	130	$7,33 \cdot 10^6$	$1,4 \pm 0,6$	$20,6 \pm 3,0$	$0,57 \pm 0,04$
2(АмГб)	17	120	$7,82 \cdot 10^8$ «fish-eye»	$0,5 \pm 0,2$	$10,9 \pm 3,2$	$0,63 \pm 0,02$
3(АмГб)	11	120	$5,72 \cdot 10^7$	$1,0 \pm 0,8$	$18,2 \pm 3,0$	$0,60 \pm 0,04$
4(АмГб)	28	105	$5,83 \cdot 10^6$	$1,0 \pm 0,8$	$14,2 \pm 2,2$	$0,46 \pm 0,05$
5(АмГб)	17	118	$1,60 \cdot 10^6$	$1,1 \pm 0,2$	$21,2 \pm 3,6$	$0,75 \pm 0,05$
6(АмГб)	15	112	$7,65 \cdot 10^8$	$0,9 \pm 0,4$	$11,3 \pm 3,3$	$0,57 \pm 0,05$
7(АмГб)	20	144	$1,54 \cdot 10^7$	$0,8 \pm 0,3$	$21,7 \pm 2,3$	$0,61 \pm 0,02$
8(АмГб)	17	142	$2,64 \cdot 10^6$	$0,5 \pm 0,2$	$20,0 \pm 3,9$	$0,54 \pm 0,02$
9(АмГб)	17	130	$7,88 \cdot 10^6$	$3,9 \pm 1,5$	$37,6 \pm 2,5$	$0,64 \pm 0,02$
10(АмГб)	18	139	$7,51 \cdot 10^8$ «fish-eye»	$0,8 \pm 0,2$	$13,4 \pm 2,2$	$0,49 \pm 0,02$
11(АмГб)	19	135	$4,84 \cdot 10^7$	$1,0 \pm 0,3$	$13,8 \pm 1,6$	$0,49 \pm 0,03$
12(АмГб)	19	135	$4,66 \cdot 10^7$	$1,0 \pm 0,3$	$26,6 \pm 4,7$	$0,58 \pm 0,02$
1(Д16Т)	12	130	$3,64 \cdot 10^8$	$1,1 \pm 0,3$	$26,7 \pm 4,2$	$0,53 \pm 0,04$
2(Д16Т)	13	120	$3,34 \cdot 10^8$	$1,5 \pm 0,7$	$32,4 \pm 2,7$	$0,62 \pm 0,02$
3(Д16Т)	15	110	$4,17 \cdot 10^5$	$0,7 \pm 0,3$	$18,7 \pm 2,9$	$0,45 \pm 0,01$
6(Д16Т)	12	110	$1,35 \cdot 10^9$	$0,5 \pm 0,3$	$22,5 \pm 5,6$	$0,54 \pm 0,01$
7(Д16Т)	13	105	$2,33 \cdot 10^8$	$0,9 \pm 0,2$	$29,8 \pm 1,5$	$0,66 \pm 0,01$
8(Д16Т)	12	104	$9,99 \cdot 10^8$	$2,3 \pm 0,9$	$19,0 \pm 2,7$	$0,61 \pm 0,02$
9(Д16Т)	14	102	$8,94 \cdot 10^8$	$1,0 \pm 0,2$	$32,3 \pm 3,0$	$0,68 \pm 0,02$
10(Д16Т)	13	90	$2,04 \cdot 10^8$	$1,3 \pm 0,5$	$32,3 \pm 5,3$	$0,66 \pm 0,04$

Стандартная ошибка среднего значения показателя Херста и критических масштабов вычислялась по формуле:

$$SD_x = \frac{\sigma}{\sqrt{n}},$$

где σ – величина среднеквадратического отклонения и n – объём выборки.

Сравнение масштабов коррелированного поведения шероховатости рельефа поверхностей разрушения образцов, нагруженных в условиях много- и

гигацикловой усталости, позволило установить существенное уменьшение верхней границы пространственных масштабов, на которой показатель Хёрста остается постоянным для динамически нагруженных образцов в зоне «fish-eye».

Детальное изучение зоны «fish-eye» после проведения усталостных испытаний проводили в ПНИПУ на кафедре «Металловедения, термической и лазерной обработки металлов» с помощью сканирующего электронного микроскопа FEI PHENOM G2 ProX при увеличениях от $\times 500$ до $\times 5000$ и ускоряющем напряжении 15 кВ. Для исследования зоны «fish-eye» применялись методы и подходы [84] по восстановлению 3D моделей из массива электронно-микроскопических изображений различной топографии. На рисунке 4.15 представлены электронно-микроскопические изображения поверхности разрушения зоны «fish-eye», перепад высот на приведенных фрактограммах составляет от минимального значения 10 мкм до максимального 90 мкм. При этом, как правило, центр «fish-eye» представляет из себя пластически деформированный объем материала с максимальным значением высоты, другими словами, центр «fish-eye» это не впадина а выпуклость.

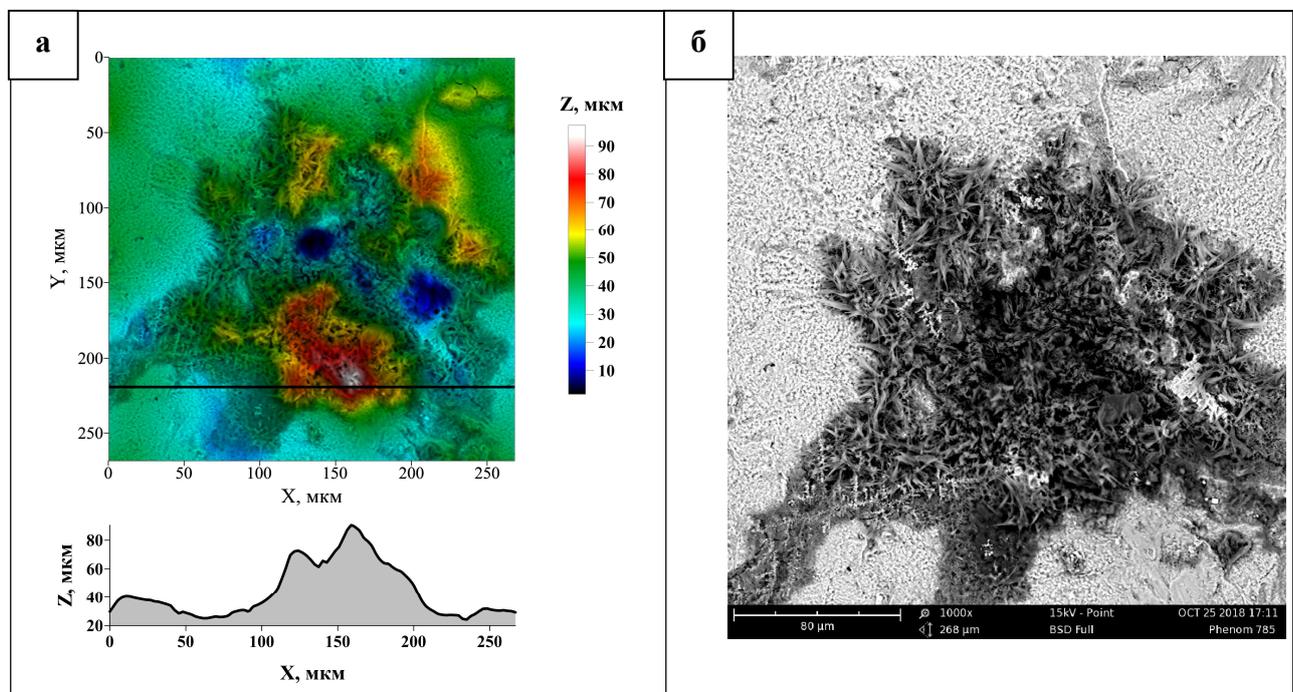


Рисунок 4.15 – Поверхность разрушения сплава АМгб в зоне «fish-eye»: а) карта высот, б) увеличенный фрагмент, полученные на электронном сканирующем микроскопе (образец №2 $\sigma = 120$ МПа, $N = 7,82 \cdot 10^8$)

Построение 3D-моделей поверхности разрушения проводили при увеличениях 500-2000 крат и ускоряющем напряжении 15 кВ за два последовательных этапа. На первом этапе с помощью программного модуля «3D Roughness Reconstruction» сканирующего электронного микроскопа FEI Phenom G2 ProX реконструировали исследуемые поверхности по стереопарам. На втором этапе проводили реставрацию 3D-моделей в программном пакете Surfer. На рисунке 4.16 представлена 3D-модель поверхности разрушения сплава АМг6 в зоне «fish-eye».

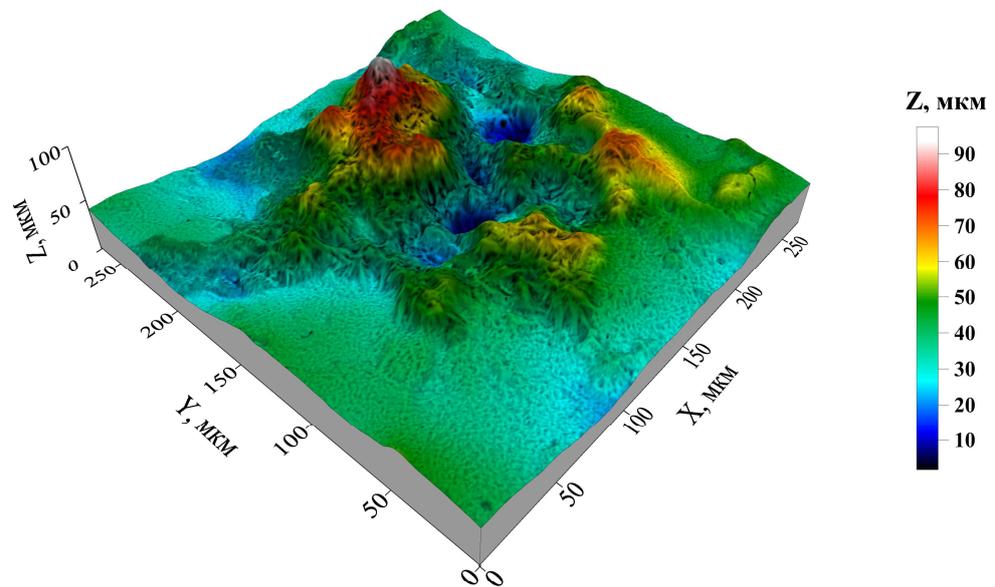


Рисунок 4.16 – 3D модель поверхности разрушения сплава АМГ6 в зоне «fish-eye» (образец №2 $\sigma = 120$ МПа, $N = 7,82 \cdot 10^8$)

4.4. Химический анализ

Химический состав сплава АМг6 определялся на кафедре «Физики твердого тела» ПГНИУ с помощью сканирующего электронного микроскопа Hitachi S-3400p по спектру излучения отраженных электронов с помощью модуля INCA (рисунок 4.17).

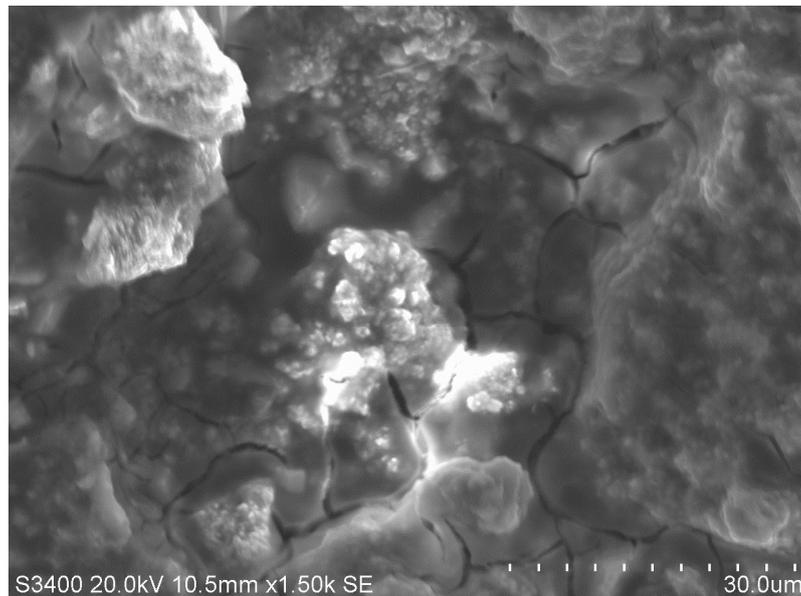


Рисунок 4.17 – Увеличенный фрагмент зоны «fish-eye» для образца АМг6 №2 ($\sigma = 120$ МПа, $N = 7,82 \cdot 10^8$), полученный с помощью сканирующего электронного микроскопа

Исследовался спектр излучения в трех областях (рисунок 4.18а). Было обнаружено, что в центре «fish-eye» (в области 2) содержание Al и Mg 49% и 42% соответственно. В области 1 рядом с «fish-eye», концентрации Al и Mg 91% и 6% соответствуют традиционно наблюдаемым для сплава АМг6. В области «fish-eye» (зона 3) выделяется зона с концентрациями Al и Mg 72% и 24%.

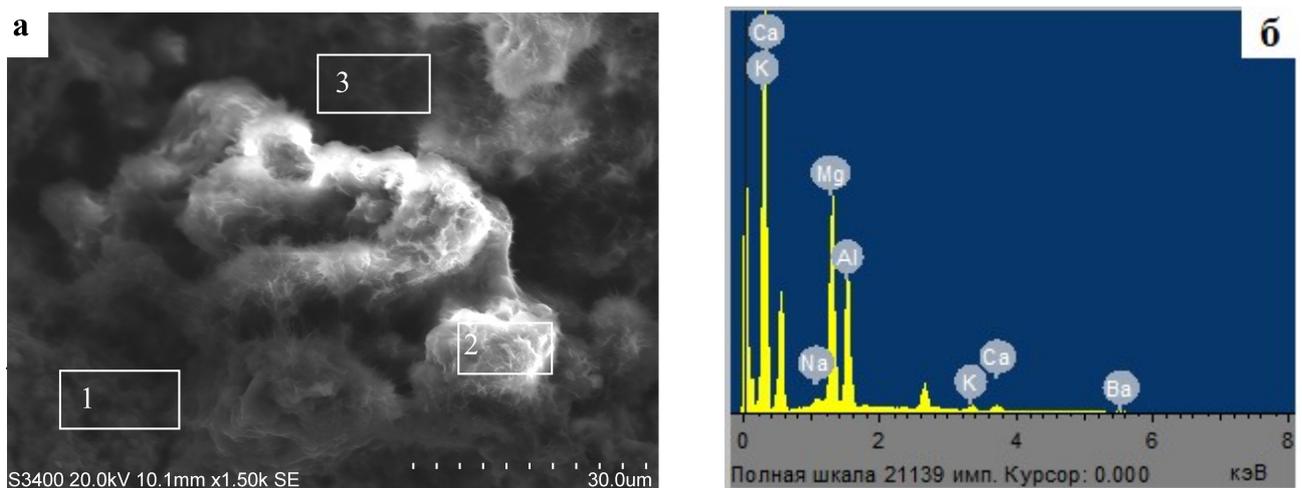


Рисунок 4.18 – а) Увеличенный фрагмент «fish-eye», б) суммарный спектр отраженных электронов в области 2, полученные на электронном сканирующем микроскопе для образца АМг6 №2 ($\sigma = 120$ МПа, $N = 7,82 \cdot 10^8$)

Для образца №10 ($\sigma = 138$ МПа, $N = 7,51 \cdot 10^8$) исследовался спектр излучения в двух областях.

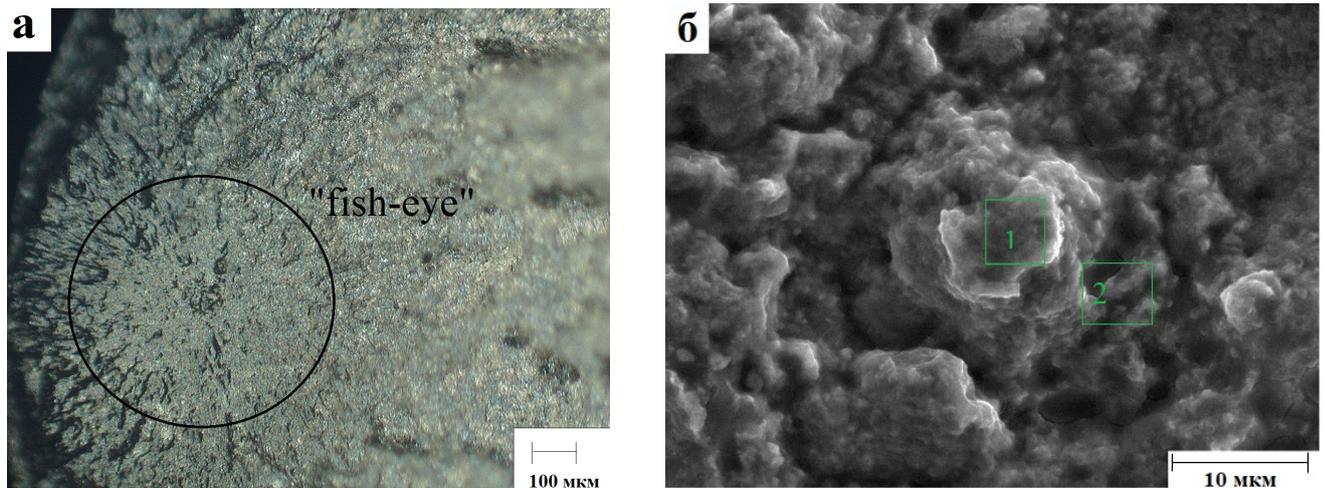


Рисунок 4.19 – а) Рельеф поверхности зоны усталостного разрушения для сплава АМг6 образец №10 ($\sigma = 138$ МПа, $N = 7,51 \cdot 10^8$), б) увеличенный фрагмент зоны «рыбий глаз», полученные с помощью сканирующего электронного микроскопа

В области «fish-eye» в зоне 2 (рисунок 4.19б) выделяется зона с концентрациями Al и Mg 86% и 13%. В зоне 1 (рисунок 4.19б) концентрации соответствуют традиционно наблюдаемым для сплава АМг6.

В работе А.А. Шанявского [85] показано, что распределение фаз может быть связано с диффузионным механизмом зарождения трещины, так называемый эффект Горского, суть которого заключается в том, что в неоднородном поле механических напряжений в сплаве, представляющем собой твердый раствор замещения, на ионы примеси Mg действует сила, пропорциональная разности объемов примесного атома и атома решетки. В этом случае имеющие больший радиус атомы Al перемещаются в область растяжения кристалла, а атомы с меньшим радиусом Mg в область сжатия. В алюминиево-магниевом сплаве диффузия магния в присутствие интерметаллидного включения может быть фактором, влияющим на образование зоны «fish-eye».

Область 2 (рисунок 4.18а) может свидетельствовать о наличии интерметаллидного включения, например, Al_3Mg_2 (β -фаза состояния системы Al-Mg), или $Al_{12}Mg_{17}$ (γ -фаза) [86], которое стало концентратором напряжений и

способствовало локализации поврежденности, инициализирующей трещину в объёме материала.

4.5. Автомодельные закономерности роста усталостной трещины

Универсальные закономерности, описывающие связь скорости роста трещины с изменением коэффициента интенсивности напряжений, в настоящее время являются предметом теоретических и экспериментальных исследований. Степенные зависимости, впервые установленные в работах П. Пэриса [58] и известные как закон Пэриса, отражают автомодельный характер развития усталостных трещин, обусловленный нелинейным характером развития поврежденности в окрестности вершины трещины. Пэрис предположил, что скорость роста трещины dl/dN (l – длина трещины, N – число циклов) зависит именно от размаха коэффициента интенсивности напряжения, выраженного как $\Delta K = K_{\max} - K_{\min}$, где K_{\max} и K_{\min} максимальное и минимальное значения коэффициентов интенсивности напряжений в процессе усталостного нагружения:

$$\frac{dl}{dN} = C(\Delta K)^m, \quad (4.1)$$

где C и m константы, зависящие от материала. Для широкого класса материалов и различных скоростей роста трещин в условиях многоциклового усталости показатель степени m близок к значениям 2–4.

Усталостное разрушение в режиме Пэриса определяется приложенными напряжениями и длиной трещины (и её ориентации). Однако для малых трещин или малых напряжений, когда на кинетику роста трещины оказывает существенное влияние структура и поврежденность окружающего материала, закон Пэриса в его традиционной формулировке применен быть не может.

Для описания кинетики роста трещины для размеров, меньших размера «трещин Пэриса», в [90] было предложено феноменологическое соотношение, которое, наряду с макроскопической характеристикой напряженного состояния в вершине трещины (ΔK) включало структурные параметры.

Проявление автомодельных закономерностей роста усталостной трещины на образцах, нагруженных в области много- и сверхмногоциклового усталости, в диссертационной работе исследовалось методами теории подобия и размерностей [30,87]. Зависимость скорости роста трещины dl/dN определялась следующими параметрами:

$$\frac{dl}{dN} = F(\Delta K, E, l_{sc}, L_{pz}), \quad (4.2)$$

где ΔK – размах коэффициента интенсивности напряжений; E – модуль Юнга; l_{sc} – минимальный пространственный масштаб в окрестности вершины трещины (зоны процесса разрушения), на котором начинают проявляться масштабно-инвариантные закономерности рельефа поверхности разрушения, L_{pz} – масштаб зоны процесса разрушения в вершине трещины. Значения L_{pz} и l_{sc} определены экспериментально на основе исследования корреляционных свойств с помощью масштабного инварианта (показателя Херста, таблица 4.3). Применяя П-теорему, уравнение (4.2) можно представить в виде:

$$\frac{dl}{dN} = \Phi \left(\frac{\Delta K}{E\sqrt{l_{sc}}}, \frac{L_{pz}}{l_{sc}} \right). \quad (4.3)$$

Оценка значений $\Delta K / E\sqrt{l_{sc}} \ll 1$ и $L_{pz} / l_{sc} \gg 1$ позволяет предположить промежуточно-асимптотический характер кинетики роста трещины и записать (4.3) в виде:

$$\frac{dl}{dN} = l_{sc} \left(\frac{\Delta K}{E\sqrt{l_{sc}}} \right)^\alpha \left(\frac{L_{pz}}{l_{sc}} \right)^\beta, \quad (4.4)$$

где α и β – степенные показатели, отражающие промежуточно-асимптотический характер кинетики роста трещины как функции безразмерных переменных

$\Delta K / (E\sqrt{l_{sc}}), l_{sc}, L_{pz}$. Вводится параметр $\Delta K_{eff} = \Delta K \left(\frac{L_{pz}}{l_{sc}} \right)^{\beta/\alpha}$, который позволяет

записать уравнение (4.4) в виде, аналогичном закону Пэрриса:

$$\frac{dl}{dN} = l_{sc} \left(\frac{\Delta K_{eff}}{E \sqrt{l_{sc}}} \right)^\alpha, \quad (4.5)$$

и который может быть применен как для описания малых, так и больших трещин, кинетика которых определяется различными структурными параметрами l_{sc}, L_{pz} и показателями скейлинга α, β .

Полученное уравнение кинетики роста трещины при $l_{sc} \rightarrow b$ (b – вектор Бюргерса), $L_{pz} \rightarrow l_{sc}$ и, соответственно $\Delta K_{eff} \rightarrow \Delta K$, аналогично уравнению, предложенному в работе Херцберга [88].

Интегрируя (4.4) и полагая $\Delta K = \Delta \sigma \sqrt{\pi l}$, получим выражение для числа циклов, необходимых для роста усталостной трещины от длины l_1 до l_2 :

$$N = \frac{2 \left(l_1^{1-\frac{\alpha}{2}} - l_2^{1-\frac{\alpha}{2}} \right) \left(\frac{L_{pz}}{l_{sc}} \right)^{-\beta} \pi^{\frac{\alpha}{2}} \left(\frac{\Delta \sigma}{E \sqrt{l_{sc}}} \right)^{-\alpha}}{\alpha - 2} \cdot l_{sc}. \quad (4.6)$$

На поверхности разрушения можно выделить три характерные области: 1 – очаг разрушения, 2 – зона роста трещины внутри «fish-eye», 3 – зона вблизи с доломом (рисунок 4.20–4.21).

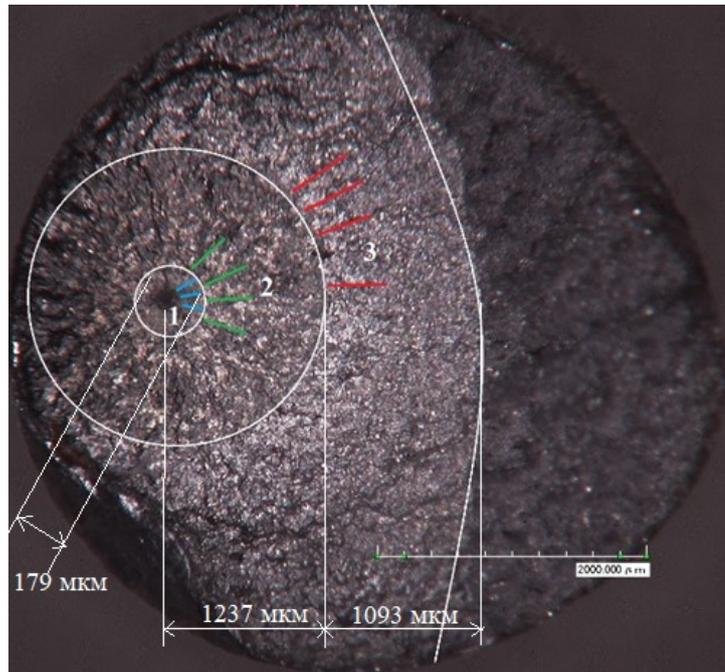


Рисунок 4.20 – Поверхность разрушения образца №2

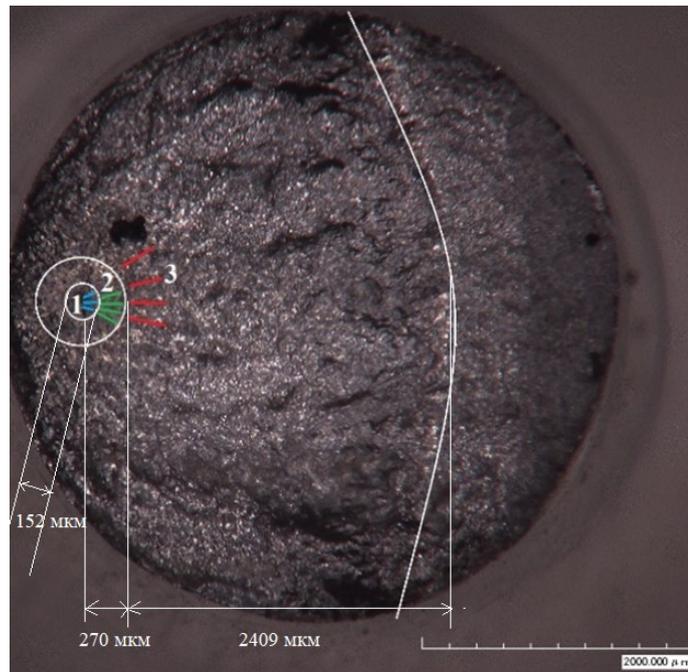


Рисунок 4.21 – Поверхность разрушения образца №10

Радиусы соответствующих областей были измерены при помощи оптического микроскопа Негох. Для образца № 10 (рисунок 4.21) они принимают следующие значения: зона 1 – $l_0 = 76$ мкм, зона 2 – $l_i = 270$ мкм, зона 3 – $l_k = 2679$ мкм.

На основе данных по измерению амплитуды второй гармоники в режиме реального времени [91, 92] в процессе усталостных испытаний определено число циклов, которое ушло на зарождение и рост усталостной трещины (рисунок 4.22). Число циклов, необходимых для зарождения очага разрушения (первый пик, рисунок 4.22) равно $N_1 = 7,43 \cdot 10^8$. Число циклов, на протяжении которых трещина росла в зоне 2 (рисунок 4.20) – это время между первым и вторым пиками на рисунок 4.22, т.е. примерно $N_2 = 1,4 \cdot 10^6$ циклов. Оставшиеся $N_3 = 6,6 \cdot 10^6$ циклов – время роста трещины в зоне 3.

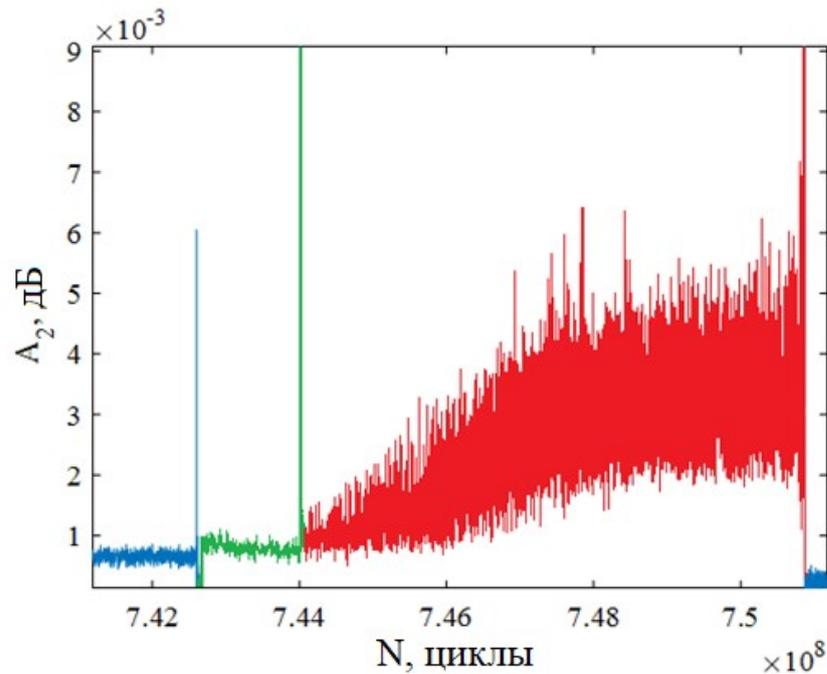


Рисунок 4.22 – Амплитуда второй гармоники для образца № 10. Синий цвет ($N = 7,426 \cdot 10^8$ циклов)—накопление повреждений и зарождение очага усталостной трещины. Зеленый цвет ($N = 1,4 \cdot 10^6$ циклов)—трещина росла внутри зоны 2, образовался «fish-eye». Красный цвет ($N = 6,7 \cdot 10^6$)—трещина росла по закону Пэриса

Во всех трёх зонах (рисунок 4.20–4.21) при помощи интерферометра-профилометра NewView 5010 были вычислены значения l_{sc} и L_{pz} (таблица 4.4).

Таблица 4.4 Значения показателя Херста H и критических масштабов L_{pz} и l_{sc} для образцов с «fish-eye»

Номер образц а	Удлинение (мм)	Скорость ударника (м/с)	σ , МПа	ΔN , циклы	Номер зоны	l_{sc} мкм	L_{pz} мкм	H
2	1,77	40,30	120	$7,82 \cdot 10^8$ «fish- eye»	1	0,6±0,2	17,2±2,2	0,63±0,02
					2	0,9±0,2	26,3±1,9	0,62±0,02
					3	0,5±0,2	26,2±6,1	0,49±0,02
10	1,74	23,1	138	$7,51 \cdot 10^8$ «fish- eye»	1	0,8±0,2	11,6±2,2	0,49±0,02
					2	2,2±0,9	28,4±3,5	0,51±0,02
					3	0,4±0,2	16,6±1,7	0,60±0,02

Для нахождения неизвестных констант α и β в уравнении (4.4) выполним следующую процедуру. Подставим в уравнение (4.6) известные константы и число циклов до разрушения. Прделаем эту процедуру для образца № 10 для всех трёх ранее выделенных областей. Получим выражения для зарождения трещины (4.7) и её роста в области 2 (4.8) и области 3 (4.9):

$$N_1 = \frac{2 \left(0^{1-\frac{\alpha}{2}} - l_0^{1-\frac{\alpha}{2}} \right) \left(\frac{L_{pz}}{l_{sc}} \right)^{-\beta} \pi^{\frac{\alpha}{2}} \left(\frac{\Delta\sigma}{E\sqrt{l_{sc}}} \right)^{-\alpha}}{\alpha - 2} \frac{1}{l_{sc}}, \quad (4.7)$$

$$N_2 = \frac{2 \left(l_0^{1-\frac{\alpha}{2}} - l_i^{1-\frac{\alpha}{2}} \right) \left(\frac{L_{pz}}{l_{sc}} \right)^{-\beta} \pi^{\frac{\alpha}{2}} \left(\frac{\Delta\sigma}{E\sqrt{l_{sc}}} \right)^{-\alpha}}{\alpha - 2} \frac{1}{l_{sc}}, \quad (4.8)$$

$$N_3 = \frac{2 \left(l_i^{1-\frac{\alpha}{2}} - l_k^{1-\frac{\alpha}{2}} \right) \left(\frac{L_{pz}}{l_{sc}} \right)^{-\beta} \pi^{\frac{\alpha}{2}} \left(\frac{\Delta\sigma}{E\sqrt{l_{sc}}} \right)^{-\alpha}}{\alpha - 2} \frac{1}{l_{sc}}. \quad (4.9)$$

Константы α и β выбираются таким образом, чтобы при их значениях выражения (4.7-4.9) стали тождествами. В уравнениях (4.7-4.9) используются значения l_{sc} и L_{pz} , соответствующие областям 1, 2 и 3. Для нахождения α и β решаются задачи оптимизации численно в программном пакете Wolfram Mathematica:

$$\left\{ \begin{array}{l} \left| N_1 - \frac{2 \left(0^{1-\frac{\alpha}{2}} - l_0^{1-\frac{\alpha}{2}} \right) \left(\frac{L_{pz}}{l_{sc}} \right)^{-\beta} \pi^{\frac{\alpha}{2}} \left(\frac{\Delta\sigma}{E\sqrt{l_{sc}}} \right)^{-\alpha}}{\alpha - 2} \frac{1}{l_{sc}} \right| \rightarrow \min, \\ \alpha > 0, \beta > 0 \end{array} \right. \quad (4.10)$$

$$\left\{ \begin{array}{l} \left| N_2 - \frac{2 \left(l_0^{1-\frac{\alpha}{2}} - l_i^{1-\frac{\alpha}{2}} \right) \left(\frac{L_{pz}}{l_{sc}} \right)^{-\beta} \pi^{\frac{\alpha}{2}} \left(\frac{\Delta\sigma}{E\sqrt{l_{sc}}} \right)^{-\alpha}}{\alpha - 2} \frac{1}{l_{sc}} \right| \rightarrow \min, \\ \alpha > 0, \beta > 0 \end{array} \right. \quad (4.11)$$

$$\left\{ \begin{array}{l} N_3 \frac{2 \left(l_i^{1-\frac{\alpha}{2}} - l_k^{1-\frac{\alpha}{2}} \right) \left(\frac{L_{pz}}{l_{sc}} \right)^{-\beta} \pi^{\frac{\alpha}{2}} \left(\frac{\Delta\sigma}{E\sqrt{l_{sc}}} \right)^{-\alpha}}{\alpha - 2} \bigg| \rightarrow \min, \\ \alpha > 0, \beta > 0 \end{array} \right. \quad (4.12)$$

Значения α и β получились следующие: зона 1: $\alpha = 2,82$, $\beta = 0,45$;
зона 2: $\alpha = 3,56$, $\beta = 1,19$; зона 3: $\alpha = 6,25$, $\beta = 1,38$.

График скорости роста усталостной трещины от размера l_0 до l_k изображён на рисунке 4.23 для образца № 10, на рисунке 4.24 для образца № 2.

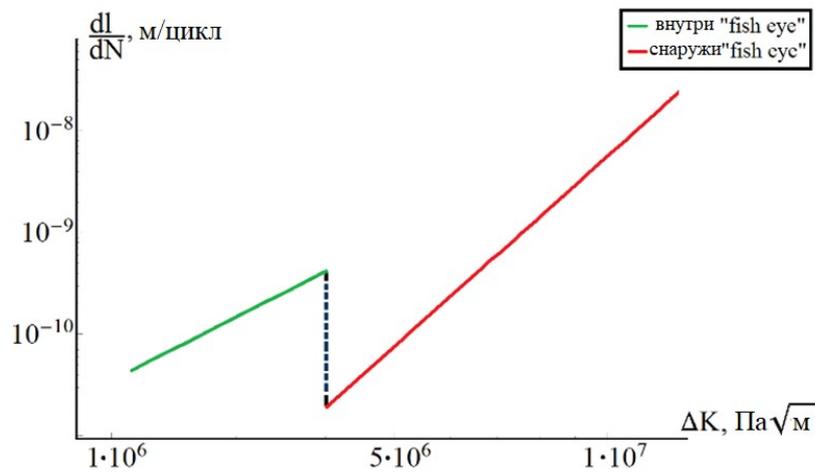


Рисунок 4.23 – Кинетическая диаграмма для образца № 10

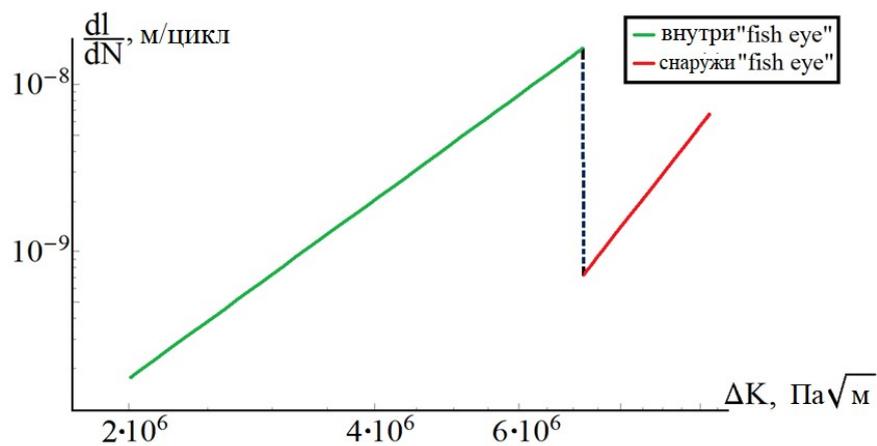


Рисунок 4.24 – Кинетическая диаграмма для образца № 2

По рисункам 4.23 и 4.24 видно, что предложенный подход позволяет описать эффект изменения скорости роста усталостной трещины при переходе от одной характерной области к другой. Константы, определённые для одного из образцов (образец № 10) дают удовлетворительное предсказание количества циклов до разрушения для других образцов. Например, для образца № 2: экспериментальное число циклов до разрушения – $7,82 \cdot 10^8$, предсказанное – $6,92 \cdot 10^8$ (относительная погрешность 11%). Результаты расчёта для образца № 2 с константами α и β , полученными на образце № 10, дают качественно непротиворечивые результаты по числу циклов, ушедших на зарождение и рост трещины: $6,91 \cdot 10^8$ – на зарождение; $0,56 \cdot 10^6$ – на рост в зоне 2; $0,58 \cdot 10^6$ – на рост в зоне 3.

Экспериментальные результаты, приведенные в настоящей главе, опубликованы в работах [90-103].

4.6. Обсуждение результатов

Усталостное нагружение предварительно нагруженных образцов из сплава алюминия и магния АМг6 показало снижение до ~25% предельного напряжения разрушения с уровня напряжения 152 МПа в исходном (недеформированном) состоянии до уровня напряжений 112 МПа, соответствующего критическому количеству циклов $\sim 10^9$. Обнаружено также снижение до ~30% предельного напряжения разрушения предварительно нагруженного сплава Д16Т с уровня напряжения 150 МПа в исходном (недеформированном) состоянии до уровня напряжений 105 МПа, соответствующего критическому количеству циклов $\sim 10^9$.

Предварительно нагруженные образцы из сплава и магния АМг6 разрушаются изнутри в виде «fish-eye» при количестве циклов $\sim 7,5 \cdot 10^8$. Сравнение масштабов коррелированного поведения шероховатости рельефа поверхностей разрушения образцов, нагруженных в условиях много- и гигацикловой усталости, позволило установить существенное уменьшение верхней границы пространственных масштабов, на которой показатель Хёрста остается постоянным для динамически нагруженных образцов в зоне «fish-eye».

Исследование спектра излучения показало, что в центре «fish-eye» содержание Al и Mg 49% и 42% соответственно. В области рядом с «fish-eye», концентрации Al и Mg 91% и 6% соответствуют традиционно наблюдаемым для сплава АМг6.

Исследование роста усталостной трещины в режиме гигациклового нагружения в сплаве АМг6 показало, что распределение шероховатости рельефа поверхностей разрушения в зоне роста трещины характеризуется признаками статистической автомодельности. С наличием масштабных инвариантов связывается универсальный степенной характер кинетического уравнения роста усталостной трещины с показателями α и β .

4.7. Выводы к главе 4

Таким образом, на основе проведенных исследований микроскопического рельефа на образцах из сплава алюминия и магния АМг6, подвергнутого гигацикловому нагружению, можно сделать следующие выводы:

1. Усталостное нагружение предварительно нагруженных образцов из сплава алюминия и магния АМг6 показало снижение до ~25% предельного напряжения разрушения с уровня напряжения 152 МПа в исходном (недеформированном) состоянии до уровня напряжений 112 МПа, соответствующего критическому количеству циклов $\sim 10^9$.

2. Обнаружено также снижение до ~30% предельного напряжения разрушения предварительно нагруженного сплава Д16Т с уровня напряжения 150 МПа в исходном (недеформированном) состоянии до уровня напряжений 105 МПа, соответствующего критическому количеству циклов $\sim 10^9$.

3. Сравнение масштабов коррелированного поведения шероховатости рельефа поверхностей разрушения образцов, нагруженных в условиях много- и гигацикловой усталости, позволило установить существенное уменьшение верхней границы пространственных масштабов, на которой показатель Хёрста остается постоянным для динамически нагруженных образцов в зоне «рыбий глаз» («fish-eye»).

4. Установлены на основе количественного анализа рельефа поверхности разрушения (по данным профилометрии высокого разрешения) масштабные инварианты и соответствующие им масштабы, определяющие формирование зон инициирования разрушения «рыбий глаз» («fish-eye»), зарождения и распространения усталостной трещины в гигацикловом режиме в предварительно динамически нагруженных образцах из сплавов АМг6 и Д16Т.

5. Установлена связь параметров кинетического уравнения роста трещины с масштабными инвариантами, определяющими формирование зон инициирования разрушения «рыбий глаз» («fish-eye»), зарождения и распространения усталостной трещины в гигацикловом режиме в предварительно динамически нагруженных образцах из сплавов АМг6 и Д16Т.

6. Установлено влияние интерметаллидных включений и диффузии магния в сплаве АМг6 на формирование зон локализации разрушения и образование зоны «рыбий глаз» «fish-eye».

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Итоги выполненного исследования

1. Установлена по данным профилометрии высокого разрешения масштабная инвариантность полос скольжения различного масштаба, образующихся на поверхности монокристалла алюминия в условиях квазистатического растяжения, соответствующая значениям показателя Хёрста ($H \sim 0,7$) в диапазоне пространственных масштабов (5–1100 мкм).
2. Развита методология на основе вычисления пространственных инвариантов по данным профилометрии рельефа поверхностей разрушения, устанавливающая связь критических условий распространения усталостной трещины с размером «зоны процесса», определяемым коррелированным поведением дефектов (постоянством показателя Херста).
3. Обоснован подход по оценке структурной восприимчивости материалов авиационного моторостроения (на примере Al-Cu, Al-Mg) к динамическим нагружениям при последующих циклических нагружениях на основе количественных оценок структурных масштабов, «зоны процесса», определяемых постоянством масштабного инварианта (показателя Херста), вычисляемого по данным профилометрии поверхности разрушения.
4. Установлены на основе количественного анализа рельефа поверхности разрушения (по данным профилометрии высокого разрешения) масштабные инварианты и соответствующие им масштабы, определяющие формирование зон инициирования разрушения «рыбий глаз» («fish-eye»), зарождения и распространения усталостной трещины в гигацикловом режиме в предварительно динамически нагруженных образцах из сплавов АМг6 и Д16Т.
5. Установлена связь параметров кинетического уравнения роста трещины с масштабными инвариантами, определяющими формирование зон инициирования разрушения «рыбий глаз» («fish-eye»), зарождения и распространения

усталостной трещины в гигацикловом режиме в предварительно динамически нагруженных образцах из сплавов АМг6 и Д16Т.

6. Установлено влияние интерметаллидных включений и диффузии магния в сплаве АМг6 на формирование зон локализации разрушения и образование зоны «рыбий глаз» («fish-eye»).

Рекомендации и перспективы дальнейшей разработки темы

Развитие разработанного в рамках данной диссертационной работы подхода позволит в перспективе адекватно проектировать и оценивать состояние элементов и узлов машин и механизмов в промышленных объектах с точки зрения учёта физических механизмов, реализующихся на различных масштабных уровнях и последующего разрушения металлических материалов и конструкций и, соответственно, избежать разрушений и человеческих жертв. Ряд результатов может быть использован для оценки усталостного ресурса элементов конструкций на предприятиях авиастроительного комплекса.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Конева Н.А., Козлов Э.В. Физическая природа стадийности пластической деформации // Изв. вузов. Физика. – 1990. – №2. – С. 89–108.
2. Конева Н.А., Козлов Э.В. Закономерности субструктурного упрочнения // Изв. вузов. Физика. – 1991. – №3. – С. 56–71.
3. Панин В.Е., Гриняев Ю.В., Елсукова Т.Ф. и др. Структурные уровни деформации твердых тел // Изв. вузов. Физика. – 1982. – Вып.25. – №6. – С. 5–27.
4. Панин В.Е., Лихачев В.А., Гриняев Ю.В. Структурные уровни деформации твердых тел. – Новосибирск: Наука, 1985. – 163с.
5. Панин В.Е., Гриняев Ю.В., Данилов В.И. и др. Структурные уровни пластической деформации и разрушения. – Новосибирск: Наука, 1990. – 255 с.
6. Владимиров В.И., Романов А.Е. Дисклинации в кристаллах. – Л.: Наука, 1986. – 223с.
7. Панин В.Е., Елсукова Т.Ф., Панин А.В. и др. Мезоскопические структурные уровни деформации в поверхностных слоях и характер усталостного разрушения поликристаллов при знакопеременном изгибе. Часть I. Мезоскопическая субструктура // Физическая мезомеханика. – 2004. – Т.7, № 2. – С. 5–17.
8. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. – М.: Металлургия, 1986. – 224с.
9. Конева Н.А., Козлов Э.В. Физическая природа стадийности пластической деформации // Структурные уровни пластической деформации и разрушения. – Новосибирск: Наука, 1990. – 255с.
10. Лихачев В.А., Мещеряков Ю.И., Диваков А.К. и др. О структурных уровнях деформирования и разрушения при динамическом нагружении // Изв. вузов. Физика. – 1984. – №6. – С. 102–106.

11. Петракова И.В. Исследование эволюции периодических деформационных структур на фольгах монокристалла алюминия $\{100\}\langle 001\rangle$ на мезомасштабном уровне при несвободном циклическом растяжении // Диссертация на соискание ученой степени кандидата физико-математических наук, Томск – 2010. – 173с.
12. Атрошенко С.А., Баличева Г.В., Котов Г.В. и др. О механизмах откольного разрушения металлов на мезо- и макроуровнях / // ФММ. – 1991. – №1. – С. 188–196.
13. Мещеряков Ю.И., Атрошенко С.А. Динамические ротации в кристаллах // Изв. вузов. Физика. – 1992. – №4. – С. 105–123.
14. Теплякова Л.А., Куницына Т.С., Козлов Э.В. Распределение следов скольжения в монокристаллах сплава Ni_3Fe // Изв. вузов. Физика. – 1998. – №4. – С. 51–56.
15. Кащенко М.П., Теплякова Л.А., Соколова О.А., Коновалов С.В. Формирование плоских полос сдвига с границами $\{123\}$ в ГЦК монокристаллах // ФММ. – 1998. – Т.86, вып.1. – С. 43–47.
16. Лычагин Д.В., Теплякова Л.А., Куницына Т.С. Причины макрофрагментации сдвига в ГЦК монокристаллах при деформации сжатием // Тр. LX международного семинара «Актуальные проблемы прочности». – Вологда, 2002. – С. 117–121.
17. Теплякова Л.А., Куницына Т.С., Конева Н.А., Козлов Э.В. Закономерности формирования сетчатой дислокационной структуры в монокристаллах сплава Ni_3Fe // Известия РАН. Серия физическая. – 2004. – Т.68, № 10. – С. 1456–1461.
18. Конева Н.А., Теплякова Л.А., Куницына Т.С., Пауль А.В. Изменение расщепленности сверхдислокаций с деформацией в монокристаллах упорядоченного сплава Ni_3Fe // Изв. вузов. Физика. – 2006. – Т.49, № 1. – С. 51–56.
19. Конева Н.А., Теплякова Л.А., Куницына Т.С., Козлов Э.В. Влияние ориентации кристаллов на эволюцию дислокационной структуры сплава

- Ni_3Fe // Особенности структуры и свойств перспективных материалов. – Томск: НТЛ, 2006. – С. 323–347.
20. Конева Н.А., Теплякова Л.А., Куницына Т.С. Влияние ориентации оси сжатия на эволюцию дислокационной структуры монокристаллов упорядоченного сплава Ni_3Fe // Эволюция структуры и свойства металлических материалов. – Томск: НТЛ, 2007. – С. 385–400.
 21. Tepljakova L.A., Ignatenko L.N., Smook S.Yu., Gavriliuk V.G Localisation of Deformation in the Cr18Ni15 Austenitic Steel of Active Loading // High Nitrogen Steels. Proceedings of the 3rd Int. Conf., Kiev, 1993. – Part I. – P. 234–241.
 22. Теплякова Л.А., Игнатенко Л.Н., Попова Н.А. и др. Структурные уровни и пластичность конструкционной стали // Дефекты и физико-механические свойства металлов и сплавов. – Барнаул, 1987. – С. 95–102.
 23. Козлов Э.В., Попова Н.А., Игнатенко Л.Н. и др. Стадии пластической деформации, эволюция структуры и картина скольжения в сплавах с дисперсным упрочнением // Изв. вузов. Физика. – 1991. – №3. – С. 112–128.
 24. Теплякова Л.А. Локализация деформации и превращения в дефектной подсистеме в сплавах с различным структурно-фазовым состоянием: Автореф. Дис. д. ф.-м. наук. – Томск, 1999. – 43с.
 25. Теплякова Л. А. Локализация деформации и превращения в дефектной подсистеме в сплавах с различным структурно-фазовым состоянием. Дис. д. ф.-м. наук. – Томск, 1999. – 621с.
 26. Новиков И.И. Дефекты кристаллического строения металлов. М.:Металлургия, 1983. 231 с.
 27. Фриедель Ж. Дислокации. – Мир, 1967.
 28. Бетехтин В.И., Владимиров В.И. Кинетика микроразрушения кристаллических тел // Проблемы прочности и пластичности твердых тел. – Л.: Наука, 1979. – С.142– 154.
 29. Carpinteri A. Size effect in fracture toughness testing: a dimensional analysis approach //Analytical and experimental fracture mechanics. – 1980. – С. 785-797.

30. Баренблатт Г.И., Ботвина Л.Р. Автомоделность усталостного разрушения. Накопление поврежденности. – Изв. АН СССР, Механика тверд. тела. – 1983. – N4. – С.161–165
31. Sprušil B., Hnilica F. Fractal character of slip lines of Cd single crystals //Czechoslovak Journal of Physics B. – 1985. – Т. 35. – №. 8. – С. 897-900.
32. Kleiser T., Bocek M. The fractal nature of slip in crystals //Zeitschrift für Metallkunde. – 1986. – Т. 77. – №. 9. – С. 582-587.
33. Neuhauser H. Slip line formation and collective dislocation motion. In: Dislocation in solids. – Amsterdam. – 1972. –V.8. – P. 319–440.
34. Toshiyuki Fujii, Naoki Sawatari, Susumu Onaka, Masaharu Kato Cyclic deformation of pure aluminum single crystals with double-slip orientations // Mater. Sci. Eng. – 2004. – P. 486 –490.
35. Harren S.V., Deve H.E., Asaro R.J. Shear band formation in plane strain compression // Acta met. – 1988. – V.36, №9. – P. 2435–2480.
36. Кузнецов П.В., Панин В.Е. Прямое наблюдение потоков дефектов и субмикронной локализации деформации на поверхности дуралюмина при помощи сканирующего туннельного и атомного силового микроскопов // Физ. мезомех. – 2000. – Т.3. – №2. – С. 31 – 98.
37. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов. – М.: Мир, 1974. – 408 с.
38. Зеегер А. Механизм скольжения и упрочнения в кубических гранцентрированных и гексагональных плотноупакованных металлах. В сб. Дислокации и механические свойства кристаллов. – М.: ИИЛ. 1960. – С. 179 – 289.
39. Jasienski Z., Piatkowski A. Heterogeneities de deformation dans les monocristaux de Cuivre et d'aluminium au cours de la traction // Archiwum hutnictwa. – 1980. – V.25. – №3. – P. 295–323.
40. Hatherly M., Malin A.S. Shear bands in deformed metals // Scr. Met. – 1984. – V.18. – P. 449–454.
41. Dillamore I. L. Lattice curvatures produced by the heavy deformation of polycrystals // Texture of Crystalline Solids. – 1980. –V.1. – P. 41–56.

42. Jasienski Z., Piatkowski A. Shear Bands Formation in Copper Single Crystals During Plain Strain Compression // Strength of Metals and alloys ICSMA8, 1988. – V.1. – P. 367–372.
43. Урусовская А.А. Образование областей с переориентированной решеткой при деформации моно- и поликристаллов // Некоторые вопросы физики пластичности кристалл. – 1960. – №3. – С. 75–116.
44. Бернер Р., Кронмюллер Г. Пластическая деформация монокристаллов. – М.: Мир, 1969. – 272с.
45. Федер Е., Данилов Ю. А., Шукуров А. Фракталы. – Мир, 1991. – Т. 254.
46. Mandelbrot B. B. The fractal geometry of nature. – New York: WH freeman, 1983. – Т. 173. – С. 51.
47. Fardin N. The effect of scale on the morphology, mechanics and transmissivity of single rock fractures [Ph. D. thesis] //Department of land and water resources engineering, Royal Institute of Technology (KTH), Stockholm, Sweden. – 2003.
48. Zaiser M. Scale invariance in plastic flow of crystalline solids// Advances in Physics. – 2006. – Vol. 55. – P. 185–245.
49. Bouchaud E. Scaling properties of cracks // J. Phys. Condens. Matter. – 1997. – 9. –P. 4319– 4344.
50. Макаров П. В. и др. Нелинейная механика геоматериалов и геосред //Новосибирск: Академич. изд-во «Гео». – 2007.
51. Шанявский А.А. Моделирование усталостных разрушений металлов. Синергетика в авиации. – Уфа: ООО «Монография» 2007. – 500с.
52. Шанявский А.А., Сасов А.Ю. Фурье-фрактографический автоматизированный РЭМ-анализ периодической структуры усталостных бороздок // ФХММ. – 1990. – № 1. – С. 65– 70.
53. Мосолов А.Б. Фрактальная Гриффитсова трещины // ЖТФ. – 1991. – Вып. 7 т. 61 - С. 57 – 60.
54. Иванова В. С. и др. Мультифрактальный метод тестирования устойчивости структур в материалах //М.: Интерконтакт Наука. – 2000.

55. Sasov A. and Shanyavsky A.A. Fourtner-fractography foundation of quantummechanical nature of cracks growth // Acta Stereol. –1987. – 6/III. – 1987. – P. 825–830.
56. Ботвина Л. Р. Разрушение: кинетика, механизмы, общие закономерности. – М.: Наука. – 2008. – 334 с.
57. Ботвина Л.Р. Гигацикловая усталость – новая проблема физики и механики разрушения // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2004. – Т. 70, № 4. – С. 41-51.
58. Paris P., Lados D., Tad H. Reflections on identifying the real $\Delta K_{\text{effective}}$ in the threshold region and beyond // Engineering Fracture Mechanics. – 2008. – V. 75 – P. 299–305.
59. Lataillade J.L., Naimark O.B. Mesoscopic and nonlinear aspects of dynamic and fatigue failure (experimental and theoretical results) // Physical Mesomechanics. – 2004. – V. 7, № 4. – P. 55–66.
60. Naimark O. B. Defect-induced transitions as mechanisms of plasticity and failure in multifield continua //Advances in Multifield Theories for Continua with Substructure. – Birkhäuser, Boston, MA, 2004. – С. 75-114.
61. Наймарк О. Б. Структурно-скейлинговые переходы и автомодельные закономерности развития землетрясений // Физ. мезомех. 2008. – Т.11. - № 2. – С. 89–106.
62. Наймарк О.Б. Баяндин Ю.В. Леонтьев В.А. Пермяков С.Л. О термодинамике структурно-скейлинговых переходов при пластической деформации твердых тел // Физ. мезомех. – 2005. – Т.8. –№ 5. – С.23-29.
63. Самсонов Г.В. Свойства элементов. Ч.1. Физические свойства. М.:Металлургия. – 1976. – 600 с.
64. Кикоин Н.К. Таблицы физических величин. Справочник // М.: Атомиздат. – 1976. – 1050 с.
65. Дриц М. Е. Свойства элементов. Справочник // М.: Metallurgy. – 1985.
66. Киттель Ч. Введение в физику твердого тела: пер. с англ. // М.: Альянс. – 2006. – 792 с.

67. Кан Р.У. и Хаазен П. Физическое металловедение // М.: Metallurgiya. – 1987. Т.3. – 661с.
68. Щиголев П.В. Электролитическое и химическое полирование металлов // М.: Изд-во АН СССР. – 1959. – 189с.
69. Михайлов Е.В. Возможности и принцип работы измерительной системы NewView 5000: Методическое пособие по спецкурсу «Физические основы прочности» // Пермь: ИМСС УрО РАН. – 2002. – 25 с.
70. Wohler A. Uber die Festigkeitsversuche mit Eisen und Stahl // Zeitschrift fur Bauwesen. – 1870. –№ 20. – p. 73–106.
71. Банников М.В. Структурно-кинетические механизмы разрушения металлов в режимах много- и гигацикловой усталости растяжении // Диссертация на соискание ученой степени кандидата физико-математических наук, Пермь – 2013. –139с.
72. Manson S. S. Behavior of materials under conditions of thermal stress. – National Advisory Committee for Aeronautics, 1953. – Т. 2933.
73. Coffin Jr L. F. A study of the effects of cyclic thermal stresses on a ductile metal //Transactions of the American Society of Mechanical Engineers, New York. – 1954. – Т. 76. – P. 931-950.
74. Suresh S. Fatigue of materials // Cambridge University Press; Berlin. – 1998.
75. Mughrabi H. Dislocations in fatigue. In: Dislocations and properties of real materials // (Conf. Proc.) London: The Institute of Metals. –1984. – № 323.– P. 244–262.
76. Bathias C. There is no infinite fatigue life in metallic materials // Fatigue Fract. Eng. Mater Struct. – 1999. –№ 22. – P.559–65.
77. Ботвина Л.Р. Гигацикловая усталость – новая проблема физики и механики разрушения // Зав. лаб. Диагн. матер. – 2004. – Т. 70, № 4. – С. 41–51.
78. Murakami Y., Endo M. Effect of defects, inclusions and inhomogeneities on fatigue strength // International Journal of Fatigue. – 1994. –№16. – p. 163-182.

79. Peters J.O., Ritchie R.O. Influence of foreign object damage on crack initiation and early crack growth during high-cycle fatigue of Ti-6Al-4V // Eng. Fract.Mech. – 2000. – 67. – P. 193–207.
80. Spanrad S., Tong J. Characterisation of foreign object damage (FOD) and early fatigue crack growth in laser shock peened Ti-6Al-4V aerofoil specimens //Materials Science and Engineering: A. – 2011. – Т. 528. – № 4-5. – С. 2128-2136.
81. Froustey C., Lataillade J. L. Influence of large pre-straining of aluminium alloys on their residual fatigue resistance //International journal of fatigue. – 2008. – Т. 30. – №. 5. – С. 908-916.
82. Froustey C., Naimark O., Bannikov M., Oborin V. Microstructure scaling properties and fatigue resistance of pre-strained aluminium alloys (part 1: AlCu alloy) // European Journal of Mechanics A/Solids. – 2010. – V. 29. – P.1008–1014.
83. Оборин В.А., Банников М.В., Наймарк О.Б., Froustey С. Длинно-корреляционные многомасштабные взаимодействия в ансамблях дефектов и оценка надёжности алюминиевых сплавов при последовательных динамических и усталостных нагружениях // Письма в журнал технической физики. – 2011. – том 37. – вып. 5. – С. 105-110.
84. Симонов М. Ю., Симонов Ю. Н., Шайманов Г. С. Структурные и фрактографические особенности формирования расщеплений в низколегированной стали, подвергнутой деформационно-термической обработке // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2019. – №. 10. – С. 5-15.
85. Shanyavskiy A.A. Mechanisms and modeling of subsurface fatigue cracking in metals // Engineering Fracture Mechanics. – 2013. – Т.110. – P. 350–363.
86. Лякишев Н. П. Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник //М.: Машиностроение. – 1996. – Т. 1. – С. 992.
87. Varenblatt G.I. Scaling phenomena in fatigue and fracture // Int. J. of Fracture. – 2006. – V. 138. – P. 19–35.

88. Hertzberg R.W. On the calculation of closure-free fatigue crack propagation data in monolithic metal alloys // *Materials Science and Engineering A*. – 1995. – V. 190. – P. 25–32.
89. Bathias C. and Paris P.C. Gigacycle fatigue in mechanical practice // Marcel Dekker. – 2005. – NY. – USA. – 305.
90. Оборин В.А., Банников М.В., Наймарк О. Б., Palin-Luc Т. Масштабная инвариантность роста усталостной трещины при гигацикловом режиме нагружения // *Письма в журнал технической физики*. – 2010. – Т. 36. – № 22. – С. 76–82.
91. Bannikov M., Bilalov D., Oborin V., Naimark O. Damage evolution in the AlMg6 alloy during high and very high cycle fatigue // *Frattura ed Integrita Strutturale*. – 2019. – Т. 13. – No. 49. – P. 383–395.
92. Naimark O., Oborin V., Bannikov M., Ledon D. Critical Dynamics of Defects and Mechanisms of Damage-Failure Transitions in Fatigue // *Materials*. – 2021. – 14(10). – 2554
93. Оборин В. А. Банников, М. В., Баяндин, Ю. В., Соковиков, М. А., Билалов, Д. А., Наймарк, О. Б. Фрактальный анализ поверхности разрушения сплава АМг6 при усталостном и динамическом нагружении // *Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика*. – 2015. – №. 2.
94. Oborin V., Bannikov M., Naimark O., Sokovikov M., Bilalov D. Multiscale study of fracture in aluminum-magnesium alloy under fatigue and dynamic loading // *Frattura ed Integrità Strutturale* – 2015. – Vol.34 – P.479-483.
95. Oborin V., Sokovikov M., Bilalov D., Naimark O. Multiscale study of morphology of the fracture surface aluminum- magnesium alloy with consecutive dynamic and gigacycle loading // *Procedia Structural Integrity*. – 2016. – V.2. – P.1063-1070.
96. Oborin V., Bachurikhin V., Sokovikov M., Bilalov D., Naimark O. Structural and mechanical investigation of the estimating reliability of aluminum alloys with consecutive dynamic and gigacycle loading // *AIP Conference Proceedings*. – 2016. – V.1785. – P.030019

97. Bannikov, M.V., Oborin V.A., Naimark O.B., Self-similar aspects of fracture of metals in gigacycle fatigue loading // Letters on materials. – 2015. – 5(4). – P. 448-453
98. Оборин В.А., Банников М.В., Баяндин Ю.В., Наймарк О.Б. Долговечность сплава АМг6 при последовательном ударно-волновом и гигацикловом нагружении // Вестник ПНИПУ. Механика. – 2019. - №1. – С.121-128.
99. Bannikov M., Bilalov D., Oborin V., Naimark O. Damage evolution in the AlMg6 alloy during high and very high cycle fatigue // Frattura ed Integrita Strutturale. – 2019. – V. 13, No. 49. – P. 383-395
100. Oborin V., Uvarov S., Sokovikov M., Simonov M., Shaimanov G., Naimark O. Evaluation of corrosion resistance of aluminum alloy under consecutive dynamic and VHCF regime //AIP Conference Proceedings. – AIP Publishing LLC, 2020. – T. 2310. – №. 1. – С. 020228.
101. Oborin V.A., Bayandin Y.V., Bilalov D.A., Sokovikov M.A., Chudinov V.V., Naimark O.B. Self-Similar Patterns of Damage Development and Reliability Assessment of AMg6 and D16T Aluminum Alloys under Consecutive Dynamic and Gigacycle Loading // Physical Mesomechanics. – 2019. – Т. 22. – №. 2. – P. 141-151.
102. Билалов Д.А., Оборин В.А., Наймарк О.Б., Нарыкова М.В., Кадомцев А.Г., Бетехтин В.И. Влияние предварительного динамического нагружения на усталостную долговечность сплава АМг6 //Письма в Журнал технической физики. – 2020. – Т. 46. – №. 8. – С. 44.
103. Билалов Д.А., Оборин В. А., Наймарк О. Б. Влияние интерметаллидных включений на образование подповерхностных трещин в сплаве АМг6 при гигацикловой усталости //Письма о материалах. – 2020. – Т. 10. – №. 2. – С. 206-210.