ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ УНИТАРНОЕ ПРЕДПРИЯТИЕ
«ВСЕРОССИЙСКИЙ НАУЧНО-ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ ИНСТИТУТ АВИАЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ»
НАЦИОНАЛЬНОГО ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКОГО ЦЕНТРА
«КУРЧАТОВСКИЙ ИНСТИТУТ»

На правах рукописи

Рыжков Петр Валерьевич

УСТАЛОСТНАЯ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ВЖ159, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ

Научная специальность 2.6.17.
Материаловедение

Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук

Научный руководитель
к.т.н., М.А. Горбовец

Москва 2026

ВВЕДЕНИЕ 4

ГЛАВА 1. ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР 13

1.1 Статическое и циклическое нагружение 13

1.2 Влияние дефектов при СЛС на конструкционную прочность 16

1.3 Энергетический критерий усталостного разрушения и чувствительность материала к концентрации напряжений 24

1.4 Применение механики разрушения к оценке предельно допустимых дефектов 29

1.5 Обзор работ, посвященных численному моделированию поврежденности синтезированных материалов с дефектами 30

ОБЪЕКТЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ 37

2.1 Объект исследования 37

2.2 Образцы для исследования 39

2.3 Оборудование. 41

3. НАУЧНО-ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКАЯ ЧАСТЬ 42

3.1 Адаптация сплава ВЖ159 для технологии селективного лазерного сплавления 42

3.2 Режимы сплавления поверхности 42

3.3 Определение комплекса механических характеристик 47

3.4 Результаты измерений шероховатости образцов, имитирующее поверхность изделий аддитивного производства. Моделирование шероховатости. 52

3.5 Циклические испытания гладких образцов. Определение параметров модели пластичности с комбинацией изотропного и кинематического упрочнения. 58

3.6 Использование энергетического критерия для оценки усталостной долговечности. 71

3.7 Результаты фрактографии образцов после испытаний на усталость. 83

3.8 Моделирование распространения трещин и расчет остаточной долговечности образцов с надрезом. 85

3.9 Результаты фрактографии образцов, имитирующих поверхность изделия аддитивного производства после испытаний на усталость. 95

3.10 Прогнозирование усталостной долговечности образцов с исходной шероховатостью. 100

3.11 Прогнозирование усталостной долговечности при моделировании профиля шероховатости. 124

4. ВЫВОДЫ 130

5. ПЕРЕЧЕНЬ СОКРАЩЕНИЙ И ОБОЗНАЧЕНИЙ 131

6. СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ 133

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность темы исследования

Одной из актуальных задач современного материаловедения является разработка методов оценки усталостной долговечности изделий из жаропрочных никелевых сплавов, полученных методом селективного лазерного сплавления. Аддитивные технологии позволяют изготавливать элементы сложной геометрии для авиационных и энергетических установок, однако формируемые при СЛС структура, технологическая шероховатость и дефектность поверхностного слоя оказывают существенное влияние на сопротивление усталостному разрушению.

Для сплава ВЖ159, полученного методом СЛС, особое значение имеет состояние поверхностного слоя, поскольку именно в нём формируются локальные концентраторы напряжений, связанные с шероховатостью, приповерхностной газовой пористостью, особенностями трековой структуры и режимами экспонирования. При циклическом нагружении такие неоднородности могут ускорять зарождение усталостных микротрещин и снижать долговечность образцов, особенно при наличии технологической поверхности без последующей механической обработки.

Существующие подходы к расчёту усталостной долговечности не всегда позволяют корректно учитывать реальную микрогеометрию поверхности, влияние угла построения, локальное напряжённо-деформированное состояние и стадийность разрушения. Поэтому актуальной является разработка расчётной методики, связывающей параметры СЛС, структуру и шероховатость поверхностного слоя, локальные поля напряжений и деформаций, а также механизмы зарождения и роста усталостных трещин.

В связи с этим исследование закономерностей усталостного разрушения жаропрочного никелевого сплава ВЖ159, полученного методом селективного лазерного сплавления, и разработка двухстадийной модели прогнозирования долговечности с учётом зарождения и последующего роста трещины являются актуальными как с научной, так и с практической точки зрения.

Целью работы является установление закономерностей влияния структурного состояния материала и параметров технологической шероховатости поверхностного слоя на усталостную долговечность жаропрочного никелевого сплава ВЖ159, полученного методом селективного лазерного сплавления, и разработка методов её прогнозирования.

Задачи диссертационной работы:

1. Исследовать влияние параметров селективного лазерного сплавления, пространственной ориентации и геометрических особенностей формируемых поверхностей сплавления на микроструктуру и технологическую шероховатость образцов из сплава ВЖ159.
2. Экспериментально установить закономерности деформирования и усталостного разрушения материала по результатам механических испытаний и фрактографического анализа.
3. Разработать и параметрически идентифицировать модель упругопластического поведения материала с комбинированным упрочнением.
4. Разработать методику прогнозирования усталостной долговечности на основе J-интеграла и энергетического критерия усталости.
5. Провести верификацию расчётных результатов по экспериментальным данным для образцов различной геометрии и шероховатости.

Научная новизна

1. Разработана двухстадийная модель прогнозирования усталостной долговечности образцов из жаропрочного никелевого сплава ВЖ159, полученных методом селективного лазерного сплавления. Модель учитывает стадию зарождения микротрещин в зоне технологической шероховатости с использованием энергетического критерия P_{SWT} и стадию устойчивого роста трещины на основе J-интеграла и кинетического уравнения Пэриса.
2. Предложен метод идентификации параметров упругопластической модели циклического деформирования с комбинированным изотропно-кинетическим упрочнением, основанный на обработке экспериментальных

кривых циклического нагружения с применением алгоритма Левенберга–Марквардта.

3. Установлены закономерности влияния угла наклона поверхностей, режимов сплавления и состояния поверхностного слоя на формирование технологической шероховатости, газовой пористости и морфологии кристаллитов в образцах из сплава ВЖ159. Показано, что диапазон углов 35–55° является критическим с точки зрения качества формируемой поверхности, а угол около 55° соответствует пороговому условию стабильного формирования поверхностного слоя.

4. Показано влияние мелкозернистого приповерхностного слоя и газовой пористости на зарождение и развитие усталостных микротрещин. Установлено, что при циклическом нагружении разрушение имеет выраженный стадийный характер: первая стадия связана с образованием фасеток скола, вторая — с устойчивым ростом трещины и формированием бороздчатого рельефа.

5. Реализован комплексный подход к проверке адекватности модели усталостного разрушения, основанный на сопоставлении расчётных данных с экспериментальной долговечностью, формой очага разрушения, размерами фасеток и фрактографическими признаками роста трещины.

Практическая значимость работы

1. Определены режимы селективного лазерного сплавления, при которых формируется поверхностный слой сплава ВЖ159 с технологической шероховатостью порядка Ra ≈ 4–8 мкм и характерным уровнем приповерхностной газовой пористости.

2. Установлено, что угол наклона поверхности около 55° является пороговым для стабильного формирования поверхностного слоя. При углах менее 55° наблюдается деградация нижних поверхностей, связанная со сквозным проплавлением и подплавлением порошка, что необходимо учитывать при проектировании изделий, получаемых методом СЛС.

3. Предложена расчётная схема оценки усталостной долговечности образцов из сплава ВЖ159 с использованием энергетического критерия P_{SWT}, J-

интеграла и кинетического уравнения Пэриса. Схема позволяет учитывать влияние технологической шероховатости, локальных концентраторов напряжений и геометрии фронта трещины.

4. Показано, что технологическая шероховатость и приповерхностная газовая пористость являются основными факторами снижения циклической долговечности сплава ВЖ159 при температурах до 650 °С. При этом повышенная исходная шероховатость не приводит к заметному снижению длительной прочности при температурах 800–1000 °С.

5. Сформированы рекомендации по расчёту и проектированию изделий из сплава ВЖ159, получаемых методом СЛС, с учётом критического диапазона углов наклона поверхностей 35–55°, состояния поверхностного слоя и необходимости оценки локальной усталостной повреждаемости.

6. Результаты диссертационной работы и разработанные расчётные подходы использованы при подготовке нормативно-методических материалов, регламентирующих испытания и обработку данных для построения кинетической диаграммы усталостного разрушения и определения порогового коэффициента интенсивности напряжений.

Основные положения, выносимые на защиту:

1. Установлены количественные закономерности формирования качества поверхностного слоя при СЛС никелевого сплава ВЖ159: критический диапазон углов наклона поверхностей 35–55° и пороговый угол 55°, при которых обеспечивается стабильное качество поверхности; показано, что применение высокоэнергетического контура позволяет формировать поверхность с технологической шероховатостью уровня Ra ≈ 4–8 мкм; определены характер и роль газовой пористости и мелкозернистого приповерхностного слоя.

2. Экспериментально обоснована стадийность усталостного разрушения образцов с различным состоянием поверхности и концентраторами напряжений; показано, что исходная шероховатость и газовая пористость являются доминирующими факторами снижения усталостной долговечности при

температурах до 650 °C; выделены фрактографические признаки стадий зарождения и устойчивого роста трещин.

3. Разработана упругопластическая модель циклического деформирования с комбинированным изотропно-кинематическим упрочнением для сплава ВЖ159, полученного методом СЛС, и выполнена идентификация параметров по экспериментальным данным с применением метода Левенберга–Марквардта, обеспечивающая воспроизведение стабилизированных петель гистерезиса.

4. Реализована двухстадийная расчётная схема прогнозирования усталостной долговечности, включающая стадию зарождения по энергетическому критерию P_{SWT} и стадию роста трещины на основе J-интеграла с использованием кинетического уравнения Пэриса; показана применимость схемы для различных геометрий и состояний поверхности.

5. Выполнена проверка адекватности (верификация) расчётной схемы для образцов с концентраторами C-, U- и V-типа, а также для образцов с исходной шероховатостью; обеспечено согласование расчётной долговечности с экспериментальными медианными значениями.

Апробация работы

Основные результаты диссертационной работы были представлены и обсуждены на 4 всероссийских и 1 международной научных конференциях, посвящённых физико-механическим испытаниям, прочности, надёжности конструкционных материалов, высокотемпературным испытаниям, аддитивным технологиям и современным жаропрочным никелевым сплавам.

Материалы диссертации докладывались на следующих научных конференциях:

— XI Всероссийской конференции по испытаниям и исследованиям свойств материалов «ТестМат» по тематике «Физико-механические испытания, прочность, надёжность, высокотемпературные испытания», посвящённой 105-летию со дня рождения д.т.н., профессора Софьи Исааковны Кишкиной (Москва, 2019);

— Всероссийской научно-технической конференции «Современные жаропрочные никелевые деформируемые сплавы и технологии их производства» (Москва, 2021);

— VII Международной конференции «Аддитивные технологии: настоящее и будущее» (Москва, 2021);

— XIV Всероссийской конференции по испытаниям и исследованиям свойств материалов «ТестМат» по тематике «Физико-механические испытания, прочность и надёжность современных конструкционных и функциональных материалов» (Москва, 2022);

— XVII Всероссийской конференции по испытаниям и исследованиям свойств материалов «ТестМат» по тематике «Физико-механические испытания, прочность, надёжность современных конструкционных и функциональных материалов» (Москва, 2025).

Степень достоверности

Достоверность полученных результатов обеспечивается применением комплекса взаимодополняющих экспериментальных и расчётных методов. В работе использованы механические испытания при статическом и циклическом нагружении, испытания на длительную прочность и циклическую трещиностойкость, профилометрия, оптическая микроскопия и растровая электронная микроскопия. Такой подход позволил сопоставить расчётные данные не только с экспериментальной долговечностью, но и с фрактографическими признаками усталостного разрушения.

Теоретическая значимость работы

Теоретическая значимость работы заключается в развитии представлений о стадийности усталостного разрушения жаропрочных никелевых сплавов, полученных методом селективного лазерного сплавления. Показано, что усталостная долговечность образцов с технологической шероховатостью определяется не только номинальным уровнем нагружения, но и локальной микрогеометрией поверхности, распределением концентраторов напряжений, состоянием приповерхностного слоя и формой фронта развивающейся трещины.

Разработанная расчётная схема объединяет энергетический подход к описанию стадии зарождения трещины и аппарат механики разрушения для стадии её устойчивого роста. Это позволяет физически обоснованно разделить общий ресурс образца на две составляющие: долговечность до формирования устойчивой трещины и остаточную долговечность, связанную с её распространением.

Полученные результаты расширяют область применения моделей упругопластического циклического деформирования с комбинированным упрочнением для материалов, полученных аддитивными технологиями, и позволяют учитывать влияние реального состояния поверхности при оценке усталостной долговечности.

Соответствие диссертации паспорту специальности

Диссертационная работа Рыжкова Петра Валерьевича соответствует паспорту научной специальности 2.6.17 – Материаловедение, область науки — технические науки.

Содержание диссертации соответствует следующим направлениям исследований паспорта специальности 2.6.17 – Материаловедение:

п. 1 — в части установления закономерностей влияния состава, структуры, технологии получения и эксплуатационных факторов на физико-механические свойства материала, а также на надёжность и долговечность деталей и конструкций. В работе исследовано влияние режимов СЛС, угла наклона формируемых поверхностей, шероховатости и газовой пористости на механические характеристики и усталостную долговечность сплава ВЖ159;

п. 5 — в части установления закономерностей и критериев оценки разрушения металлических материалов при действии механических нагрузок. В диссертации разработана двухстадийная схема оценки усталостного разрушения, включающая стадию зарождения трещины по энергетическому критерию P_{SWT} и стадию устойчивого роста трещины с использованием J-интеграла и кинетического уравнения Пэриса;

п. 6 — в части развития и применения методов исследования структуры, испытаний и определения физико-механических и эксплуатационных свойств металлических материалов. В работе использованы механические испытания при статическом и циклическом нагружении, испытания на циклическую трещиностойкость, профилометрия, оптическая микроскопия и фрактографический анализ;

п. 8 — в части разработки и компьютерной реализации математических моделей деформационных процессов при эксплуатации металлических материалов. В диссертации выполнено численное моделирование упругопластического циклического деформирования с применением модели комбинированного изотропно-кинематического упрочнения, а также моделирование распространения эллиптических усталостных трещин;

п. 13 — в части развития методов прогнозирования и оценки остаточного ресурса металлических материалов. В работе предложена и проверена расчётная методика прогнозирования усталостной долговечности образцов из сплава ВЖ159 с концентраторами напряжений и технологической шероховатостью поверхности;

п. 16 — в части исследования металлических материалов, предназначенных для эксплуатации в условиях повышенных температур и механических нагрузок. Исследуемый жаропрочный никелевый сплав ВЖ159 предназначен для применения в условиях высокотемпературного и циклического нагружения, характерных для ответственных элементов авиационной техники.

Таким образом, тема, цель, задачи, научная новизна, теоретическая и практическая значимость диссертационной работы соответствуют паспорту научной специальности 2.6.17 – Материаловедение.

Личный вклад автора

Соискатель принимал участие в постановке задач и экспериментов, самостоятельно выполнял анализ полученных результатов. Эксперименты, численное моделирование и испытания выполнены им лично либо с его непосредственным участием. Подготовка публикаций и интерпретация результатов выполнены при участии соавторов.

Публикации

По материалам диссертации опубликовано 9 научных работ в рецензируемых журналах, из которых 5 опубликованы в изданиях, включенных в перечень ВАК при Минобрнауки России, и 4 — в изданиях, индексируемых в международных базах данных Scopus и Web of Science.

Структура и объем диссертации

Диссертационная работа состоит из введения, трёх глав, заключения, списка сокращений и списка источников. Общий объём работы составляет 143 страниц, в том числе 119 страниц основного текста, включая 109 рисунков и 24 таблицы. Список использованных источников содержит 99 наименований и изложен на 11 страницах.

ГЛАВА 1. ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР

1.1 Статическое и циклическое нагружение

На основные механические свойства металлических материалов — прочность, пластичность и трещиностойкость — при статическом и циклическом нагружении в различной степени влияют три фактора: кристаллическая решётка, микроструктура и дефекты. На практике механические свойства описывают набором параметров, включая модуль упругости, предел текучести, вязкость разрушения, предел выносливости и др. Часть параметров (рис. 1.1) характеризует объёмные свойства (упругость, пластичность), тогда как другие отражают локальные эффекты, связанные с зарождением трещин в зонах концентрации напряжений.

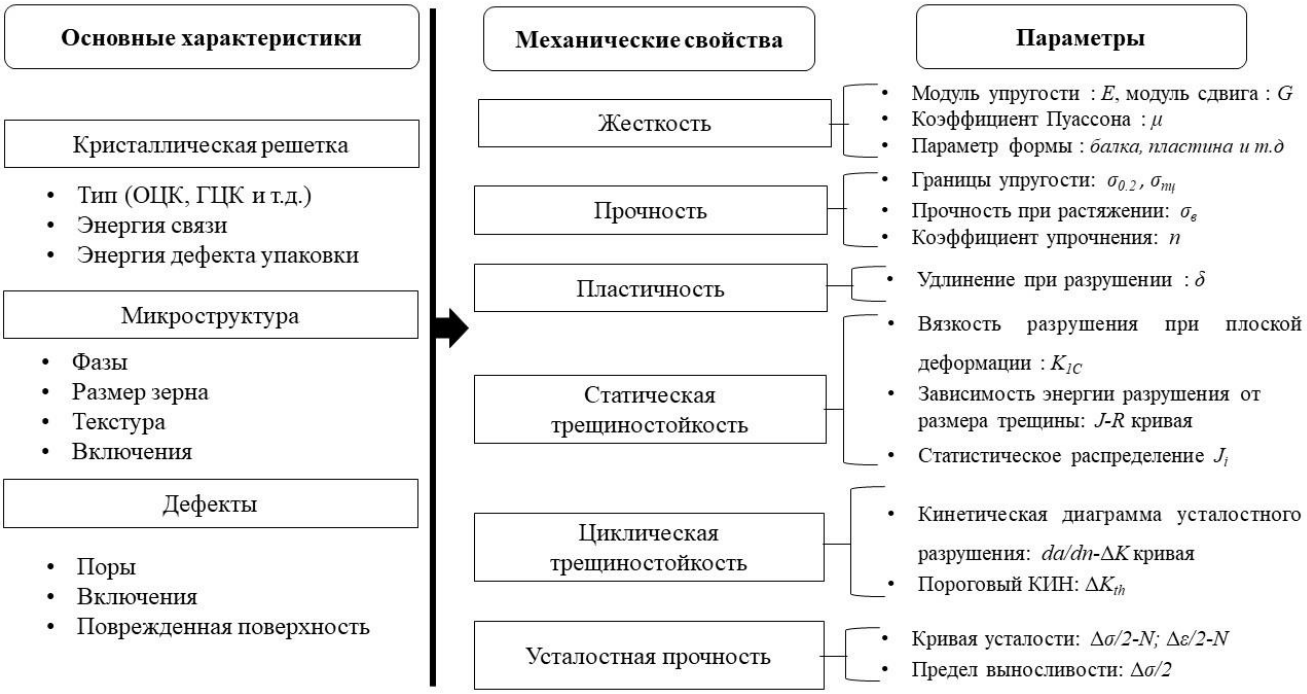


Рисунок 1.1. Соотношения между основными характеристиками материала, механическими свойствами и их параметрами.

Пример влияния дефектов материала как на статическую, так и на циклическую прочность показан на рисунке 1.2 для различных сталей и синтезированного никелевого сплава Inconel 718 [1].

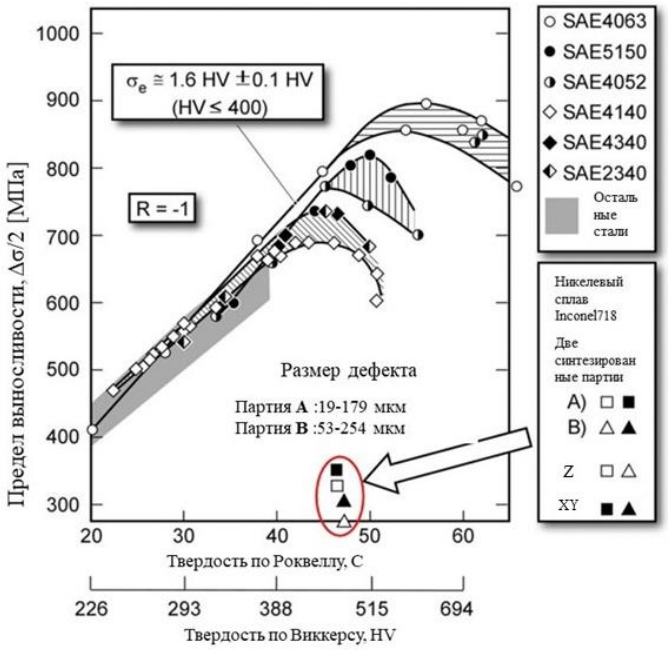
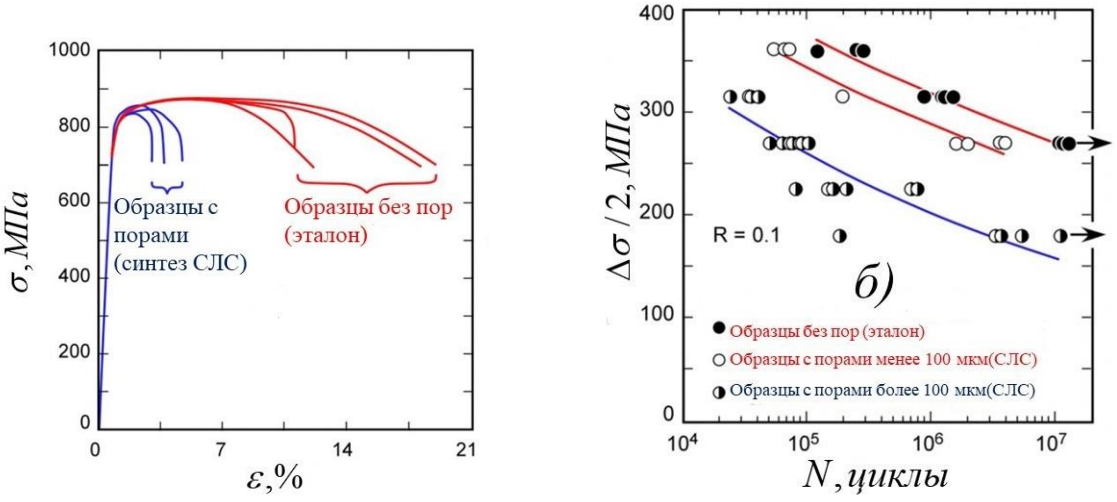


Рисунок 1.2. Зависимость предела выносливости от твердости на примере жаропрочных сталей и никелевого сплава.

Анализ литературы показывает, что критический размер дефекта, определяющий начало усталостного разрушения, варьируется в зависимости от типа материала и условий его получения. Для сталей, синтезированных методом аддитивного производства, он составляет порядка 10–25 мкм [2,3]. В случае никелевого сплава Inconel 718, полученного методом СЛС, диапазон обнаруженных дефектов значительно выше: от 19 до 179 мкм (среднее значение 85 мкм, партия A) и от 53 до 254 мкм (в среднем 149 мкм, партия B) [4]. Эти размеры существенно превышают длину трещины, не переходящей в стадию устойчивого роста в условиях многоцикловой усталости, что указывает на высокую чувствительность сплава к крупным внутренним дефектам. Таким образом, пороговые условия зарождения повреждений напрямую зависят от критического размера дефекта и не могут быть корректно описаны только через показатели прочности, такие как временное сопротивление. Согласно результатам близких по тематике исследований [5], корреляция между твёрдостью и пределом выносливости может быть применима к изделиям аддитивного производства лишь в случае постобработки, включающей горячее изостатическое прессование и последующую полировку поверхности.

В отличие от усталостной прочности, статические характеристики пластичных материалов слабо зависят от дефектов. Так, для СЛС-образцов Ti–6Al–4V с разной пористостью диаграммы растяжения близки к бездефектным образцам, тогда как при циклическом нагружении даже малые дефекты существенно снижают долговечность [6].



а) *б)*

Рисунок 1.3. Влияние пористости на механические свойства при статическом (а) и циклическом (б) нагружении титанового сплава, полученного аддитивными технологиями.

Как показано на рисунке 1.3, временное сопротивление различается менее чем на 5 %, тогда как усталостная прочность при долговечности 10^6 циклов снижается на 30–40 %, а удлинение при разрушении — до двух третей. Это подтверждает высокую чувствительность пластичности и усталостной долговечности к пористости: несплошности способствуют нестабильному формированию шейки при растяжении и служат очагами зарождения трещин при циклическом нагружении [7, 8].

Следует отметить, что удлинение при растяжении не является универсальной характеристикой материала, поскольку зависит от геометрии и размеров образца [9]. Учитывая чувствительность этого параметра к дефектам, можно ожидать выраженного статистического эффекта, связанного с объёмом рабочей части. В результате для удлинения характерно более широкое распределение значений по сравнению с прочностными характеристиками.

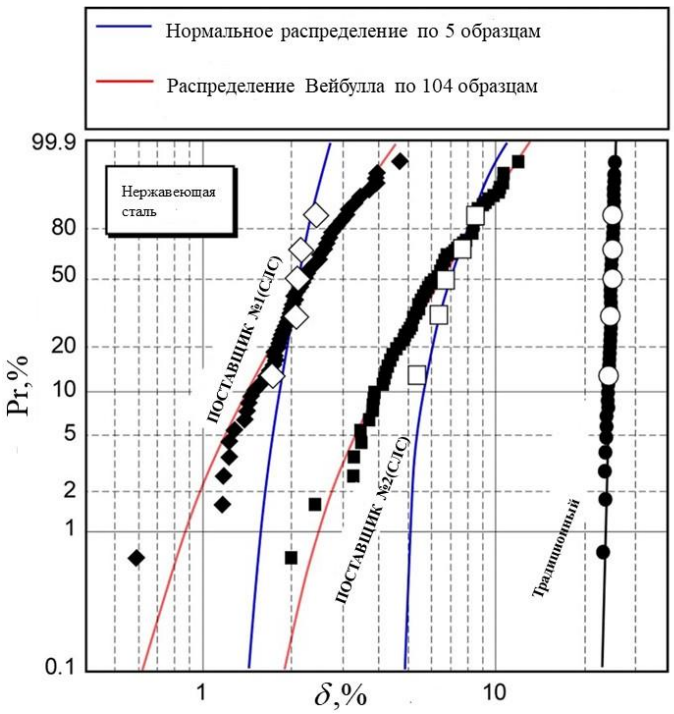


Рисунок 1.4. Свойства пластичности стали 17-4PH в зависимости от технологии получения.

По данным испытаний миниатюрных образцов стали 17-4PH сечением 1×1 мм² установлено, что СЛС-образцы имеют более низкое и более рассеянное удлинение при растяжении по сравнению с образцами, полученными традиционными технологиями (рис. 1.4). Авторы [10] связывают это с влиянием поверхностных пор, размером, положением и ориентацией дефектов, а также с исходной шероховатостью поверхности.

1.2 Влияние дефектов при СЛС на конструкционную прочность

Оценка формы дефекта относительно направления синтеза.

Дефекты определенной морфологии, сформированные по границам двух последовательных слоев сплавления, могут быть ориентированы различным образом относительно платформы построения или вектора приложенной силы (рис. 1.5).

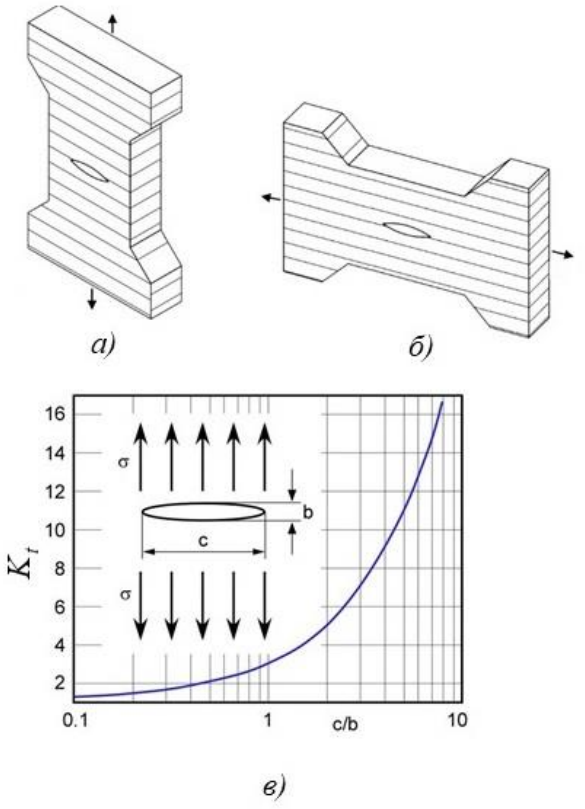


Рисунок 1.5. Расположение дефекта относительно платформы построения: а) синтез в направлении XZ (вертикальный), синтез в направлении XY (горизонтальный); в) концентрация напряжений как функция от полуосей эллиптического дефекта.

Эллиптический дефект является упрощённой моделью реальной несплошности, однако позволяет оценить влияние формы дефекта на концентрацию напряжений (рис. 1.5, в). По данным [11], вертикально синтезированные образцы содержат объёмные дефекты с c/b = 1 (Kt > 3) и поверхностные дефекты с c/b = 5 (Kt > 9), тогда как для горизонтально синтезированных образцов характерны дефекты с c/b ≤ 1 (Kt ≤ 3). Следовательно, при вертикальном направлении синтеза дефекты несплавления создают более высокие локальные напряжения и могут служить очагами зарождения усталостных трещин.

Оценка текстуры на пороговое значение коэффициента интенсивности напряжений (КИН).

При СЛС зерна ориентируются вдоль направления построения, что связано с максимальным температурным градиентом. Из-за его изменения по глубине ванны расплава формируется анизотропная и локально неоднородная

направленная микроструктура (рис. 1.6). Для горизонтально ориентированных образцов межкристаллитное распространение трещины сопровождается большей неровностью её берегов и эффектом закрытия, что подтверждается повышенным пороговым КИН для стали 316L [10, 11].

.

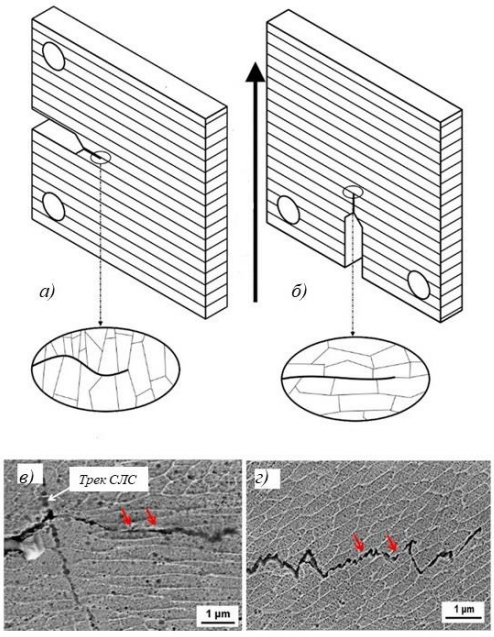


Рисунок 1.6. Влияние ориентации сплавления на распространение трещины синтезируемой стали 316L [38]

Хорошо известно, что поправка на закрытие трещины (эффективный КИН) сдвигает кинетическую диаграмму вправо, тем самым увеличивая пороговый КИН. О влиянии микроструктуры и дефектов синтезированного сплава Ti-55511 на отклонение траектории и разветвление трещины также сообщается в работе [12].

Влияние алгоритмов сплавления на микроструктуру и распределение дефектов.

Алгоритмы сплавления, которые формируют траекторию движения лазерного луча по поверхности каждого слоя порошка, значительно влияют на формирование текстуры, остаточных напряжений и распределение дефектов в изделии. Их классифицируют, в основном, по признаку формы и направления (рис.1.7) [13].

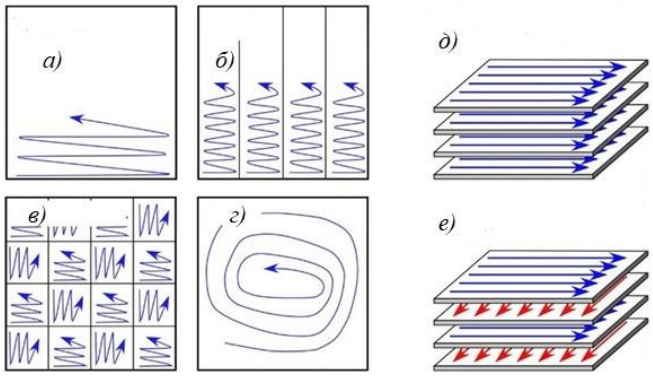


Рисунок 1.7. Алгоритмы СЛС: а) меандр; б) полосы; в) шахматы; г) спираль; д) однонаправленный; е) двунаправленный.

В синтезированных образцах Inconel 718 по различным алгоритмам СЛС, обнаружили, что непрерывный рост столбчатых дендритов вдоль направления кристаллизации подавляется ростом дендритов поперек направления [13]. Результатом применения двунаправленного алгоритма сплавления явилось получение более мелкого зерна. На диаграмме растяжения (рис. 1.8) это отразилось на схожих значениях упругости, текучести, прочности, а различие состояло в пластичности – при более мелком зерне удлинение было больше в два раза.

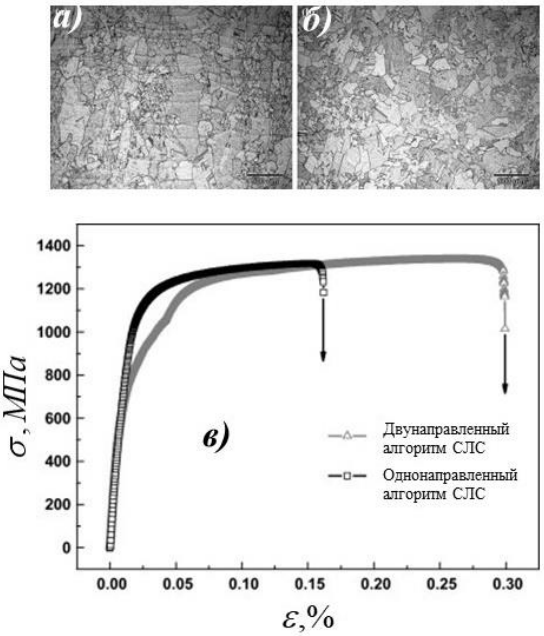


Рисунок 1.8. Влияние алгоритма сплавления на характеристики прочности и пластичности синтезированного сплава Inconel 718: а) микроструктура при однонаправленном алгоритме, б) микроструктура при двунаправленном алгоритме, в) диаграмма растяжения образцов, синтезированных по различным алгоритмам.

В работах [14–16] показано, что алгоритм СЛС определяет характер распределения дефектов. В отличие от энергии лазера и скорости сканирования, влияющих преимущественно на остаточные напряжения, стратегия сплавления влияет на размер и пространственное распределение дефектов [17–19]. Для материалов, склонных к пористости и микротрещинам, выбор алгоритма СЛС часто требует компромисса между снижением дефектности и уровнем остаточных напряжений.

Влияние толщины слоя, поддерживающих структур и повторного использования порошка.

Толщина слоя при СЛС влияет на пористость, шероховатость и остаточные напряжения: её увеличение повышает дефектность и шероховатость наклонных поверхностей, а уменьшение может снижать остаточные напряжения [20–23]. Конфигурация поддерживающих структур также влияет на кристаллизацию, текстуру, морфологию зерен и распределение остаточных напряжений в сплаве Inconel 718 [24]. Повторное использование порошка экономически оправдано, однако после многократных циклов изменяются размер и морфология частиц: появляются вытянутые частицы и частицы с сателлитами (рис. 1.9) [25].

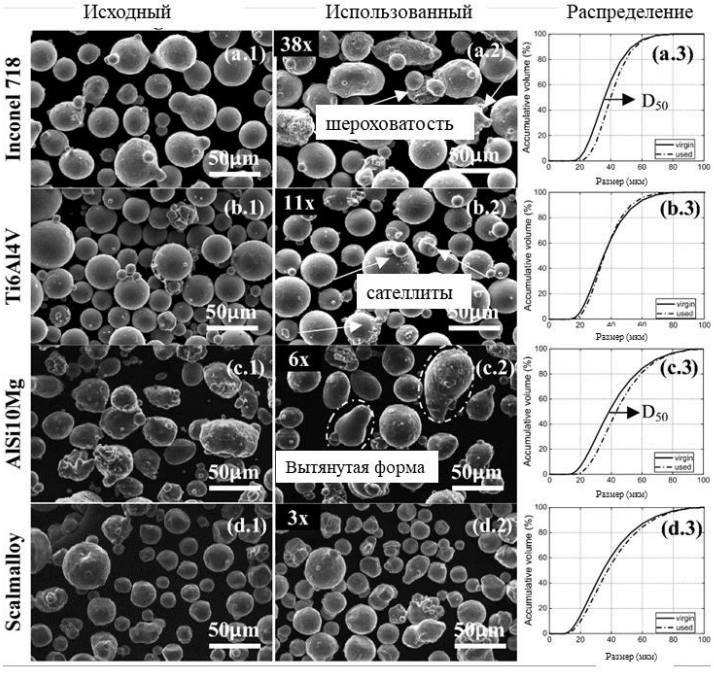


Рисунок 1.9. Форма исходных частиц порошка и после многих циклов синтеза четырех часто используемых порошка аддитивного производства (Inconel718, Ti6Al4V, AlSi10Mg, Scalmaloy)

Похожие наблюдения обнаружены в работах [26, 27], в которых авторы не обнаружили различий на кривых усталости между свежим порошком и повторно использованным (рис. 1.10).

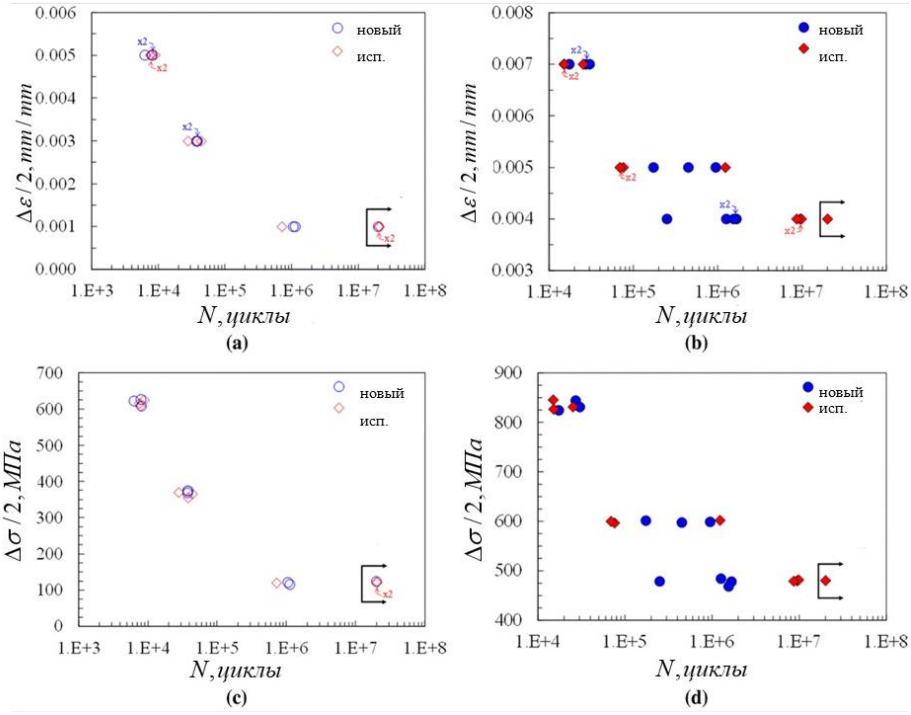


Рисунок 1.10. Кривые усталости синтезированного сплава при использовании нового и использованного порошка: a, b – «жесткий» цикл, c, d – «мягкий» цикл.

Влияние шероховатости поверхности.

Высокая шероховатость поверхности изделий СЛС обусловлена переменным сечением, нестабильностью ванны расплава и наличием частично расплавленного порошка [28, 29]. На её величину влияют размер порошка, направление сплавления, скорость сканирования и ориентация поверхности. Особенно выражены различия между верхними и нижними поверхностями, а также эффект «лестницы», связанный с послойным построением изделия (рис. 1.11) [30].

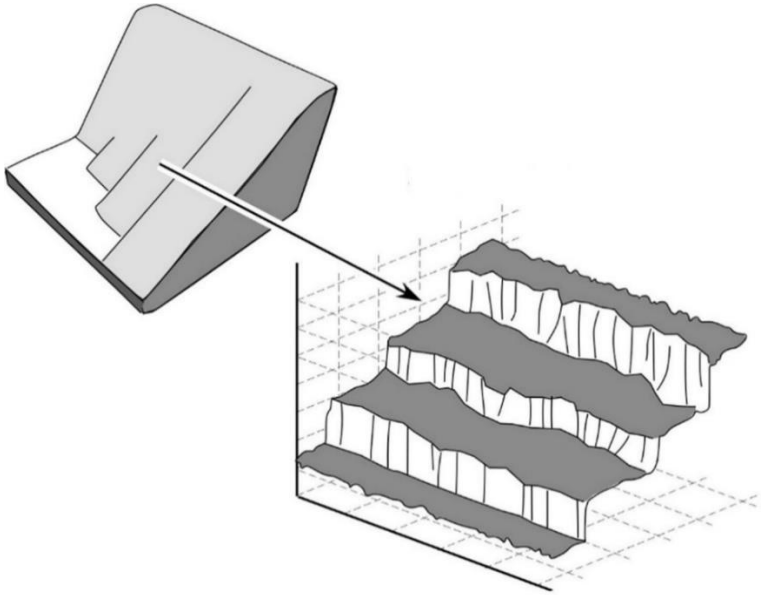


Рисунок 1.11. Эффект «лестницы» при СЛС.

Шероховатость увеличивается с толщиной слоя [31] и зависит от угла построения [32]. Среднее значение шероховатости (R_a) поверхности можно оценить по формуле:

$$R_a = 1000 \cdot t_i \cdot \sin\left(\frac{90-\Theta}{4}\right) \cdot \tan(90-\Theta) \qquad (1.1)$$

где t_i-толщина слоя, Θ-угол построения.

Применимость расчётных соотношений для оценки шероховатости зависит от материала: для ряда сплавов они подтверждаются, однако для IN625 оказываются неприменимыми [33]. Существенное влияние оказывает ориентация поверхности относительно платформы построения. Так, для Inconel 718 при угле синтеза 45° шероховатость верхней поверхности составила Ra = 10 мкм, а нижней — Ra = 25 мкм, что связано с контактом нависающей поверхности со слоем порошка [28]. Аналогичные различия отмечены для Ti6Al4V [9]. Для AlSi10Mg минимальная усталостная долговечность также характерна для образцов с нависающей поверхностью, причём снижение прочности связано не только с шероховатостью, но и с остаточными напряжениями [34]. Поэтому при анализе влияния шероховатости на усталость необходимо учитывать подповерхностные дефекты, микроуступы и локальные впадины, которые не всегда корректно описываются традиционными методами измерения (рис. 1.12).

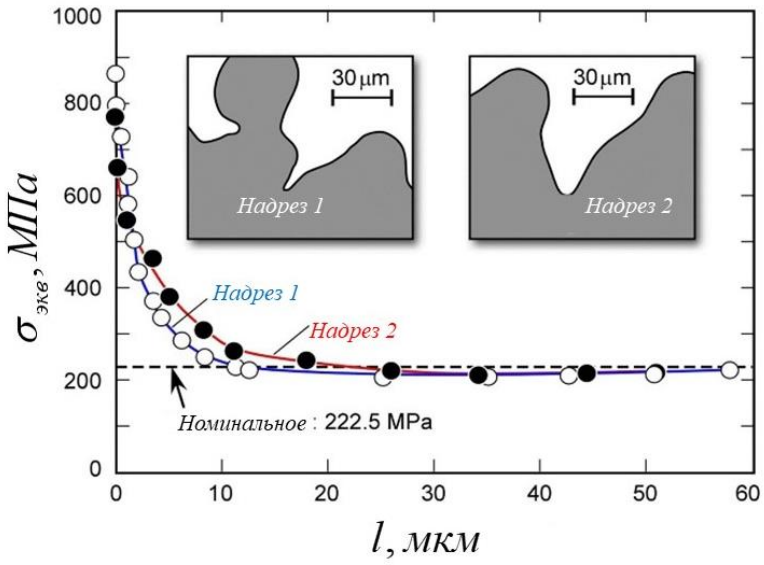


Рисунок 1.12. Примеры распределения напряжений при шероховатости поверхности образцов после синтеза сплава Ti6Al4V [35].

Для оценки поверхности изделий аддитивного производства РКТ может быть информативнее традиционной 2D/3D-профилометрии [9, 36, 37]. При ресурсных расчётах шероховатость обычно учитывают через поправочные коэффициенты к пределу выносливости, однако такие эмпирические зависимости могут быть неточными и излишне консервативными [38–40]. Более физически обоснованный подход связан с оценкой чувствительности изделия к концентрации напряжений: острые впадины шероховатости можно рассматривать как эллиптические выточки или как трещиноподобные дефекты, что позволяет использовать коэффициенты концентрации напряжений и методы линейной механики разрушения [41–43]. В работе [44] показано, что для тонкостенных СЛС-образцов стали 316L различия в долговечности возрастают при снижении уровня нагружения, особенно из-за большей шероховатости внутренней поверхности и образцов с меньшей толщиной стенки (рис. 1.13).

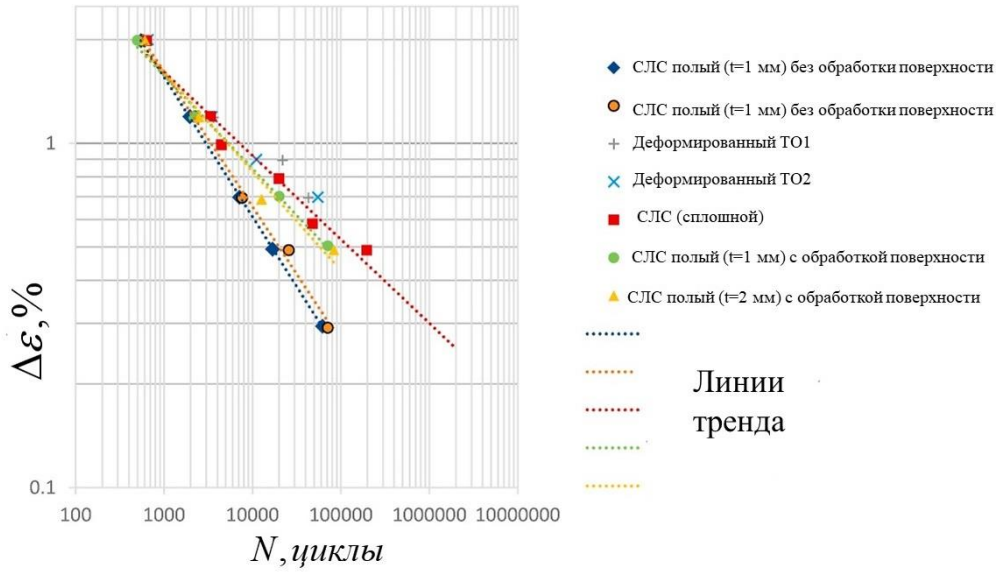


Рисунок 1.13. Кривые усталости синтезируемой стали 316L с различным состоянием поверхности и напряженного состояния.

Разрушение, инициированное с поверхности вблизи неметаллических включений, возникающих в результате загрязнений при синтезе в рабочей камере, наблюдается во всех трёх партиях исследованных образцов. Существенное различие в числе очагов разрушения выявлено между образцами с полым и сплошным сечением, что обусловлено различием в отношении площади свободной поверхности к объёму. При сравнении полых образцов по признаку обработки поверхности установлено, что наибольшую усталостную долговечность демонстрируют образцы после полировки, что согласуется с ожидаемым эффектом снижения концентрации напряжений за счёт сглаживания микронеровностей.

1.3 Энергетический критерий усталостного разрушения и чувствительность материала к концентрации напряжений

Структурно-энергетический анализ упругопластического деформирования и накопления повреждений в металлах показывает, что элементарные процессы можно условно разделить на две группы [45]. Первая связана с зарождением и накоплением дефектов, скрытой энергии, деформационным упрочнением и объёмной повреждаемостью материала. Большинство энергетических моделей усталости используют плотность энергии деформации в середине испытания, что затрудняет описание переходных процессов упрочнения и разупрочнения [46].

Поэтому перспективным является подход, основанный на накопленной энергии деформации, соответствующей предельному состоянию материала [47–49]. Вторая группа процессов связана с пластическим деформированием, динамическим возвратом и переходом необратимой энергии в тепловую, что требует применения специализированных экспериментальных методов [50].

Энергетический критерий усталостного разрушения

Прогнозирование усталостной долговечности с использованием энергетического критерия предполагает, что разрушение произойдет при условии накопления предельного значения плотности энергии деформации [50]. Плотность энергии деформации представляет собой удельную величину. В сплошной среде изменение взаиморасположения точек тела описывается тензором деформаций $\varepsilon_{ij}(x)$, а внутренних сил − тензором напряжений $\sigma_{ij}(x)$. Энергия деформации (работа деформирования), т. е. работа внешней нагрузки против внутренних сил, выражается через эти величины. Работа внешних сил W при деформировании от исходного до конечного состояния полагается равной и противоположной работе внутренних сил. В единице объёма

$$W = \int_0^{\varepsilon_{ij}} \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij} = \int_0^{\varepsilon_{ij}} \sigma_{ij}(\varepsilon_{kl}) d\varepsilon_{ij} \qquad (1.2)$$

В условиях малоцикловой усталости определяющей компонентой усталостного повреждения является пластическая составляющая, представляющая собой площадь петли гистерезиса (рис. 1.14).

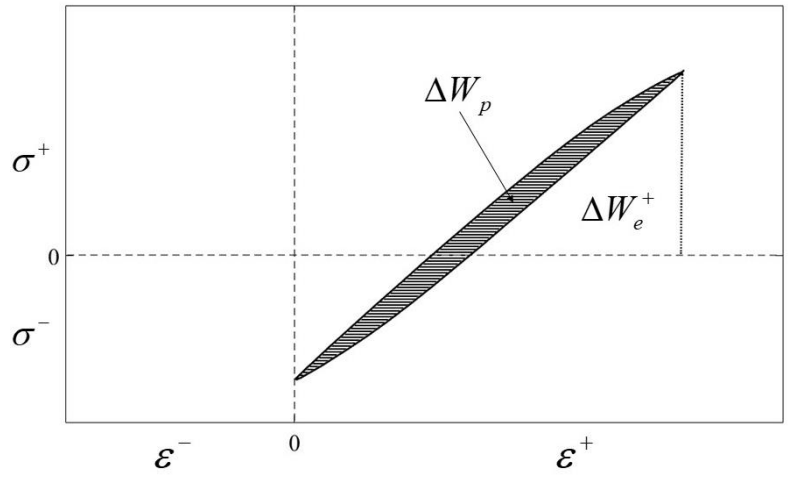


Рисунок 1.14. Параметры упругопластического гистерезиса при циклическом деформировании.

Площадь петли гистерезиса определяется разностью общей и упругой энергии деформации

$$\Delta W_p = \int_0^{\Delta\varepsilon} \sigma \partial\varepsilon - 2\int_0^{\Delta\sigma} \varepsilon \partial\sigma \tag{1.3}$$

Также существует возможность получения аналитического соотношения энергии деформации. Для этого кривая циклического деформирования может быть представлена уравнением Рэмберга-Осгуда:

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\Delta\sigma}{2E} + \left(\frac{\Delta\sigma}{2K}\right)^{1/n} \tag{1.4}$$

где $\Delta\varepsilon/2$-амплитуда полной деформации, $\Delta\sigma/2$-амплитуда напряжений, *E*-модуль Юнга, *K*-коэффициент циклической прочности, *n*-коэффициент циклического упрочнения.

Представление данных циклического деформирования во временной области обычно описывается уравнением Мэнсона-Коффина деформационного подхода:

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\sigma_f}{E} N^b + \varepsilon_f N^c \tag{1.5}$$

где $\Delta\varepsilon/2$-амплитуда полной деформации, -число циклов до разрушения, *E*-модуль Юнга, σ_f, ε_f – коэффициент усталостной прочности и пластичности, *b, c* - показатель усталостной прочности и пластичности

После подстановки соотношений 1.4 и 1.5 в выражение 1.3 получим поглощенную энергию при циклическом нагружении:

$$\Delta W_p = 4\left(\frac{1-n}{1+n}\right)\varepsilon_f \sigma_f N^{b+c} \tag{1.6}$$

где σ-напряжение, ε-деформация, Δσ, Δε- размах напряжений и деформаций соответственно.

Во временной постановке энергия деформации представляет собой сумму упругой и пластической компоненты, которая выражается через степенную форму функциональной зависимости с долговечностью:

$$\Delta W_T = \Delta W_e + \Delta W_p \tag{1.7}$$

$$\Delta W_T = W_f N^m \tag{1.8}$$

где W_p, *m* – коэффициент и показатель усталостной вязкости соответственно.

Чувствительность материала к концентрации напряжений.

Форма и геометрические параметры надреза существенно влияют на усталостную долговечность, поскольку зарождение и рост трещин определяются неравномерностью распределения напряжений и их градиентами в устье концентратора [51, 52]. Для оценки локального НДС применяют правило Нойбера и метод эквивалентной плотности энергии деформации. В линейно-упругой постановке коэффициент концентрации напряжений Kt определяется отношением локального напряжения к номинальному, однако при развитии пластичности такая оценка может переоценивать локальные напряжения и деформации и зависит от структуры и свойств материала [52–54]. Поэтому при локализованном пластическом течении целесообразно использовать энергетический подход, основанный на распределении плотности энергии деформации в устье надреза (рис. 1.15).

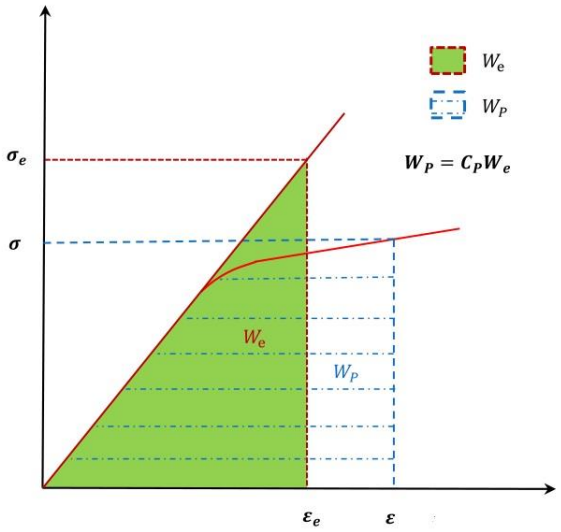


Рисунок 1.15. Графическое представление метода эквивалентной плотности энергии деформации

По аналогии с поправкой пластической зоны Ирвина [55] в работе [56] введён модифицированный коэффициент пластической зоны Ср, связывающий рост плотности энергии деформации в устье надреза с увеличением гипотетического упругого напряжения. Для оценки поверхности с исходной шероховатостью после СЛС в работе [57] использована компьютерная

томография, позволившая определить параметр d/w — отношение глубины поверхностного дефекта к расстоянию между соседними вершинами. Схематичное представление этого параметра приведено на рисунке 1.16.

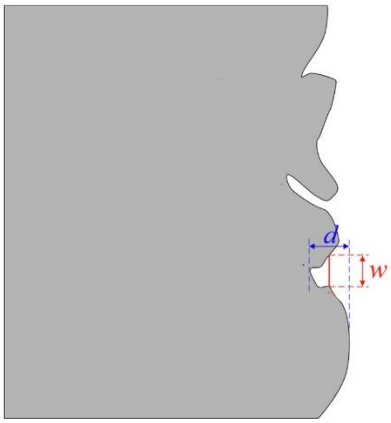


Рисунок 1.16. Глубина и расстояние между вершинами поверхностных дефектов.

По результатам было построено распределение линейных размеров с рассчитанным коэффициентом концентрации напряжений (рис. 1.17).

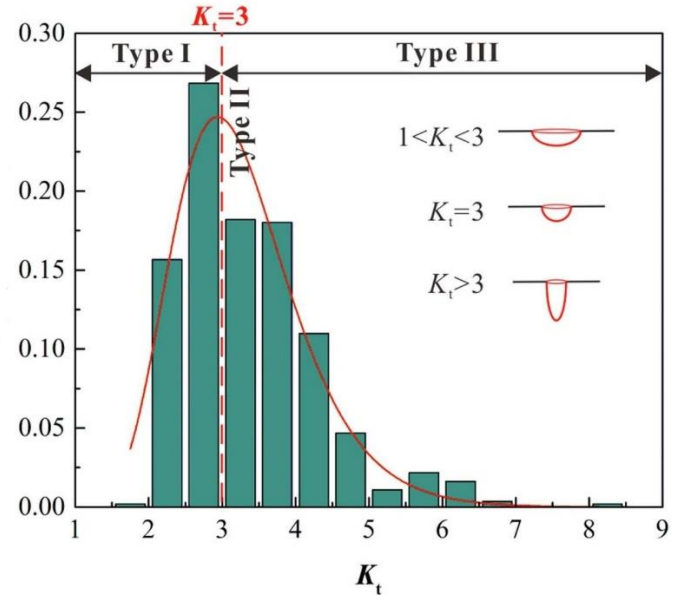


Рисунок 1.17. Распределение коэффициента концентрации напряжений поверхности синтезированного образца.

Таким образом, дефекты поверхности можно условно разделить на три группы с различным коэффициентом концентрации напряжений. Следовательно, для каждой группы необходимо определить чувствительность материала к концентрации напряжений.

1.4 Применение механики разрушения к оценке предельно допустимых дефектов

Наличие дефектов является характерной особенностью СЛС, поэтому при оценке прочности синтезированных изделий необходимо учитывать их размер, распределение и неоднородность микроструктуры. Для прогнозирования повреждений применяют аппарат линейной механики разрушения, диаграмму Китагавы–Такахаши, корреляции между площадью дефекта и параметрами усталости, R-кривые и модели маломасштабной текучести. Эти подходы позволяют учитывать масштабный эффект, локализацию напряжений и структурную анизотропию. Диаграмма Китагавы–Такахаши представляет зависимость предела выносливости от длины трещины и включает области микроструктурных, коротких и длинных трещин, что делает её применимой для оценки усталостной долговечности материалов с шероховатостью и порами (рис. 1.18).

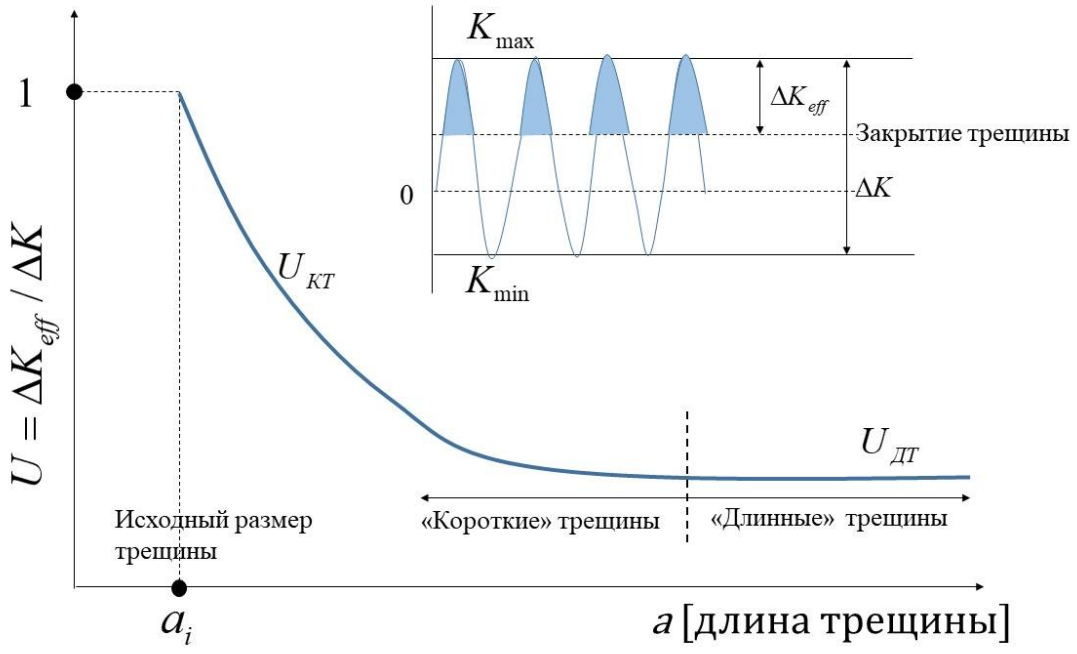


Рисунок 1.18. Стадийность распространения усталостной трещины.

Физическим пределом выносливости считают напряжение, при котором прекращается рост наиболее длинной из конкурирующих микротрещин, инициированных в поверхностном слое [58]. На ранней стадии их развитие определяется кристаллографической ориентацией зёрен и текстурой материала.

При достижении размера, сопоставимого с масштабом микроструктурной неоднородности, трещина переходит в область коротких трещин, где её рост становится чувствительным к макроскопическим напряжениям, градиентам напряжений и локальной пластичности [59, 60]. Дополнительно выделяют физически короткие трещины, рост которых замедляется вследствие частичного закрытия при условии ΔKeff < ΔKth. Диаграмма Китагавы–Такахаши может быть построена по результатам испытаний образцов с искусственными дефектами либо в первом приближении по пределу выносливости условно бездефектного материала Δσth и пороговому значению КИН ΔKth (рис. 1.19).

$$\Delta\sigma_{th} = \Delta\sigma_e \qquad (1.9)$$

где $\Delta\sigma_e$– предел выносливости гладких образцов.

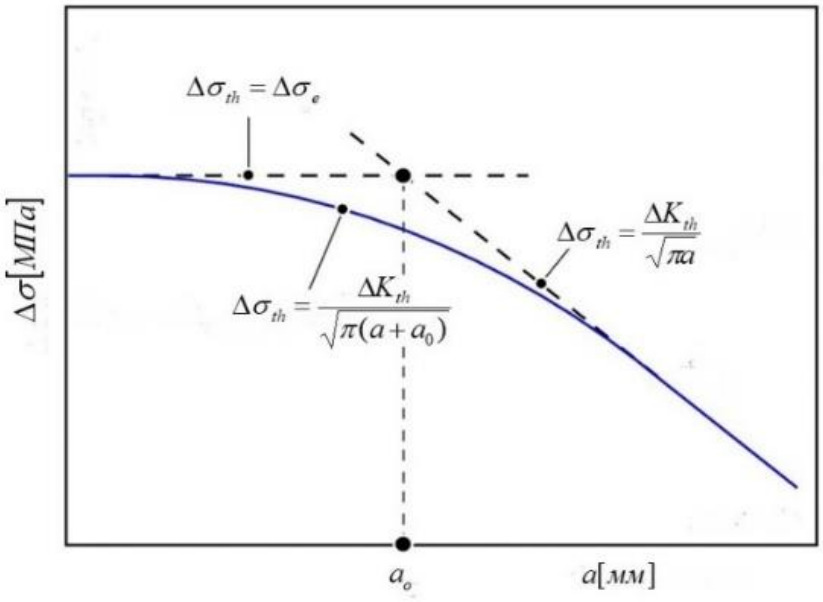


Рисунок 1.19. Диаграмма КТ

1.5 Обзор работ, посвященных численному моделированию поврежденности синтезированных материалов с дефектами

Шероховатость

Ввиду присутствия нескольких нераспространяющихся трещин, инициированных в вершинах неровностей исходной шероховатости (рис. 1.20), для оценки предела выносливости целесообразно использовать подход, предложенный Мураками [61], учитывающий размер дефекта и твёрдость материала.

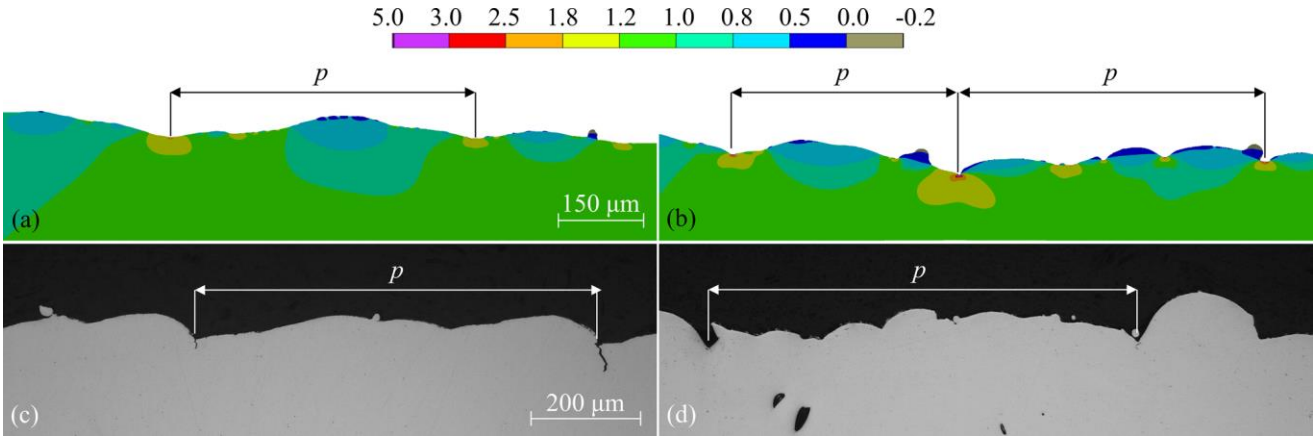


Рисунок 1.20. Распределение поврежденности на поверхности рабочей части образца.

Метод предполагает, что усталостная прочность образцов с исходной шероховатостью определяется пороговым КИН, установленным по испытаниям образцов с надрезом. Шероховатость рассматривается как совокупность периодических надрезов, а её влияние учитывается через глубину, шаг неровностей и перекрытие локальных полей напряжений. Для количественной оценки используется обобщённый параметр √area, характеризующий влияние дефектов на предел выносливости.

$$\sqrt{area} = \begin{cases} p \cdot \left(2.97 \cdot \frac{a}{p} - 3.51 \cdot \left(\frac{a}{p} \right)^2 - 9.74 \cdot \left(\frac{a}{p} \right)^3 \right); \frac{a}{p} \le 0.195 \\ 0.38 \cdot p; 0.195 < \frac{a}{p} < 3 \end{cases} \quad (1.10)$$

где a – глубина профиля шероховатости, p – расстояние между двумя пиками шероховатости

Сопоставление расчётов с фрактографическими данными показало, что пологие неровности шероховатости создают низкую концентрацию напряжений и редко инициируют трещины. Нераспространяющиеся трещины преимущественно локализуются в острых и глубоких впадинах, где достигается максимальная локальная концентрация напряжений (рис. 1.21).

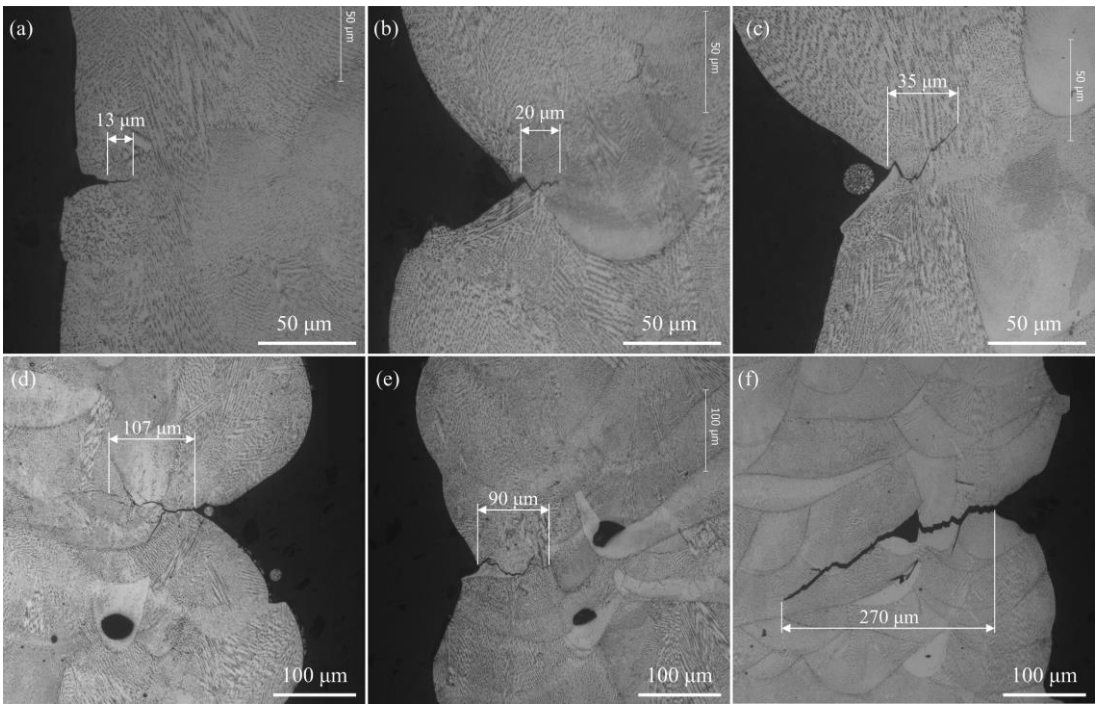


Рисунок 1.21. Распространение трещин в аддитивном материале IN718 в зависимости от концентрации напряжений на поверхности.

Эффективный размер дефекта, рассчитанный по профилям шероховатости, составляет 160–300 мкм, что ниже критической длины для распространения длинных трещин (~1000 мкм). Отношение глубины впадин к шагу a/p находится в пределах 0,06–0,2; при a/p ≈ 0,195 параметр √area определяется преимущественно шагом шероховатости. Поэтому предельную усталостную прочность можно оценивать по √area, микротвёрдости HV, коэффициенту асимметрии R и параметру чувствительности к среднему напряжению γ.

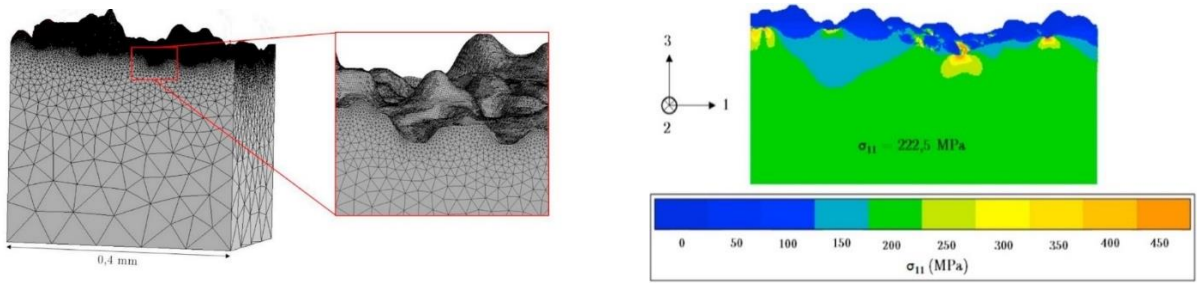
$$\sigma = \frac{1.43(H_v - 82)}{\left(\sqrt{area}\right)^{1/6}}\left(\frac{1-R}{2}\right)^{\gamma-1} \qquad (1.11)$$

Данное соотношение выдает ошибку 5 % при проверке с экспериментом на синтезированных образцах.

Процессы упругопластического деформирования.

В рамках комплексного проектирования деталей СЛС в работе [62] предложена методика моделирования влияния шероховатости и газовых пор на усталостную долговечность. Топография поверхности задавалась по экспериментальным данным, а повреждаемость рассчитывалась по критерию Смита–Уотсона–Топпера (SWT) в упругопластической модели с

комбинированным изотропно-кинематическим упрочнением. Пример шероховатой поверхности и распределения напряжений в зоне концентрации приведён на рисунке 1.22.



а) *б)*

Рисунок 1.22 Поверхность синтезированного образца (а) и распределение полей напряжений (б).

В качестве модели пластичности применена одноповерхностная модель с определяющими соотношениями комбинированного изотропного и кинематического упрочнения. Максимальное значение осевого напряжения, рассчитанное по данной модели, составило 222,5 МПа, что соответствует пределу выносливости образцов с исходной шероховатостью. В качестве критерия накопления усталостного повреждения (Fatigue Indicator Parameter, FIP) использован критерий Кроссланда [63], учитывающий сумму второго инварианта девиатора напряжений (τ) и максимального значения гидростатического напряжения (σ□, max).

$$FIP = \tau + \alpha\sigma_{H,\max} \qquad (1.12)$$

В результате расчётов получена карта распределения критерия повреждённости (рис. 1.23), значения которой были сопоставлены с локализацией очагов разрушения, выявленных при фрактографическом анализе (рис. 1.24).

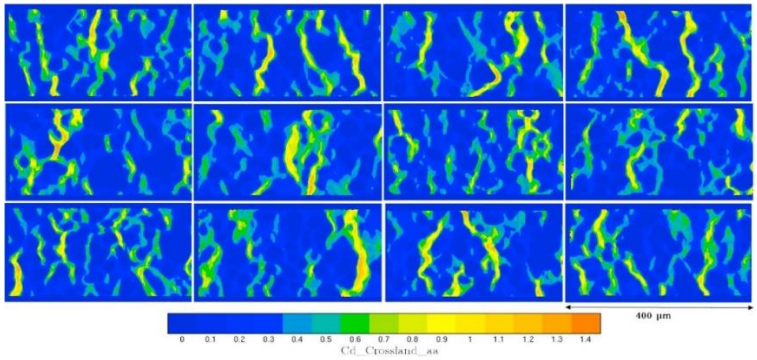


Рисунок 1.23. Распределение усталостной поврежденности на поверхности образца

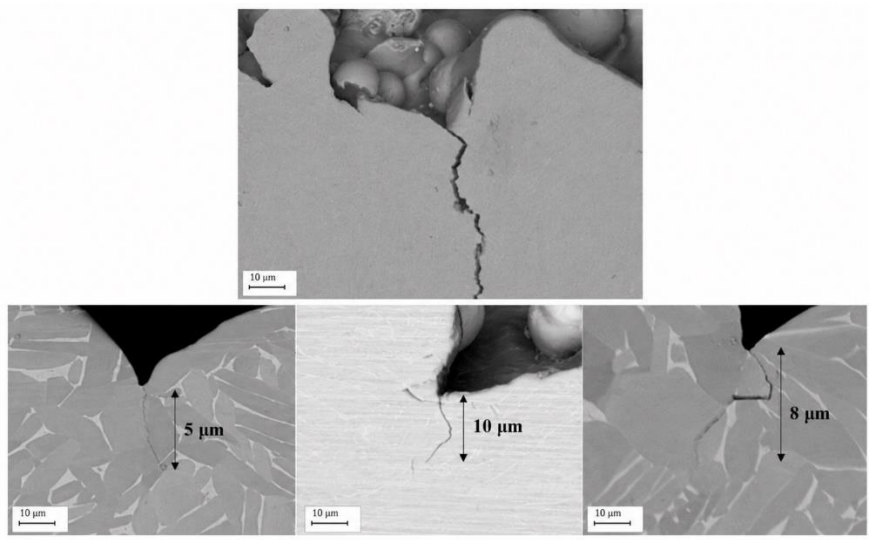
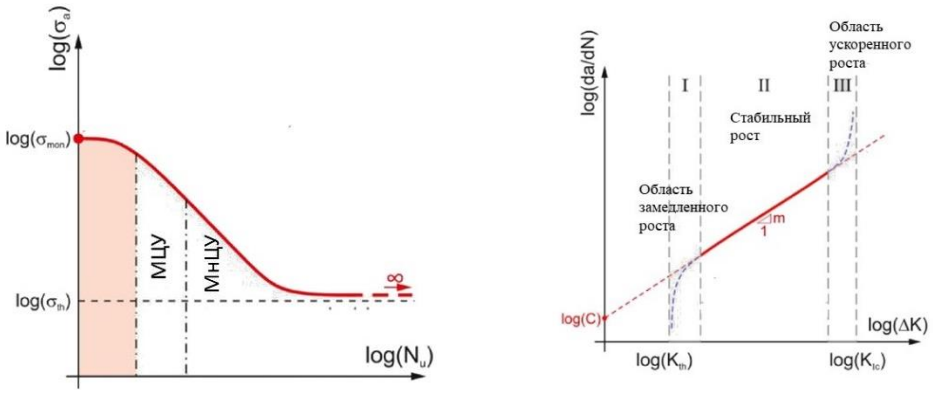


Рисунок 1.24. Оптическая микроскопия критических областей по параметру FIP.

Установлено, что различия между расчётами на основе упругой и упругопластической постановок по критерию поврежденности незначительны, что свидетельствует о слабой чувствительности модели к выбранному закону упрочнения. При этом подчёркивается необходимость более детализированного описания морфологии поверхности в связи с разнообразием действующих концентраторов напряжений.

Механика разрушения.

Для аддитивных технологий наибольшую эффективность в моделировании процессов накопления повреждений демонстрируют модели фазового поля. Они учитывают сложную геометрию, анизотропию, пористость и другие особенности структуры, характерные для синтезированных материалов [64]. Существенное преимущество моделей фазового поля — возможность описания стадийности разрушения в материалах с различным типом механического поведения, от хрупкого до пластичного. Такие модели позволяют задавать разнообразные физико-механические свойства, включая упругопластичность, вязкоупругость, гиперэластичность и анизотропию. Современные подходы к прогнозированию долговечности на основе численного моделирования можно условно разделить на две группы: модели с установленной вероятностью разрушения (детерминированные) и модели, допускающие контролируемый уровень повреждённости (рис. 1.25) [65].



а) *б)*

Рисунок 1.25 Теории прогнозирования долговечности: а) детерминированные, б) с допустимым повреждением.

Модели фазового поля объединяют возможности как детерминированного прогнозирования, так и оценки с допустимым повреждением. В работе [65] продемонстрирована воспроизводимость как S–N кривых, так и кинетических диаграмм усталостного разрушения для широкого круга материалов. Применительно к материалам, полученным аддитивными технологиями, модели фазового поля пока используются ограниченно. Лишь в отдельных исследованиях [65, 66] выполнена калибровка таких моделей по результатам испытаний образцов с различной геометрией, подвергавшихся, соответственно, статическому и термомеханическому нагружению. На рисунке 1.26 [65] приведён пример стадийности разрушения при статическом растяжении, где каждый скачок на диаграмме соответствует продвижению фронта трещины в материале.

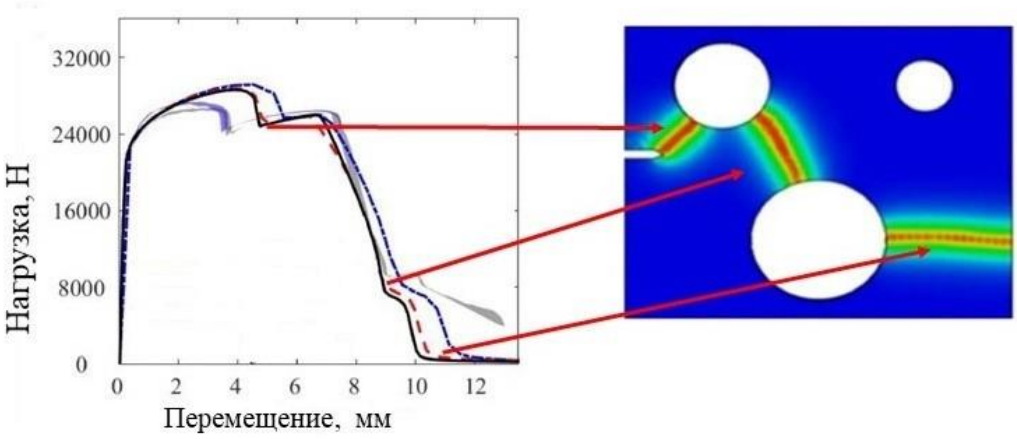


Рисунок 1.26 Метод фазового поля при моделировании разрушения при статическом нагружении.

Среди возможных проблем прогнозирования авторы указывают на разработку методики расчета неопределенности по причине возможной неоднородности структуры синтезированных материалов.

Текущий обзор работ по исследованию взаимосвязи процесса сплавления с физико-механическими свойствами никелевых жаропрочных сплавов позволил установить ряд особенностей, анализ которых необходим для прогноза ресурса изделий аддитивного производства. Среди них:

1. **Критический угол наклона экспонируемой поверхности** по отношению к платформе построения, не вызывающий её деградации. Существующие исследования выявили зависимость между углом наклона и шероховатостью. Последующий анализ влияния проводится с учётом предельных случаев, при которых поверхность сохраняет целостность.

2. **Значения статической прочности по кривой растяжения** не дают однозначной оценки влияния ориентации поверхности на прочностные характеристики. Поэтому выбор критерия предельного состояния по параметрам поверхности остаётся актуальной задачей для разработчиков.

3. **Чувствительность материала к концентрации напряжений** позволяет описывать изменения в локальных зонах пластической деформации. Имеющиеся исследования охватывают дефекты различной формы и расположения, что требует уточнения их роли при нагружении и разрушении.

4. **Определение параметров модели пластичности и проверка её применимости** остаются актуальными задачами для материалов, полученных по технологиям СЛС, ввиду недостаточной экспериментальной базы и выраженной неоднородности микроструктуры, характерной для синтезированных образцов.

ОБЪЕКТЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

2.1 Объект исследования

По способу получения, структуре и механизмам упрочнения сплав ВЖ159 относится к группе поликристаллических сплавов с равноосной структурой. Сплав имеет гетерофазное строение, основными компонентами которого являются сложнолегированный никелевый ГЦК-твёрдый раствор (матричная γ-фаза) и дисперсные частицы выделений γ′-фазы. Сложное легирование обусловливает наличие карбидных и боридных фаз различных типов. Количество, размеры и характер распределения выделившейся γ'-фазы при кристаллизации обеспечивает сохранение высокотемпературных прочностных характеристик за счет эффекта торможения дислокаций по разным механизмам перерезания, огибания, переползания. У сплава ВЖ159 количество γ'-фазы составляет 10–15 %. Исходным материалом для изготовления образцов методом селективного лазерного сплавления являлась металлопорошковая композиция жаропрочного никелевого сплава ХН58МБЮ (ВЖ159), изготовленная по ТУ 1-595-16-1512–2015. Номинальный химический состав металлопорошковой композиции принят в соответствии с указанными техническими условиями и сопоставлен с требованиями ГОСТ 5632–2014, а также с опубликованными результатами исследований сплава ВЖ159 [67–70].

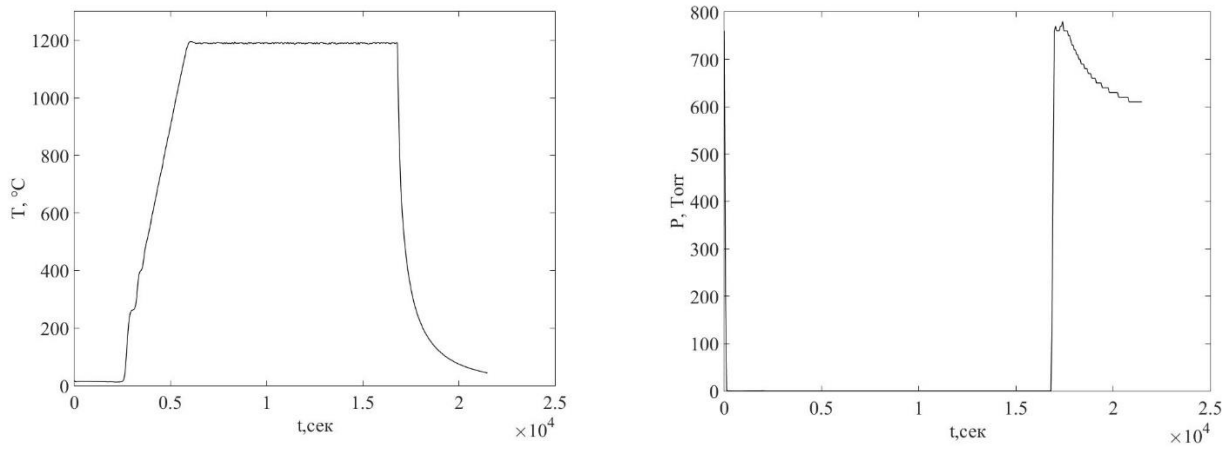
Таблица 2.1

Химический состав сплава ВЖ159 СЛС

Сплав	C	Fe	Cr	Ni	Mo	Nb	Al	Si
ВЖ159	0,04–0,08	≤3	26,0–28,0	Осн.	7,0–7,8	2,7–3,4	1,25-1,55	≤0,8

Оптимальный режим термообработки выбран с учетом необходимого сохранения уровня физико-механических свойств за счет распределения упрочняющей γ′-фазы и минимизации образования частиц σ-фазы. Термообработку синтезированных образцов проводили в вакуумной печи по режиму, представленному на рисунке 2.1. Термическая обработка включает

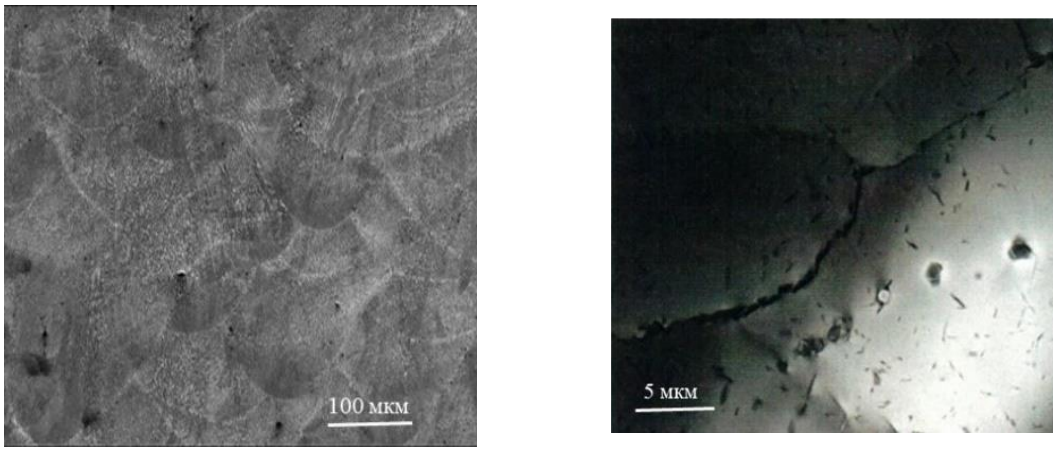
закалку (нагрев и выдержку в вакууме с охлаждением в потоке аргона) и последующее двухступенчатое старение на воздухе.



а) *б)*

Рисунок 2.1. Режим термообработки образцов сплава ВЖ159 после СЛС: а) изменение температуры; б) изменение давления.

Микроструктура ВЖ159 после СЛС и последующей ТО приведена на рисунке 2.2. По изображениям отчетливо видны поперечные срезы сплавленных лазером треков, которые впоследствии устраняются термообработкой. В объеме отдельных треков наблюдаются поры и субструктура, которые представляют собой ячейки, обрамленные карбидами и скоплениями дислокаций.



а) *б)*

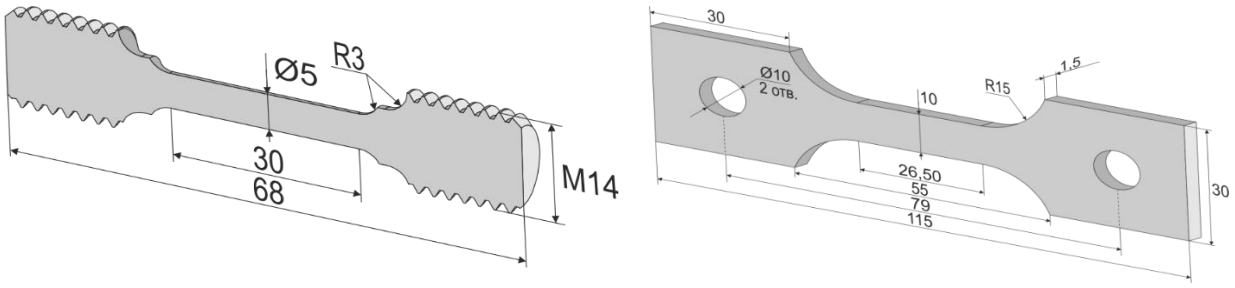
Рисунок 2.2. Микроструктура сплава ВЖ159 после СЛС (а) и после термообработки (б).

Порошок сплава получали распылением расплава потоком аргона. Процесс СЛС проводили в среде азота на установке селективного лазерного сплавления.

Образцы для испытаний на статическую и циклическую прочность выращивали вертикально; ось нагружения была перпендикулярна плоскости платформы построения.

2.2 Образцы для исследования

Испытания проводили на типовых образцах в соответствии с требованиями стандартов на кратковременную [71] и длительную прочность [72].

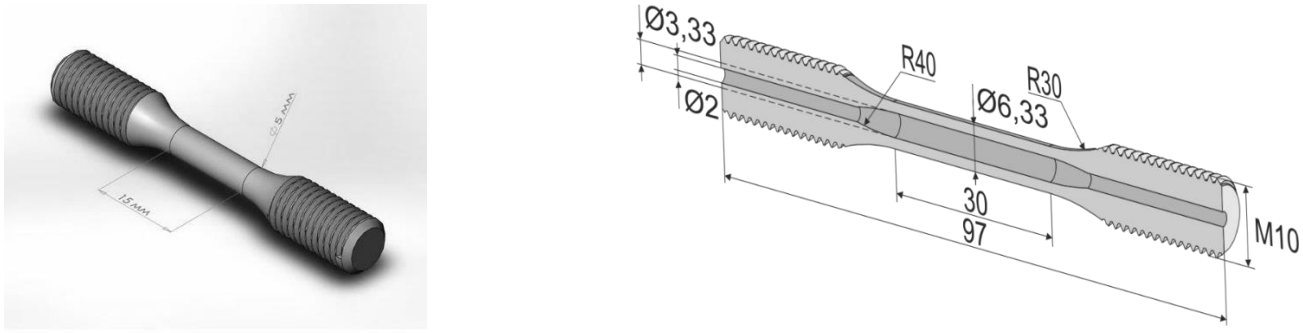


а) *б)*

Рисунок 2.3. Образцы для испытаний на растяжение и длительную прочность: а) цилиндрический; б) плоский.

Образцы для усталостных испытаний

Для получения усталостных свойств материала, полученного селективным лазерным сплавлением, испытания проводили на гладких цилиндрических образцах, геометрия которых соответствовала требованиям ASTM E606 [73].



а) *б)*

Рисунок 2.4. Образцы для испытаний на МЦУ: а) основного режима сплавления; б) режима экспонирования поверхности.

Исследование развития повреждений при циклическом нагружении при экспонировании поверхностных элементов проводили на цилиндрических тонкостенных образцах, геометрия которых соответствовала требованиям ASTM E2207 [74].

Исследование развития повреждений и чувствительности к концентрации напряжений при циклическом нагружении проводили на цилиндрических образцах с тремя типами выточек.

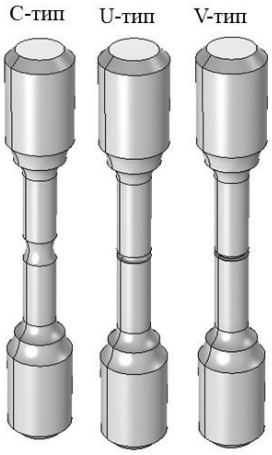


Рисунок 2.5. Образцы для испытаний на малоцикловую усталость для оценки чувствительности к концентрации напряжений и исследования развития повреждений.

Исследование характеристик циклической трещиностойкости проводили на прямоугольных образцах при внецентренном растяжении [75].

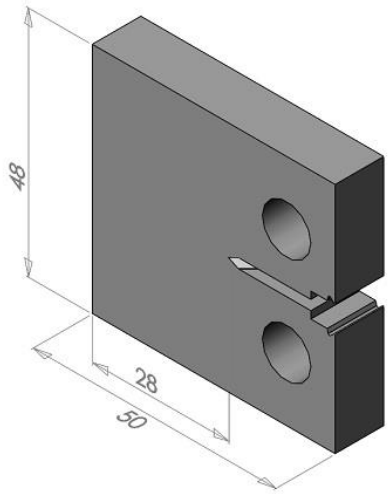


Рисунок 2.6. Образец для испытаний на циклическую трещиностойкость.

Для исследования морфологии плоских поверхностей изготавливали веерные образцы с углами наклона элементов 35–55° относительно платформы построения.

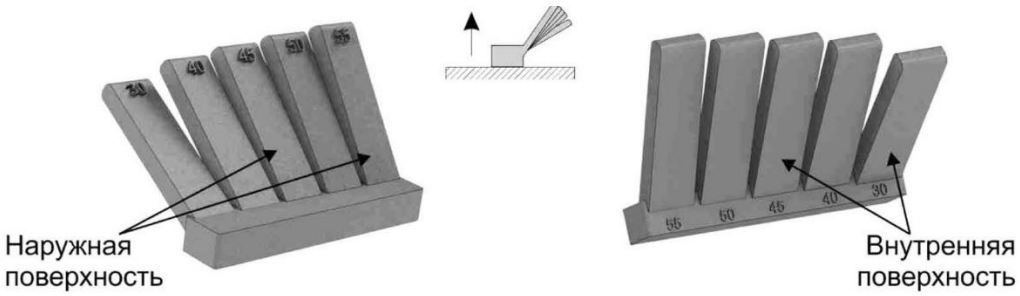


Рисунок 2.7. Веерные СЛС-образцы.

2.3 Оборудование.

Испытания на кратковременную и длительную прочность проводили на электромеханических испытательных машинах. Испытательные машины оснащены двумя линейными модулями с беззазорной шариковинтовой передачей, обеспечивающей высокую нагружающую способность, точность позиционирования и воспроизводимость.

Для проведения испытаний на усталость и циклическую трещиностойкость использовалась многоцелевая универсальная сервогидравлическая испытательная машина с цифровой системой управления. Испытания на усталость выполнены по «жесткому» циклу нагружения.

Испытательная машина обеспечивала нагружение образцов по схеме циклического растяжения-сжатия. Суммарная погрешность нагружения была не более 1 %. Стабильность, обеспечиваемая органами управления, была такой, чтобы пределы, соответствующие минимуму и максимуму деформации (или нагрузки), повторялись от цикла к циклу в пределах 1 % от размаха амплитуды деформации (или нагрузки).

Фрактографические исследования выполняли методом растровой электронной микроскопии на растровом электронном микроскопе. Все изображения получены в режиме вторичных электронов.

Структуру исследовали методом оптической микроскопии на микрошлифах. Методика обработки изображений и способы травления соответствовали ГОСТ 5639-82. Обработку изображений выполняли в автоматизированном программном комплексе.

3. НАУЧНО-ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКАЯ ЧАСТЬ

3.1 Адаптация сплава ВЖ159 для технологии селективного лазерного сплавления

Процесс селективного лазерного сплавления (СЛС) характеризуется высокой степенью сложности и чувствительностью к множеству факторов, обусловленных локальным высокоэнергетическим воздействием при формировании структуры материала. Именно оно определяет ориентацию зёрен и развитие текстуры. Системный подход к анализу алгоритмов экспонирования сплава ВЖ159 при СЛС, особенностей формируемой текстуры и зеренной структуры синтезируемых материалов изложен в ряде исследований [76–80].

Применение определённого алгоритма экспонирования при синтезе изделий методом СЛС направлено на снижение остаточных напряжений и формирование однородной кристаллографической текстуры. В настоящей работе основной объём материала формировался с использованием стратегии сканирования «stripes» с поворотом траектории лазера на 67° между последовательными слоями. После оптимизации режимов сплавления были исследованы различные варианты термической обработки для оценки формирования микроструктуры. Методом просвечивающей электронной микроскопии установлено, что при охлаждении от температуры закалки в структуре сплава происходит частичный распад пересыщенного твёрдого раствора с образованием сферических частиц γ′-фазы, равномерно распределённых в объёме зёрен. Упорядочение твердого раствора подтверждается наличием сверхструктурных рефлексов на электронограммах и характерными особенностями Фурье-изображений [80].

3.2 Режимы сплавления поверхности

Для вертикальных поверхностей применяют контур с высокой энергетикой, что минимизирует склонность к налипанию гранул. Для определения критических углов применения контура с высокой энергетикой исследованы образцы с различным наклоном относительно платформы построения. Полученные изображения микроструктуры на поперечных темплетах веерных образцов показывают, что интервал углов наклона 35–55° следует

рассматривать как критический по качеству поверхностного слоя; при этом пороговым углом, ниже которого деградация поверхности становится выраженной, является угол ~55°, образованный платформой построения и гранью синтезированного образца (рис. 3.1, а).

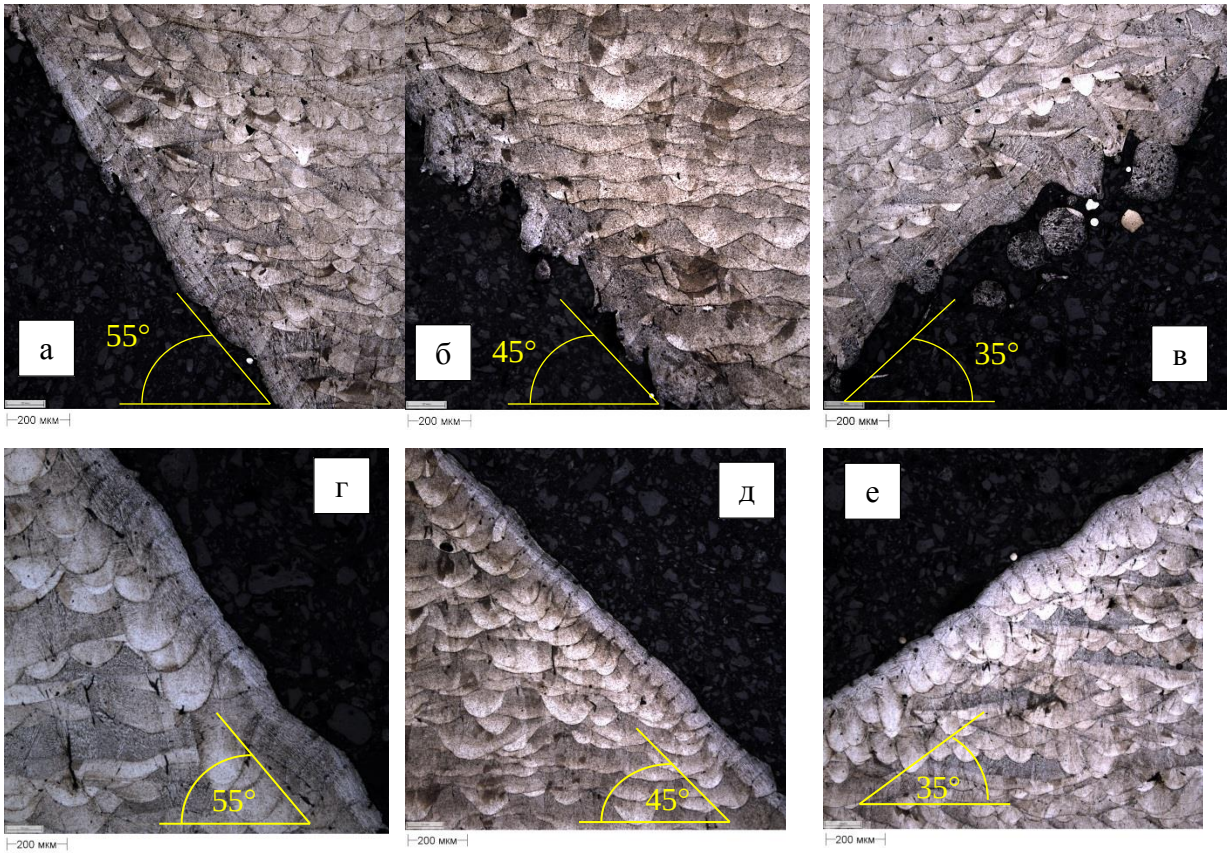


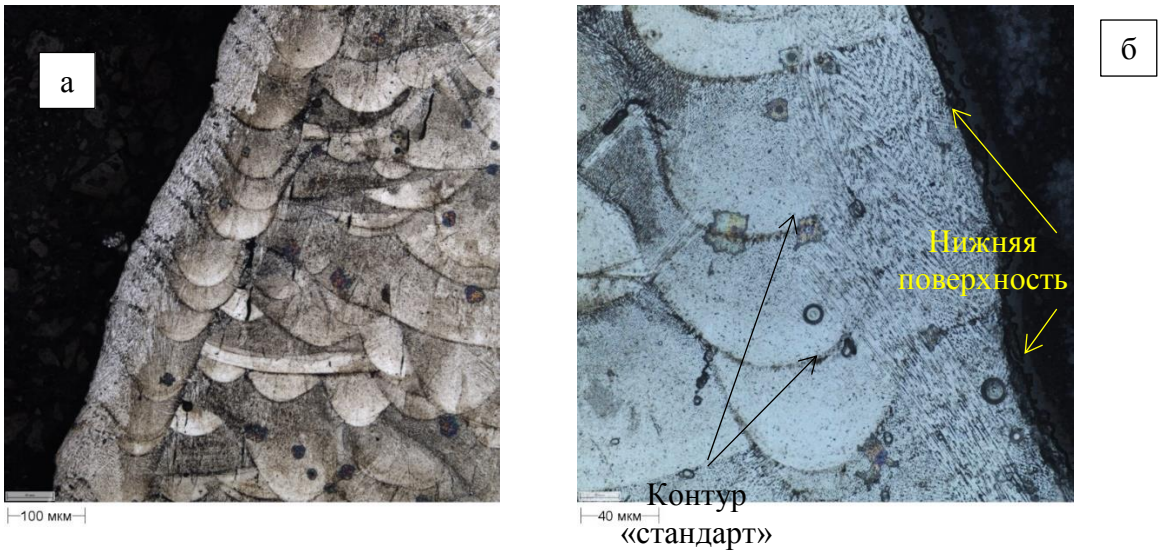
Рисунок 3.1. Микроструктура приповерхностной области «нижних» (а–в) и «верхних» (г–е) поверхностей при углах наклона относительно платформы построения: 55° (а, г), 45° (б, д) и 35° (в, е). Оптическая микроскопия.

На данном угле наклона смещение трека контура обеспечивает повторный переплав предварительно экспонируемых «нижних» поверхностей. При этом наличие предварительно сплавленного с низкой энергетикой нависающего элемента при его переплаве обеспечивает достаточно ровную поверхность смыкания контуров нижней поверхности за счет действия сил поверхностного натяжения, при том, что половина контура кристаллизуется в контакте с газопорошковой средой. Отмечается лишь отдельные проплавы с образованием неровностей в виде налипших гранул. На углах 45–35° смещение контуров уже не компенсируется наличием элементов «нижних» поверхностей (рис. 3.1, б, в). При экспонировании контура происходит их сквозное проплавление с подплавлением

значительного объема окружающего порошка. В результате формируется крайне развитая дефектная поверхность.

Для «верхних» поверхностей применение высокоэнергетического контура в интервале углов наклона 55–35° (рис. 3.1, г-е) обеспечивает достаточно высокое качество поверхности. Наличие выраженной волнистости на углах построения 55 и 35° при этом связано, по-видимому, с пропусками экспонирования элементов верхней поверхности, что связано с алгоритмом штриховки. Также можно отметить наличие рассеянной газовой пористости в приповерхностном слое (треках контуров). Таким образом, применённый алгоритм экспонирования с высокоэнергетическими контурами при углах наклона поверхностей более ~55°, соответствующих углам построения экспонируемых поверхностей, выбранных в настоящей работе, обеспечивает высокое качество «верхних» и «нижних» поверхностей, а в качестве основного приповерхностного дефекта следует рассматривать рассеянную газовую пористость. Следует отметить, что углы 35–55° соответствуют углам наклона переходной части синтезированных образцов.

При сужении профиля образца (в нижней галтели) поверхности характеризуются лучшим сглаживанием ступенчатого перехода, что обеспечивается дополнительным подплавлением треков основного металла элементами верхней поверхности (рис. 3.2, а).



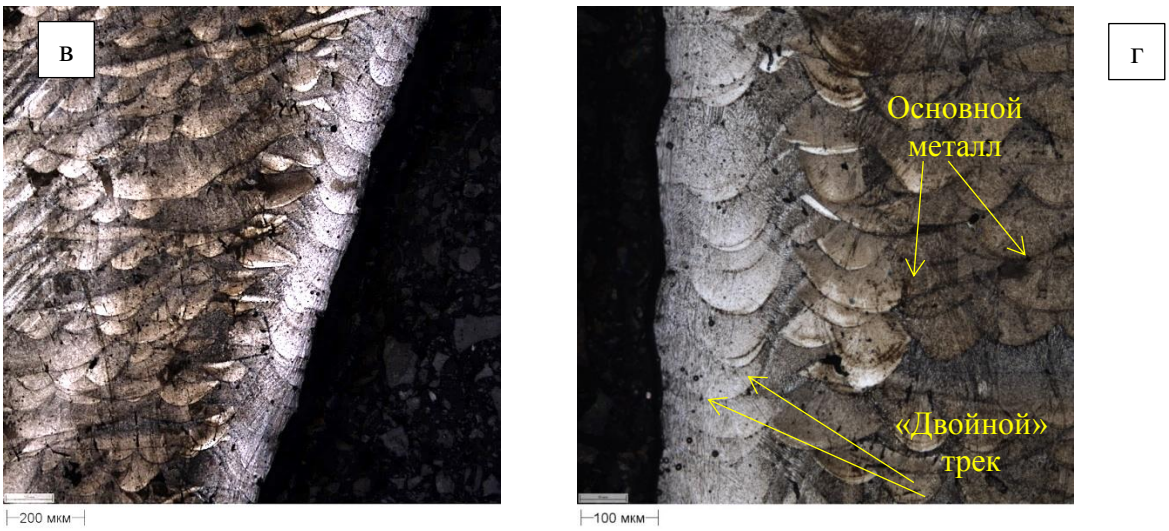


Рисунок 3.2. Микроструктура приповерхностного слоя синтезированного образца: нижняя галтель (а, х200; б, х500), рабочая часть/вертикальная поверхность (в, х200), верхняя галтель (г, х100). Оптическая микроскопия.

Выравнивание поверхности при малой глубине проплавления обеспечивается за счет поверхностного натяжения расплава при повторном переплаве элементом верхней поверхности (на следующем слое) и стандартным контуром, высокая энергетика которого обеспечивает проплавление не менее трех слоев материала. Элементы верхней поверхности, а точнее, приповерхностные зоны транскристаллизации, идентифицируются при малых увеличениях по изменению травимости: светлая окантовка, появление которой связано с преимущественно касательной к поверхности ориентацией ячеек кристаллизации, что хорошо видно при больших увеличениях (рис. 3.2, б).

На рисунке 3.3 представлены гистограммы и аппроксимационные кривые распределения линейного размера зерна в приповерхностном слое 0–50 мкм и в основном объёме материала. Для приповерхностной области максимум распределения смещён в область малых размеров зерна; средний размер составляет 13,3 мкм, медиана — 11,1 мкм. В основном объёме материал характеризуется более крупным зерном: средний размер составляет 40,1 мкм, медиана — 34,3 мкм. Это подтверждает формирование у поверхности мелкозернистого слоя, связанного с особенностями теплоотвода и кристаллизации контурных треков при СЛС. Такая структура может сдерживать распространение коротких трещин за счёт большого числа границ зёрен, однако наличие

шероховатости и газовой пористости в этой же области создаёт условия для зарождения усталостных повреждений.

.

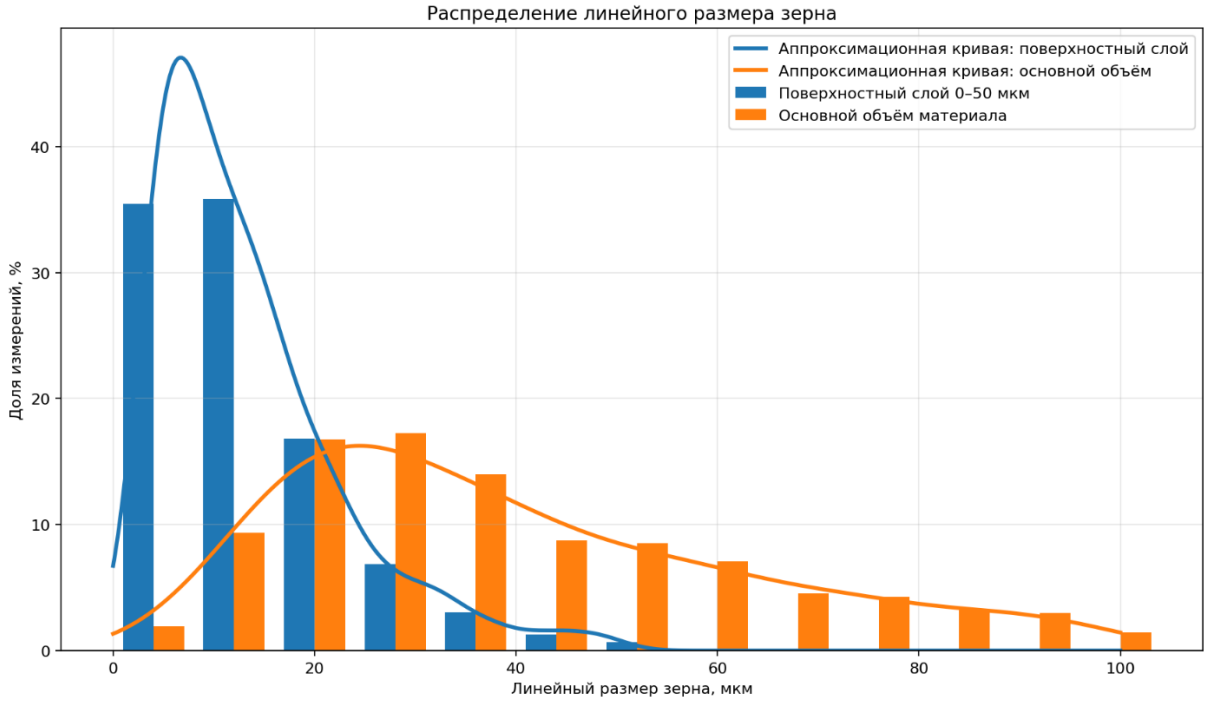


Рисунок 3.3. Гистограммы распределения линейного размера зерна в приповерхностном слое 0–50 мкм и в основном объёме материала синтезированного образца после СЛС и полной термической обработки

Наличие специфических условий теплоотвода для формирующих поверхность треков, выражающихся в наличии зон транскристаллизации вдоль профиля образца, может оказать влияние на распределение кристаллитов в приповерхностной области. При исследовании макроструктуры образцов после закалки и двухступенчатого старения в продольном (вдоль направления построения) и поперечном (перпендикулярно направлению построения) направлениях можно видеть, что вдоль наружной и внутренней поверхностей структура образца представляет собой цепочки относительно мелких равноосных зерен (рис. 3.4). Наличие такого мелкозернистого слоя, равно как и газовой контурной пористости может оказывать влияние на характеристики циклической прочности.

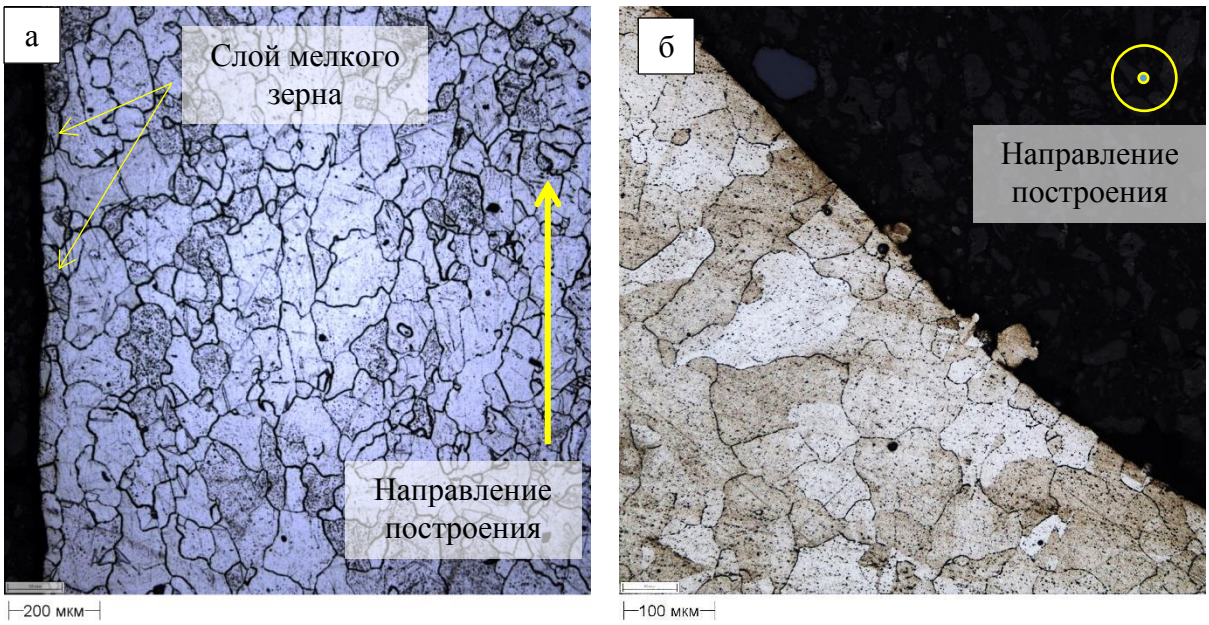


Рисунок 3.4. Микроструктура приповерхностной области синтезированного полого профилированного образца после СЛС и полной термической обработки: вдоль оси образца (а, х100) и поперек оси образца (б, х200). Оптическая микроскопия.

3.3 Определение комплекса механических характеристик

В таблице 3.1 приведены средние значения кратковременной прочности синтезированных образцов в сравнении со значениями, полученными при паспортизации, в которой соблюдалось условие шероховатости поверхности не более 1 мкм.

Таблица 3.1

Механические свойства сплава ВЖ159

Тип рабочей части образца	Состояние поверхности	Температура испытания, °С	$\sigma_в$, *МПа*	$\sigma_{0.2}$, *МПа*	δ, %
Цилиндрический	P*	20	1160	725	26
	VG*		1125	705	23
Плоский	SLM*		980	660	11,7
Цилиндрический	P	800	595	505	24
	VG		570	490	36,5
Плоский	SLM		530	455	25
Цилиндрический	P	1000	120	115	8,1
	VG		100	95	14,2
Плоский	SLM		85	75	12,5

* * P — полированная (Ra < 0,63 мкм); VG — виброгалтовка (Ra < 2 мкм); SLM — с исходной шероховатостью (Ra = 4,8 мкм).

Испытания на растяжение плоских и цилиндрических образцов при температурах 20 °С, 800 °С и 1000 °С выявили закономерное снижение

прочностных характеристик с увеличением шероховатости поверхности. При этом пластичность у образцов с исходной шероховатостью при повышенных температурах оказалась на 35–40 % выше по сравнению с полированными.

Для анализа временных эффектов деформации при статической нагрузке обработаны результаты испытаний длительной прочности при температурах 800 и 1000 °С в виде обобщенной кривой Ларсона-Миллера $P_{LM}=T(C+\lg t)$, где T— температура, К; t—продолжительность нагружения до разрушения, ч; C — константа, зависящая от материала (в настоящей работе принимали C=20)

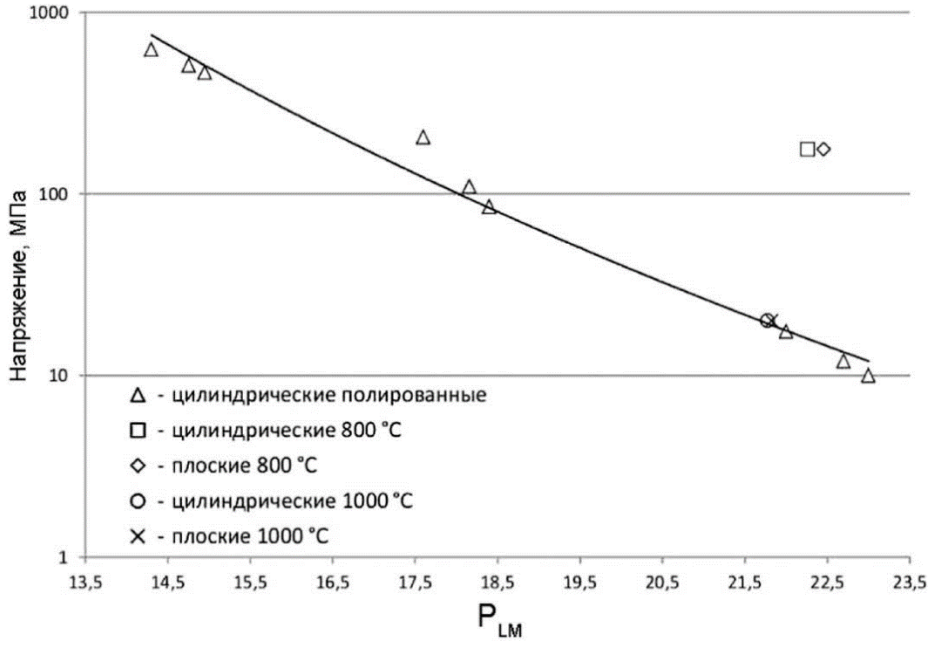


Рисунок 3.5. Результаты испытаний цилиндрических и плоских профилированных образцов на длительную прочность при температурах 800 и 1000 °С

Как следует из полученных данных при температуре 800°С, экспериментальные точки для плоских и цилиндрических образцов с исходной шероховатостью поверхности смещены в область большей долговечности. Различий в длительной прочности при температуре 1000°С не обнаружено. Таким образом, повышенная шероховатость и выявленные дефекты поверхности СЛС-образцов не оказывают отрицательного влияния на длительную прочность сплава ВЖ159 при температурах 800 и 1000°С.

На рисунке 3.6 представлены кривые малоцикловой усталости, полученные при испытаниях 30 полированных, 10 виброгалтованных и 10 тонкостенных

образцов с исходной шероховатостью при температуре 650 °С. Аппроксимация кривых выполнена с применением статистических критериев однородности дисперсии на исследуемых уровнях нагружения [81]. По средним значениям амплитуды полной деформации на уровне 10^4 циклов для образцов с исходной шероховатостью зафиксировано снижение циклической долговечности на ≈17 %.

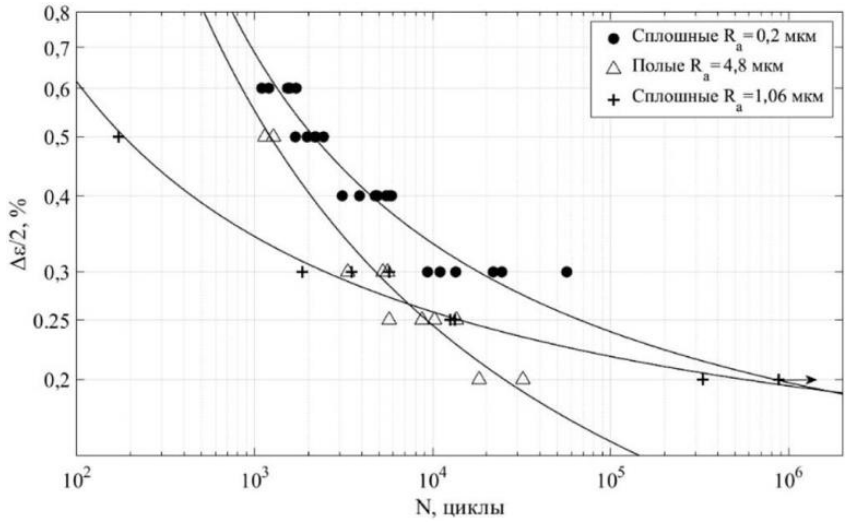


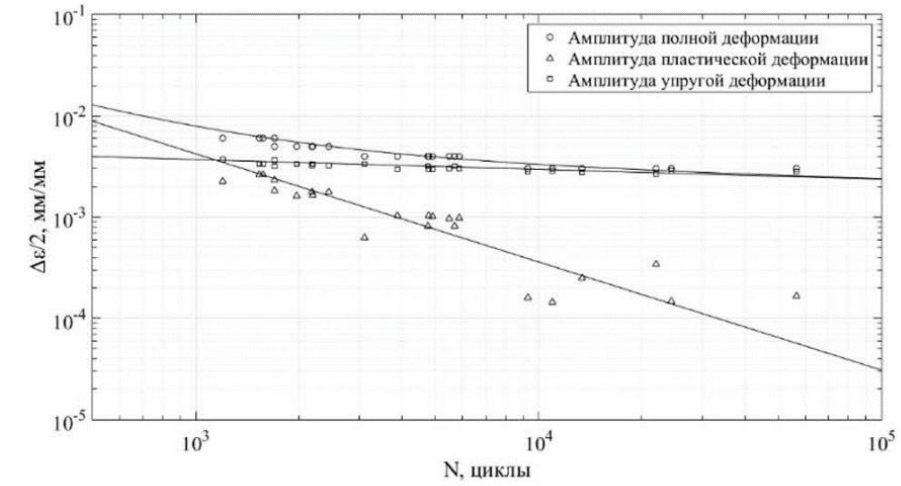
Рисунок 3.6. Кривые малоцикловой усталости при температуре 650 °С

Предельное состояние материала при циклическом нагружении оценивается амплитудными значениями полной деформации Δε/2, её упругой $\Delta\varepsilon_e/2$ и пластической $\Delta\varepsilon_e/2$ составляющих:

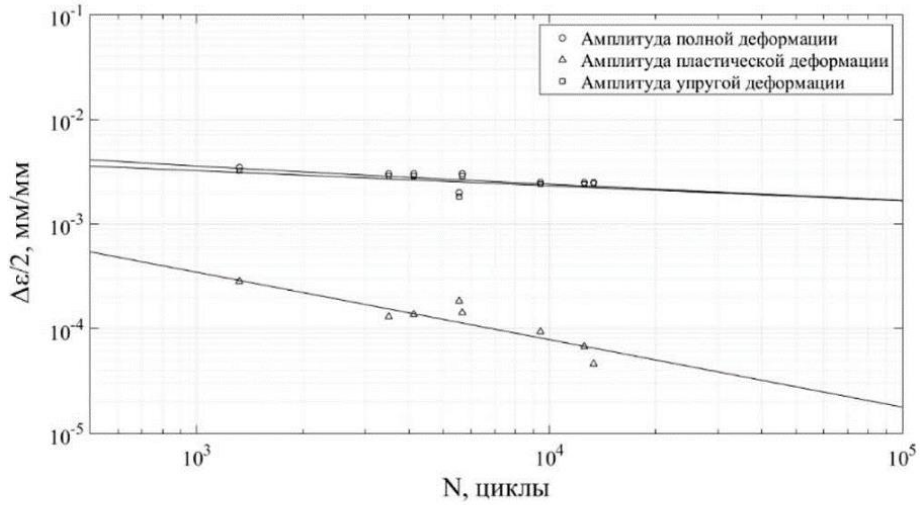
$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\Delta\varepsilon_e}{2} + \frac{\Delta\varepsilon_p}{2} = \frac{\sigma_f}{E} N_f^b + \varepsilon_f N_f^c. \qquad (3.1)$$

где σ_f -коэффициент усталостной прочности; b - показатель усталостной прочности; ε_f - коэффициент усталостной пластичности; c – показатель усталостной пластичности ; N_f -число циклов до разрушения.

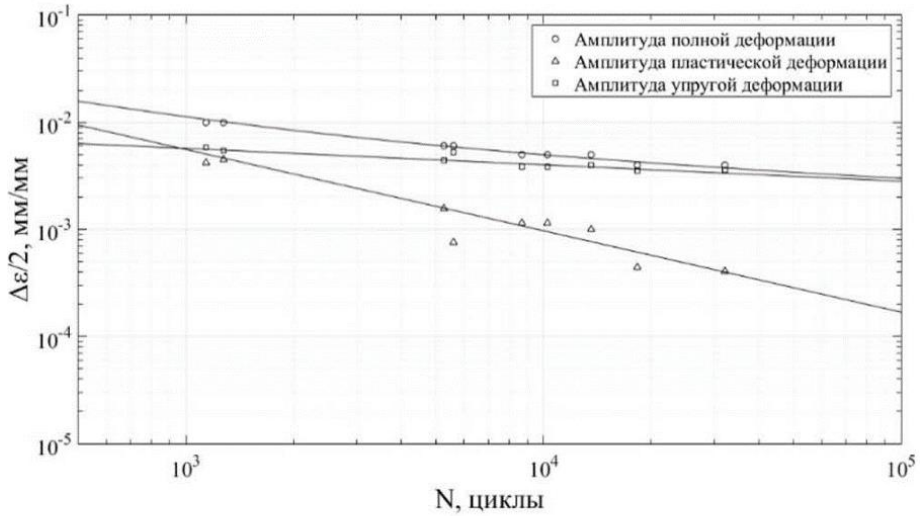
Согласно данным рисунка 3.6 уравнение Мэнсона–Коффина [82] достаточно точно описывает поведение материала при циклических испытаниях, о чем свидетельствует высокий коэффициент корреляции линейных регрессионных моделей упругой и пластической составляющих ($R^2 > 0.8$).



а



б



в

Рисунок 3.7 Деформационные кривые сплошных полированных (а), полых образцов с исходной шероховатостью (б) и сплошных виброгалтованных (в) образцов сплава ВЖ159 при температуре 650°С.

Определенные коэффициенты уравнения представлены в таблице 3.2.

Таблица 3.2

Определенные параметры уравнения Мэнсона-Коффина

Температура испытания, °С	Шероховатость рабочей части Ra, мкм	σ_f, *МПа*	b	ε_f	c
650	Ra=0.2 мкм	1148	-0,097	6,75	-1,068
	Ra=1.06 мкм	1445	-0,144	0,03	-0,644
	Ra=4.8 мкм	3286	-0,153	1,05	-0,758

Для расчёта остаточной долговечности и определения порогового значения распространения трещин были проведены испытания на циклическую трещиностойкость при температуре 650 °С (рис. 3.8). Использованы два режима нагружения [83-84]: в первом — пороговое значение определяли по уменьшению КИН при распространении трещины; во втором — по увеличению КИН с целью построения участка стабильного роста трещины.

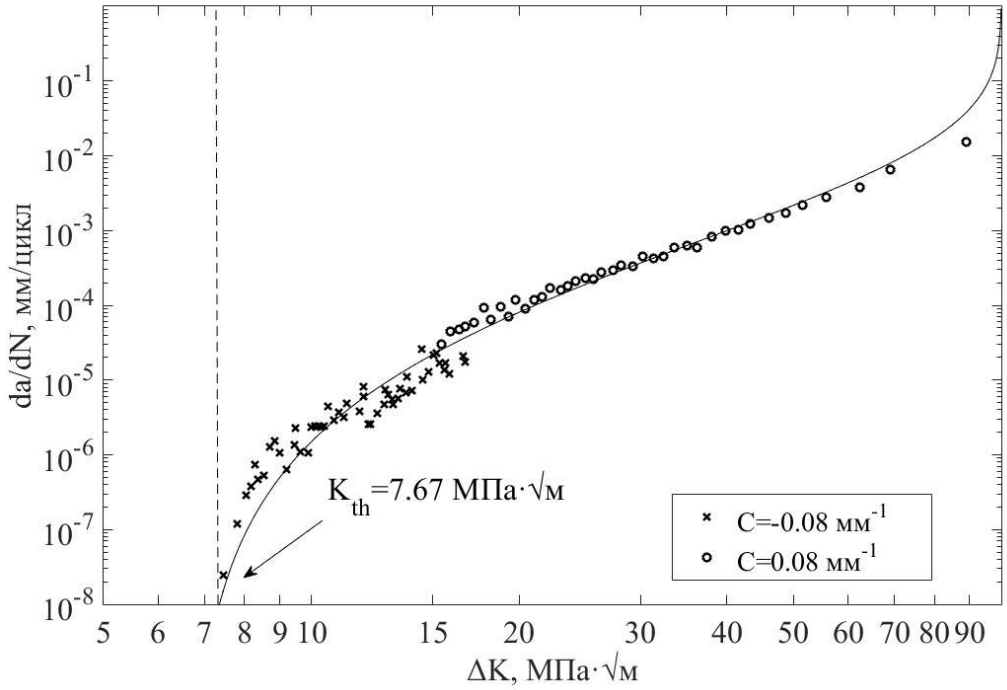


Рисунок 3.8. Кинетическая диаграмма усталостного разрушения синтезированного сплава ВЖ159.

Чувствительность сплава ВЖ159 к концентрации напряжений оценивали по результатам усталостных испытаний при 650 °С в упругопластической области

деформирования. Рассматривались образцы с концентраторами С-типа, V-типа и U-типа с радиусами выточек 0,25; 0,25 и 0,5 мм соответственно. Теоретические коэффициенты концентрации напряжений Kt определяли методом конечных элементов. Испытания проводили при контроле размаха деформации, синусоидальном цикле нагружения, частоте 1 Гц и коэффициенте асимметрии Rε = 0 на базе $1 \cdot 10^4$ циклов. По результатам статистической обработки определены пределы ограниченной выносливости с 50 % вероятностью разрушения; результаты приведены в таблице 3.3 и на рисунке 3.9.

Таблица 3.3

Усталостная прочность сплава ВЖ159 при различной форме концентратора напряжений

	Тип надреза	Δε/2, %	Δσ/2, МПа
Предел выносливости МЦУ(Δε/2, %) при контролируемой осевой деформации на базе $1 \cdot 10^4$ циклов, R_σ = 0, f=1 Гц Δε/2, %	C α_σ =1.2	0.21	446
	U α_σ=2.14	0.12	245
	V α_σ=3.39	0.10	256
	гладкие α_σ=1	0.34	462

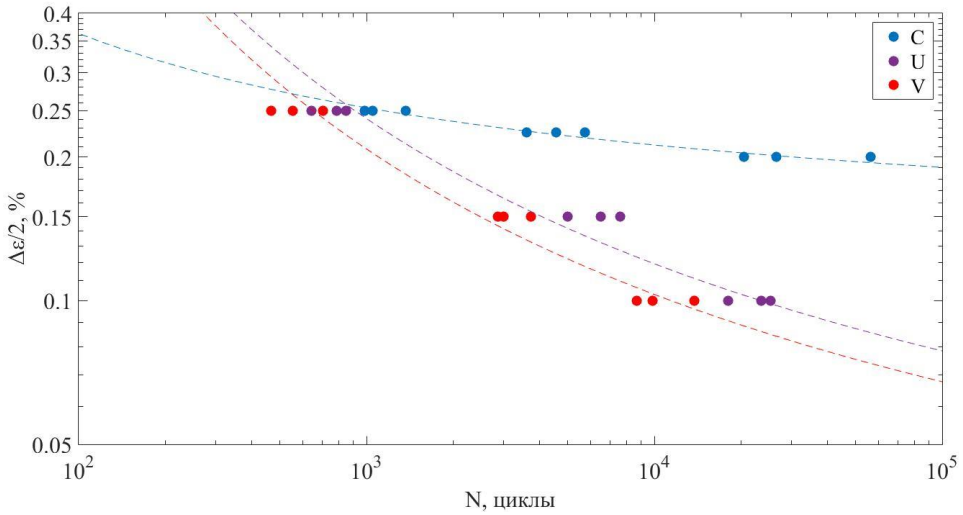


Рисунок 3.9. Кривые МЦУ образцов с тремя видами надрезов.

3.4 Результаты измерений шероховатости образцов, имитирующее поверхность изделий аддитивного производства. Моделирование шероховатости.

По результатам измерений шероховатости R_z на профилометре с механическим щупом получены средние значения величины шероховатости

поверхности образцов R_a (таблицы 3.4, 3.5) в четырех ортогональных направлениях.

Таблица 3.4

Измерения шероховатости образцов после виброгалтовки

Маркировка образца	Средняя величина шероховатости, R_a, мкм	Общая величина шероховатости, R_z, мкм	Профиль
1	1,30	6,44	1
	1,08	5,14	2
	1,66	7,53	3
	1,58	6,78	4
2	0,94	4,83	1
	1,24	5,88	2
	0,67	3,65	3
	0,89	4,94	4
3	1,07	4,74	1
	0,99	4,97	2
	0,99	4,43	3
	1,31	6,24	4
4	1,15	5,45	1
	1,45	6,33	2
	1,12	5,23	3
	1,04	5,01	4
5	0,99	5,11	1
	1,31	6,13	2
	0,85	3,89	3
	0,84	4,29	4
6	0,80	4,00	1
	0,70	3,98	2
	1,13	5,62	3
	0,78	4,13	4
7	1,20	5,70	1
	1,04	5,56	2
	1,18	6,33	3
	0,60	3,25	4
8	0,82	4,35	1
	0,86	4,17	2
	1,43	7,32	3
	1,01	4,76	4
9	1,01	5,22	1
	1,19	5,19	2
	1,02	5,03	3
	0,85	4,30	4
10	1,21	6,96	1
	0,98	5,64	2
	0,95	4,01	3
	1,15	5,91	4

Таблица 3.5

Измерения шероховатости тонкостенных образцов с исходной шероховатостью.

Маркировка образца	Средняя величина шероховатости, R_a, мкм	Общая величина шероховатости, R_z, мкм	Профиль
1	5,25	24,89	1
	5,45	26,52	2
	5,32	26,18	3
	5,51	27,63	4
2	4,88	27,00	1

	5,79	27,42	2
	4,78	23,45	3
	5,82	30,33	4
3	2,12	10,96	1
	3,59	17,29	2
	2,21	11,91	3
	3,63	19,14	4
4	5,16	27,26	1
	6,94	33,75	2
	5,26	26,51	3
	7,02	33,84	4
5	5,91	26,06	1
	5,95	29,69	2
	5,84	30,12	3
	5,98	29,87	4
6	5,94	30,79	1
	3,28	20,44	2
	5,81	29,76	3
	3,34	16,97	4
7	6,28	31,15	1
	5,49	28,25	2
	6,39	32,15	3
	5,41	27,23	4
8	4,16	23,10	1
	5,8	27,64	2
	4,24	21,93	3
	5,73	28,45	4
9	4,76	25,43	1
	5,29	25,89	2
	4,82	24,88	3
	5,36	27,33	4
10	4,36	23,17	1
	3,12	14,43	2
	4,31	22,09	3
	3,21	16,56	4

Шероховатость представляет собой пространственно-частотный отклик поверхности, который может быть описан суммой тригонометрических функций, что аналогично методу разложения в ряд Фурье [85, 86]. Каждый член такой суммы представляет собой определенную частоту колебаний в пространстве.

Пусть шероховатость поверхности $f(x, y)$ состоит из множества периодических функций вида $\cos(k \cdot x+\varphi)$ при фазовом угле φ, принимающем любые случайные значения от $-\pi$ до π. Случайные значения возьмем из нормального распределения. В условиях моделирования рассматривается дискретный набор пространственных частот по двум направлениям: m и n (m, n — целые числа). Позволяя m, n принимать как положительные, так и отрицательные значения с равной вероятностью, моделирование поверхности получится без предпочтительного направления колебаний: $\cos(k_{mn} \cdot r + \varphi) = \cos[2\pi(mx + ny) + \varphi]$,

где $r = (x, y)$, $k_{mn} = 2\pi(m, n)$. Каждая элементарная волна имеет соответствующую амплитуду, так что каждый входящий компонент волны имеет форму $A_{mn}\cos(k_{\text{mn}} \cdot x+\varphi)$. Тогда модель поверхности задаётся суммой гармоник:

$$f(x,y) = \sqrt{2}A\left[\sum_{m=1}^{N}\sum_{n=-N}^{N} a(m,n)\cos(2\pi(mx+ny)+\varphi(m,n)) + \sum_{n=1}^{N} a(0,n)\cos(2\pi ny+\varphi(0,n))\right] \quad (3.2)$$

$$a(m,n) = g(m,n)h(m,n) \quad (3.3)$$

$$h(m,n) = \frac{1}{\left(m^2+n^2\right)^{\beta/2}} \quad (3.4)$$

где β — показатель спектра дискретных частот, характеризующий насколько быстро затухают высокие частоты.

Показатель степени β связан с фрактальной размерностью поверхности, с тем условием, что он охватывает бесконечную серию волн для определённых диапазонов его изменения. Входные параметры моделирования поверхности (таблица 3.6) ограничиваются числом частот, умноженных на случайную функцию, имеющую нормальное распределение.

Таблица 3.6

Параметры моделирования шероховатости

Параметр	Описание
β	показатель спектра дискретных частот
μ_g — математическое ожидание g(m,n)	Характеристики вероятностных распределений на основании генерации случайной выборки
σ_g — СКО g(m,n)	
μ_h — математическое ожидание h(m,n)	
σ_h — СКО h(m,n)	
A_{mn}	линейный параметр масштаба (множитель)

Уникальный паттерн профиля шероховатости формируются исходя из генератора случайных чисел нормального распределения с дополнительной возможностью изменять спектр дискретных частот. Чем выше спектральный показатель, тем более крупные элементы генерируются. Рассмотрим модель шероховатости на примере поверхности с параметрами из таблицы 3.7. В качестве

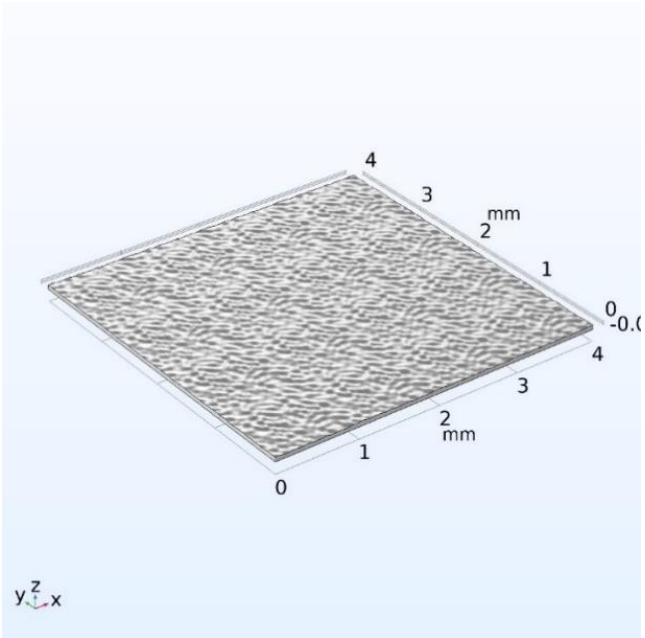
случайных функций используются два распределения, позволяющие генерировать спектр частот по двум направлениям.

Таблица 3.7

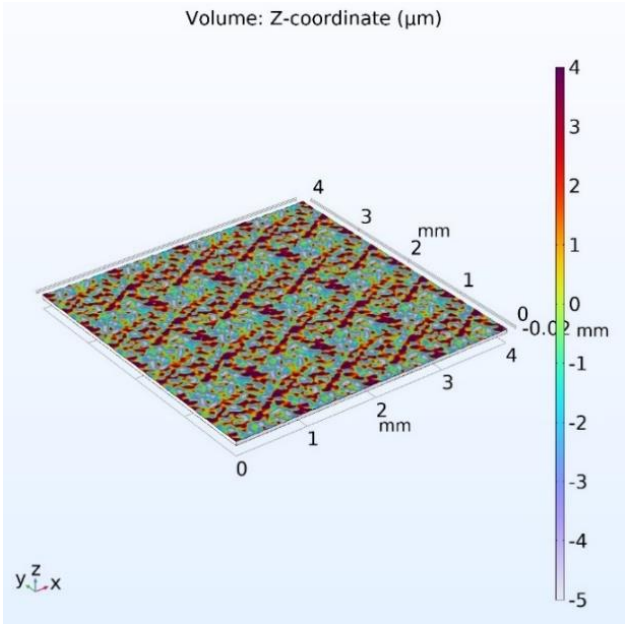
Параметры моделирования шероховатости для поверхности с Ra = 1,06 мкм

Параметр	**Значение**
β	2
A_{mn}	8
μ_g — математическое ожидание g(m,n)	0
σ_g — СКО g(m,n)	0.5
Начальное значение g_0	22
μ_h — математическое ожидание h(m,n)	0
σ_h — СКО h(m,n)	π/2
Начальное значение h_0	65

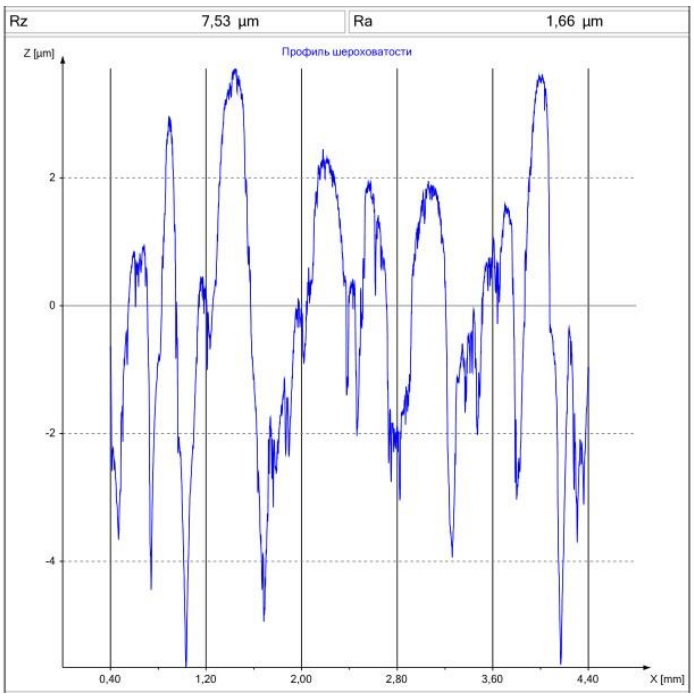
Выбор данных параметров обусловлен схожей структурой впадин и вершин профиля шероховатости. На основании предложенных параметров изобразим поверхность рабочей части для R_a=1.06 мкм. \



а)



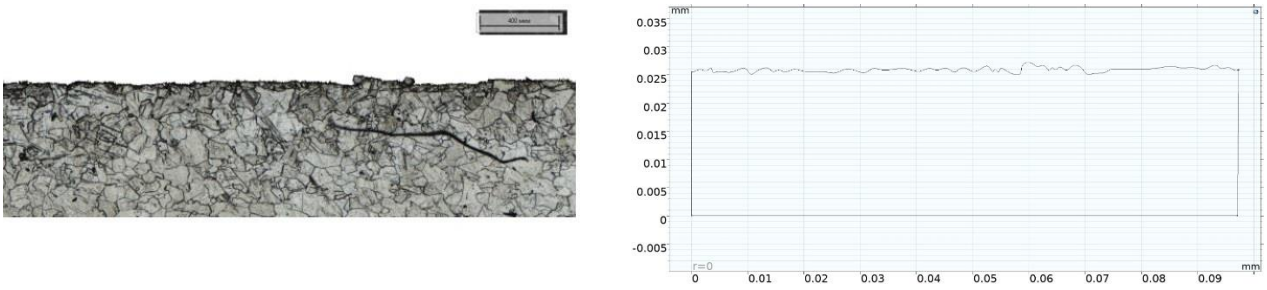
б)



в)

Рисунок 3.10. Модель шероховатости R_a=1.06 мкм: а) общий вид, б) распределение по высоте, в) результаты с профилометра

Альтернативным методом задания профиля шероховатости является импорт изображения, полученного с помощью оптической микроскопии. С применением автоматизированных алгоритмов осуществляется преобразование растровой графики в численный профиль поверхности с учётом масштабного коэффициента и фильтрации шума. Пример реализации данного подхода представлен на рисунке 3.11.



а) *б)*

Рисунок 3.11. Модель шероховатости тонкостенных образцов для R_a = 4,8 мкм при использовании оптической микроскопии: а) фрагмент сечения образца после СЛС, б) оцифровка формы фрагментов сечения образца после СЛС

3.5 Циклические испытания гладких образцов. Определение параметров модели пластичности с комбинацией изотропного и кинематического упрочнения.

Математическое моделирование выполнено методом конечных элементов. Параметры модели пластичности определяли по результатам испытаний гладких цилиндрических образцов по ASTM E606. В расчётах использована схема циклического растяжения-сжатия при контроле полной деформации; упругие свойства заданы по данным испытаний на кратковременную прочность. Рассматривались четыре уровня амплитуды деформации 0,3–0,6 %, соответствующие долговечности 10^3–10^5 циклов.

Для описания циклического упругопластического поведения применена модель с комбинированным изотропно-кинематическим упрочнением: изменение размера поверхности текучести задавалось изотропным упрочнением, её смещение — нелинейным кинематическим упрочнением. Полученные петли гистерезиса воспроизводят нелинейный отклик материала и эффект Баушингера, что подтверждает корректность выбранной модели.

Модель включает следующие допущения [87]:

1. Аддитивное разложение тензора деформаций: $\varepsilon=\varepsilon_p+\varepsilon_e$, где ε – тензор деформаций, ε_p - тензор пластических деформаций, ε_e – тензор упругих деформаций.
2. Закон Гука: $\sigma=E\varepsilon_e$, σ - тензор напряжений, E – модуль упругости
3. Граница области допустимых напряжений - поверхность текучести. Поверхность текучести задается уравнением $f(\sigma) = 0$, где f — выпуклая непрерывная функция, определенная на пространстве симметричных тензоров второго ранга, при этом $f(\sigma)<0$ является условием упругого нагружения:

$$f(\sigma)=\frac{1}{\sqrt{2}}\sqrt{(\sigma_1-\sigma_2)^2+(\sigma_2-\sigma_3)^2+(\sigma_3-\sigma_1)^2}-\sigma_y(\varepsilon_{pe});$$
$$f(\sigma)=\sqrt{3J_2}-\sigma_y(\varepsilon_{pe}); \qquad (3.5)$$
$$f(\sigma)=\sqrt{\frac{3}{2}\sigma_{ij}\sigma_{ij}}-\sigma_y(\varepsilon_{pe})$$

где σ_i - главные направления тензора напряжений, J_2 – второй инвариант тензора напряжений, σ_{ij} –симметричный тензор напряжений второго ранга, σ_y – функция изотропного упрочнения, ε_{pe} – эквивалентная (накопленная) пластическая деформация. Изменение поверхности нагружения определяется функцией накопленной пластической деформации(ε_{pe}).

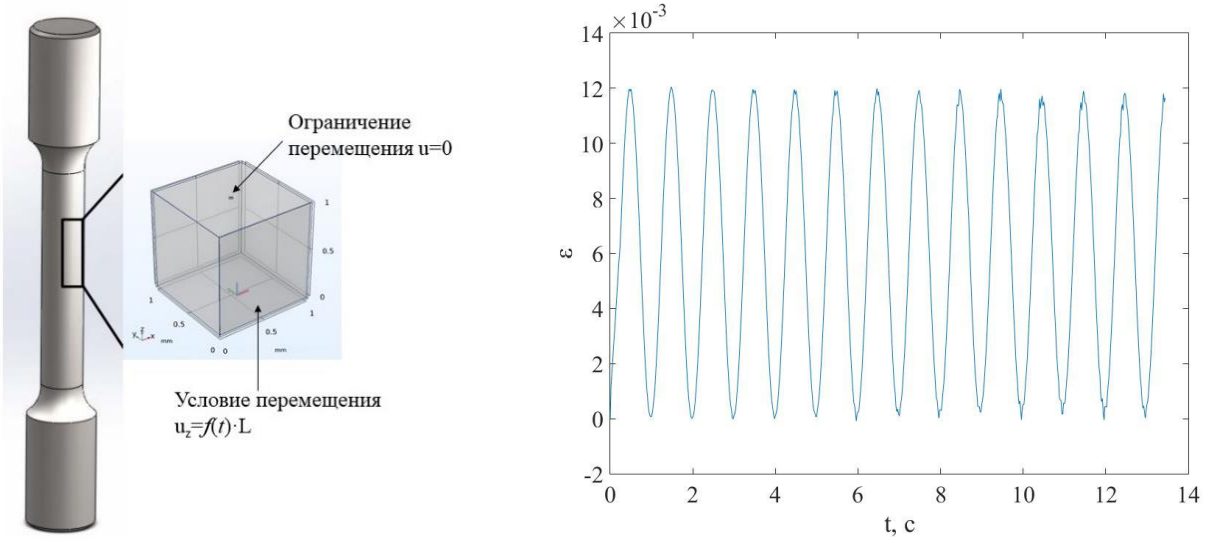
4. Ассоциированный закон течения:

$$\partial\varepsilon^p = \lambda \frac{\partial f}{\partial \sigma} \qquad (3.6)$$

где ε^p – скорость пластической деформации, λ– коэффициент, зависящий от условий нагружения.

Расчёт петель механического гистерезиса выполняли на трёхмерном кубическом конечном элементе, что позволило снизить вычислительные затраты без существенной потери точности. Компоненты напряжений $\sigma_{1\ 1}$ и деформаций $\varepsilon_{1\ 1}$ определяли по результатам интегрирования по объёму элемента.

Нагружение задавали функцией, аппроксимирующей экспериментальный цикл деформации. Для настройки модели использовали петли упругопластического гистерезиса в диапазоне 1–80 % относительной долговечности, соответствующем стадии накопления повреждений до начала выраженного снижения напряжений вследствие развития магистральной трещины. Закон нагружения и схема расчётной модели приведены на рисунке 3.12.



а) *б)*

Рисунок 3.12. Схема МКЭ модели для целей оптимизации (а) и функция нагружения *f(t)* (б)

Одноосное нагружение при линейно-изотропном упрочнении.

Рассмотрим одноосное нагружение материала при упругопластическом деформировании в соответствии с изменением поверхности текучести $f(\sigma)$.

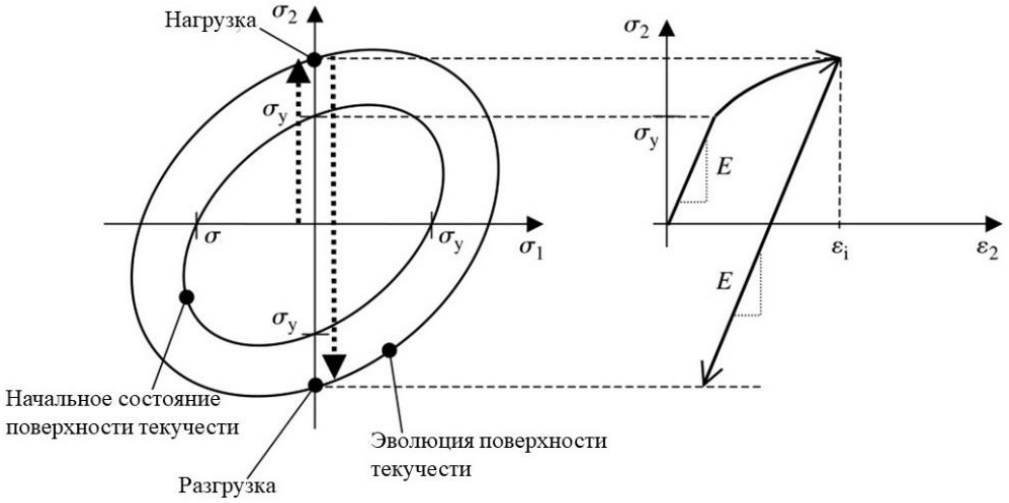


Рисунок 3.13. Изменение поверхности текучести в условиях нагрузки-разгрузки при изотропном упрочнении.

Как можно наблюдать на рисунке 3.13, при изотропном упрочнении поверхность текучести изменяется во всех направлениях. Значение напряжения течения в области растяжения и сжатия одинаково. Следовательно, модель изотропного упрочнения полностью игнорирует эффект Баушингера. Изменение поверхности текучести при изотропном упрочнении часто рассматривается как функция от накопленной пластической деформации:

$$f(\sigma, \varepsilon_{pe}) = \sigma_e - \sigma_y(\varepsilon_{pe}) = 0 \tag{3.7}$$

Функциональная зависимость $\sigma_y(\varepsilon_{pe})$ может принимать следующую форму:

$$\sigma_y(\varepsilon_{pe}) = \sigma_{y0} + r(\varepsilon_{pe}) \tag{3.8}$$

где σ_{y0} – начальное напряжение пластического течения, $r(\varepsilon_{pe})$ – функция изотропного упрочнения.

Существует достаточное многообразие аналитических форм функции изотропного упрочнения, но в текущей работе использовалась наиболее распространенная форма:

$$\partial r(\varepsilon_{pe}) = \beta(\sigma_{sat} - r)\partial\varepsilon_{pe} \tag{3.9}$$

где β, σ_{sat} – константы материала.

Интегрирование функции изотропного упрочнения при начальных условиях *r(0)=0* даёт следующее выражение:

$$r(\varepsilon_{pe}) = \sigma_{sat}(1 - e^{-\beta\varepsilon_{pe}}) \qquad (3.10)$$

Переменная σ_{sat} может принимать как положительные, так и отрицательные значения, что связано с упрочнением или разупрочнением соответственно. Переменная β характеризует интенсивность стабилизации петли упругопластического гистерезиса. На этапе оптимизации параметров по представленной модели необходимо определить текущие параметры размера поверхности текучести для дальнейшего использования в модели нелинейного упрочнения.

Одноосное нагружение при кинематическом упрочнении.

На рисунке 3.14 напряжение увеличивается до тех пор, пока не будет достигнуто напряжение течения σ_y. При продолжительной нагрузке материал пластически деформируется и поверхность текучести смещается. Значение напряжения течения в области растяжения и сжатия различается, при этом упругая область деформирования в области сжатия значительно снижается.

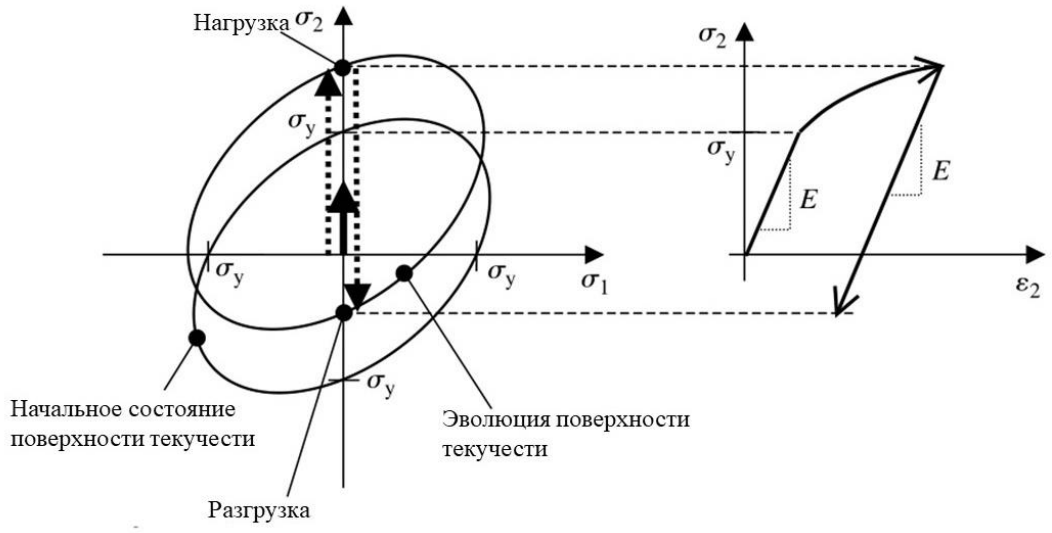


Рисунок 3.14. Изменение поверхности текучести в условиях нагрузки-разгрузки при кинематическом упрочнении.

Функция поверхности текучести в данном случае зависит от положения поверхности в пространстве напряжений. Под действием приложенной нагрузки поверхность перемещается в новое положение на некоторое расстояние $\partial\sigma_b$ (σ_b –

переменная кинематического упрочнения). При данном смещении аналитическое выражение для поверхности текучести при одноосном нагружении с кинематическим упрочнением примет вид:

$$f(\sigma) = |\sigma_{11} - \sigma_b| - \sigma_y(\varepsilon_{pe}) \tag{3.11}$$

Простейшая модель для анализа изменения параметра σ_b - линейная кинематическая модель упрочнения Прагера:

$$\sigma_b = C_k \cdot \frac{2}{3}\varepsilon_{pe}; \frac{1}{C_k} = \frac{1}{E_k} - \frac{1}{E} \tag{3.12}$$

где E_k – касательный модуль, C_k – кинематический модуль упрочнения, E – модуль упругости.

В случае нелинейной модели приращение переменной кинематического упрочнения σ_b даёт следующее выражение:

$$\partial\sigma_b = \frac{2}{3}C_k\partial\varepsilon_{pe} - \gamma\sigma_b\partial\varepsilon_{pe} \tag{3.13}$$

где γ – константа материала.

Интегрирование переменной при начальных условиях σ_b=0 при ε_{pe}=0 даёт следующее выражение:

$$\sigma_b = \frac{C_k}{\gamma}(1 - e^{-\gamma\varepsilon_{pe}}) \tag{3.14}$$

Поскольку пластическая деформация при циклическом нагружении увеличивается с каждым циклом, то σ_b достигает значения C_k/γ. В результате максимальное напряжение достигает значения $\sigma_y + C_k/\gamma$. Константа γ определяет интенсивность насыщения напряжения, а C_k/γ определяет его численное значение.

Одноосное нагружение при сочетании изотропного и кинематического упрочнения.

На рисунке 3.15 поверхность текучести смещается и расширяется за счет сочетания изотропного и кинематического упрочнения, которое позволяет моделировать эффект Баушингера, наблюдаемый для большинства металлических материалов.

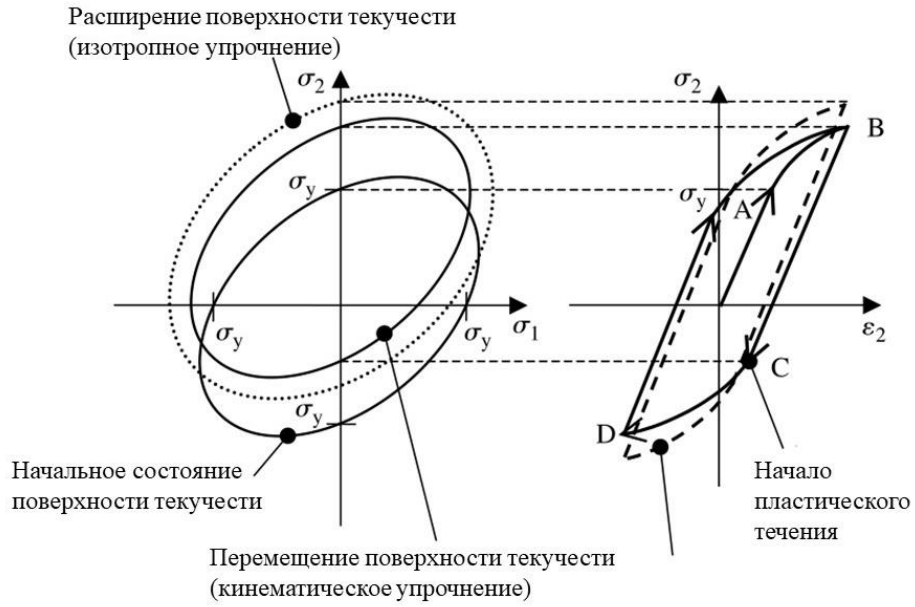


Рисунок 3.15. Изменение поверхности текучести в условиях нагрузки-разгрузки при сочетании изотропного и кинематического упрочнения.

При циклическом упругопластическом деформировании основную роль играет кинематическое упрочнение, связанное со смещением поверхности текучести в пределах каждого цикла. При первичном нагружении после достижения точки начала пластического течения A напряжение возрастает до точки B, сопровождаясь смещением поверхности текучести. При последующей разгрузке материал сначала деформируется упруго до точки C, после чего при дальнейшем нагружении достигается новое состояние пластического течения в точке D. Изменение положения предельных точек петли гистерезиса в последующих циклах указывает на дополнительное развитие изотропного упрочнения, связанного с эволюцией размера поверхности текучести при накоплении циклической деформации.

Определение параметров нелинейной модели кинематического упрочнения.

Коэффициенты определяющих соотношений были вычислены с применением метода нелинейной оптимизации Левенберга–Марквардта [88, 89]. Реализованный в используемом программном комплексе конечных элементов алгоритм включает процедуру оценки и корректировки приближённой матрицы Гессе — матрицы вторых производных целевой функции. Метод применяется в задачах с функцией отклика, заданной в виде суммы квадратов отклонений, что

делает его особенно эффективным для задач аппроксимации экспериментальных данных по критерию наименьших квадратов:

$$V(\eta) = \frac{1}{2}\sum_{m=1}^{M}\sum_{j=1}^{J_m}\sum_{k=1}^{K_{jm}} \frac{f_{jm}^2(x_{jmk}, u_m(x, p_{jm}, \eta), \eta, C_m)}{S_{jm}^2}, \quad (3.15)$$

где M – количество серий (итераций) измерений; J_m – количество измерений (решений для задачи оптимизации); K_{jm} – количество точек; x – пространственная координата; η – параметр, при котором целевая функция минимизируется; C_m – определяемый параметр модели; u_m (x, p, η) – функция прямой задачи в виде дифференциальных уравнений, в которой переменная p – время, s_{jm} – функция размерности, f_{jm} – функция, представляющая различие данных из функции модели g_{jm} и эксперимента g_{jmk}., т. е. функцию f_{jm} можно переписать как $f_{jm}(x_{jmk}, u_m(x, p_{jm}, \eta), \eta, C_m) = g_{jm}(x_{jmk}, u_m(x, p_{jm}, \eta), \eta, C_m) - g_{jmk}$.

Применение данного алгоритма заключается в следующем:

1. Целевая функция строится как сумма квадратов ошибок между экспериментальной и численной гистерезисной петлей:

$$\Phi(\mathbf{x}) = \frac{1}{2}\sum_{i=1}^{n}\left[\sigma_i^{\exp} - \sigma_i^{\mathrm{mod}}(\varepsilon_i, \mathbf{x})\right]^2 \quad (3.16)$$

где **x** — вектор параметров упрочнения:

2. Алгоритм автоматически формирует якобиан модели по этим параметрам с помощью метода конечных разностей.
3. Метод Левенберга–Марквардта сочетает принципы градиентного спуска и метода Гаусса–Ньютона, динамически регулируя шаги по параметрам:

$$(J^T J + \lambda I)\Delta x = -J^T r \quad (3.17)$$

где J — матрица частных производных (якобиан), r — вектор невязок, λ— параметр демпфирования (адаптируется в процессе оптимизации). При больших λ— алгоритм ведёт себя как градиентный спуск (надёжность), при малых λ— как Гаусс–Ньютон (скорость сходимости).

4. При каждой итерации алгоритма:

- пересчитывает гистерезисную петлю на основе текущих параметров,
- вычисляет невязки,
- обновляет параметры.

5. Сходимость оценивается по:

- норме невязки,
- относительному изменению параметров,
- числу итераций.

В таблице 3.8 представлены рассчитанные значения упругопластического деформирования при заданном размахе деформаций 1,2 %.

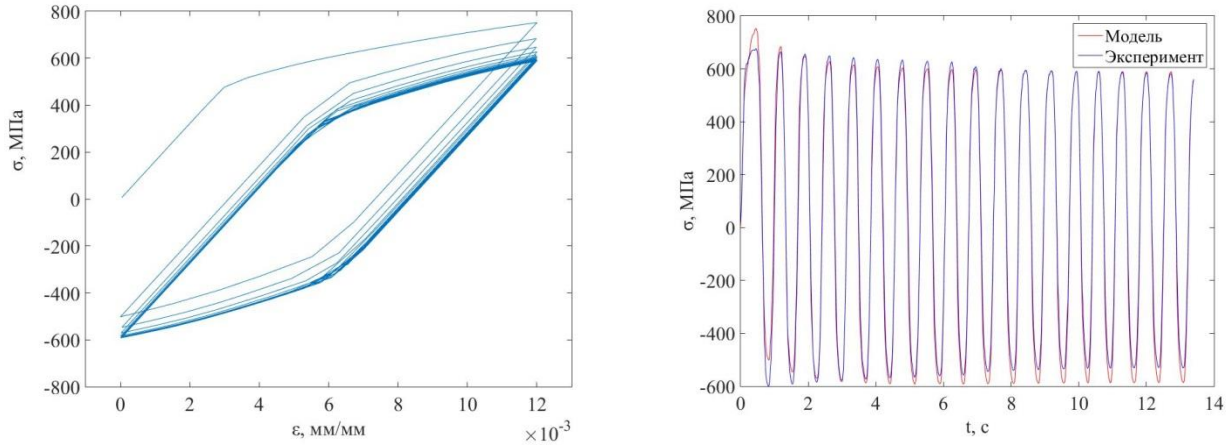
Таблица 3.8

Параметры оптимизации упругопластического деформирования никелевого сплава с размахом деформации 1,2 %

Условный номер итерации M	Количество решений для задачи оптимизации J_m	Значение ошибки f_{jm}	Максимальное изменение управляющих переменных	Параметры оптимизации			
				σ_{sat}, МПа	β	C_k, МПа	γ_k
0	6	0,694	–	61.81	15.966	40566	99.898
1	12	0,673	0,949	220.72	6.943	41141	94.39
2	18	0,248	0,724	39.97	12.132	39995	90.044
3	24	0,139	1,29	3.81	12.132	38677	79.68
4	30	0,153	0,41	3.76	11.559	37959	82.894
5	36	0,133	2,12	3.95	10.701	35507	65.849
6	42	0,154	0,5	35.9	8.87	34972	69.721
7	48	0,132	0,0467	34.74	8.688	34901	70.078
8	54	0,153	0,0602	37.37	8.493	35201	70.397
9	63	0,098	0,0213	41.81	8.241	35135	70.36
10	69	0,128	0,00615	39.96	8.241	35169	70.347
11	75	0,127	0,00385	40.13	8.214	35160	70.321
12	91	0,127	$3{,}17 \cdot 10^{-16}$	40.13	8.214	35160	70.321

При калибровке параметров модели в качестве целевой функции использовали зависимость компонент напряжений от времени при циклическом нагружении. Расчётные кривые получены методом конечных элементов с заданием функции нагружения, соответствующей экспериментальному циклу.

На рисунке 3.16 приведено сравнение расчётных и экспериментальных петель упругопластического гистерезиса при амплитуде полной деформации 1,2 %. Хорошее совпадение кривых подтверждает корректность подобранных параметров и применимость модели для описания нелинейного циклического деформирования исследуемого никелевого сплава.



а) *б)*

Рисунок 3.16. Петли упругопластического гистрезиса, полученные численным моделированием (*а*) и целевая функция оптимизации (*б*) при размахе деформации 1.2 %.

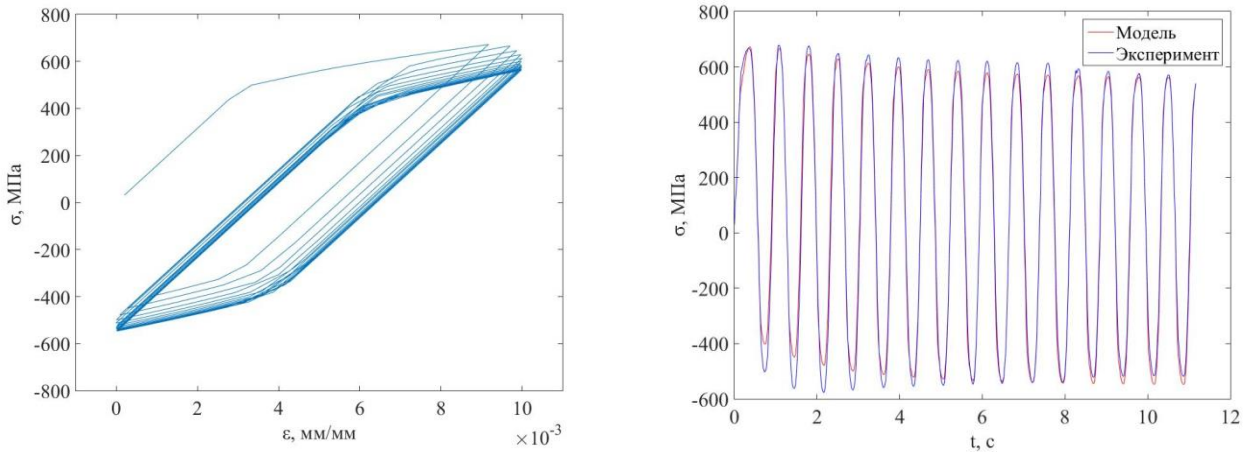
В таблице 3.9 представлены рассчитанные значения упругопластического деформирования при заданном размахе деформаций 1 %.

Таблица 3.9

Параметры оптимизации упругопластического деформирования никелевого сплава с размахом деформации 1 %

Условный номер итерации M	Количество решений для задачи оптимизации J_m	Значение ошибки f_{jm}	Максимальное изменение управляющих переменных	Параметры оптимизации			
				σ_{sat}, МПа	β	C_k, МПа	γ_k
0	6	29	–	-732.46	31.569	43998	28.55
1	14	20	0,672	-581.26	30.119	37946	31.938
2	22	4,44	0,193	-534.26	29.411	36855	32.678
3	29	15,9	0,308	-397.41	28.191	35868	32.973
4	35	13,4	0,309	-312.84	26.876	35106	33.074
5	42	20,3	0,445	-209.79	24.944	34276	33.27
6	48	18,3	0,513	-140.6	22.681	33429	33.88
7	54	38,7	1,06	-25.58	18.003	32026	36.38
8	60	7,58	0,655	-32.03	15.099	31077	38.283
9	66	11,7	1,02	11.16	10.564	30486	41.98
10	72	1,49	0,573	13.85	8.009	29718	42.044
11	78	1,26	0,404	22.17	6.202	29370	42.71
12	84	0,374	0,168	23.48	5.468	28991	42.269
13	90	0,906	0,0715	24.33	5.149	28922	42.431
14	96	0,0975	0,142	25.11	4.533	28561	42.131
15	109	0,148	$4{,}68\cdot10^{-7}$	25.11	4.533	28561	42.131

На рисунке 3.17 представлены петли упругопластического гистерезиса, полученные численным моделированием, и сравнение полученных напряжений на последней итерации при размахе деформации 1 %.



а) *б)*

Рис. 3.17. Петли упругопластического гистрезиса, полученные численным моделированием (*а*), и целевая функция оптимизации (*б*) при размахе деформации 1 %.

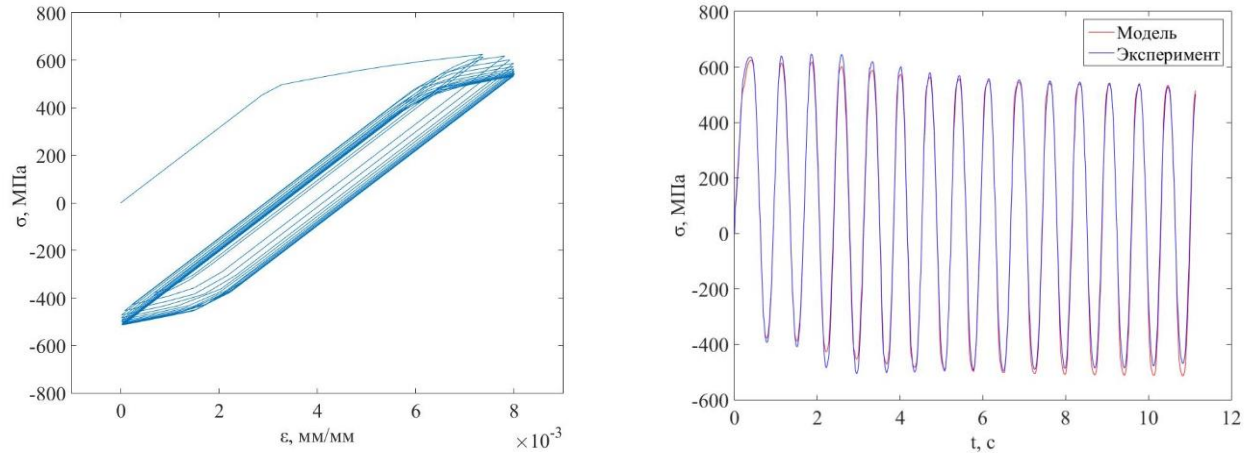
В таблице 3.10 представлены рассчитанные значения упругопластического деформирования при заданном размахе деформаций 0,8 %.

Таблица 3.10

Параметры оптимизации упругопластического деформирования никелевого сплава с размахом деформации 0,8 %

Условный номер итерации M	Количество решений для задачи оптимизации J_m	Значение ошибки f_{jm}	Максимальное изменение управляющих переменных	Параметры оптимизации			
				σ_{sat}, МПа	β	C_k, МПа	γ_k
0	7	0,967	–	777.08	-22.6599	16224	110.869
1	14	0,263	1,74	625.88	-21.2098	22276	107.481
2	21	0,526	1,51	578.88	-20.5023	23367	106.741
3	28	0,233	0,994	442.03	-19.2816	24354	106.446
4	35	0,101	0,759	357.46	-17.9667	25116	106.345
5	42	0,0501	0,624	254.41	-16.035	25946	106.149
6	49	0,027	0,42	185.22	-13.772	26793	105.539
7	56	0,031	0,298	70.2	-9.094	28196	103.039
8	63	0,00633	0,209	76.65	-6.19	29145	101.136
9	70	0,0101	0,102	33.46	-1.655	29736	97.439
10	77	0,00214	0,0934	30.77	0.9	30504	97.375
11	89	0,00212	$5{,}19\cdot10^{-5}$	22.45	2.707	30852	96.709

На рисунке 3.18 представлены петли упругопластического гистерезиса, полученные численным моделированием, и сравнение полученных напряжений на последней итерации при размахе деформации 0,8 %.



а) *б)*

Рис. 3.18. Петли упругопластического гистрезиса, полученные численным моделированием (*а*), и целевая функция оптимизации (*б*) при размахе деформации 0.8 %.

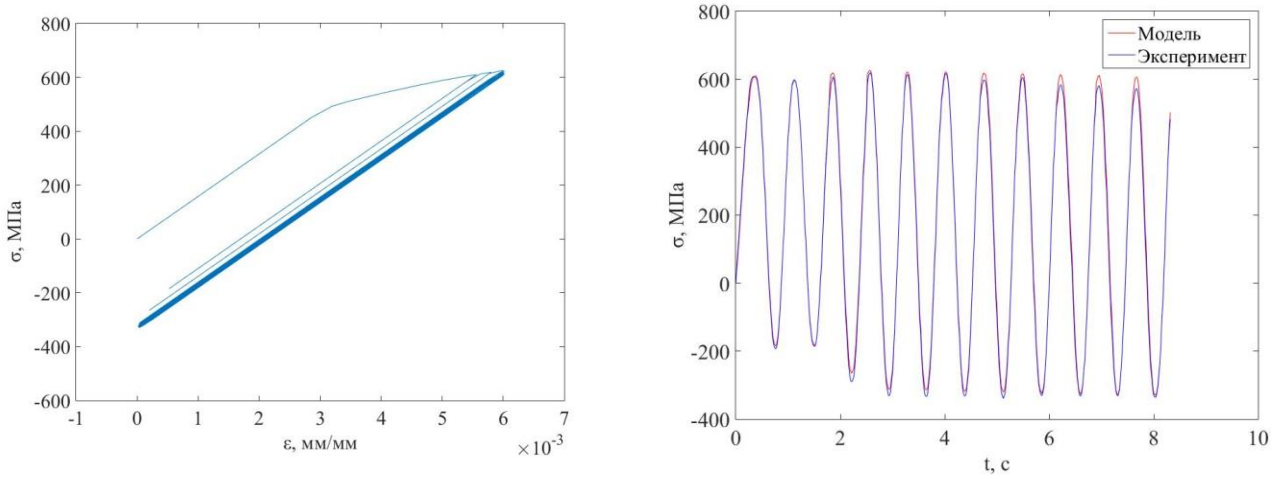
В таблице 3.11 представлены рассчитанные значения упругопластического деформирования при заданном размахе деформаций 0,6 %.

Таблица 3.11

Параметры оптимизации упругопластического деформирования никелевого сплава с размахом деформации 0,6 %

Условный номер итерации M	Количество решений для задачи оптимизации J_m	Значение ошибки fjm	Максимальное изменение управляющих переменных	Параметры оптимизации			
				σ_{sat}, МПа	β	C_k, МПа	γ_k
0	6	0,913	–	417,73	109,8	53912	109,47
1	12	0,512	0,882	479,10	109,94	100780	113,61
2	18	0,192	1,57	548,50	101,69	143990	259,76
3	27	0,103	0,0373	557,73	98,448	143690	259,85
4	33	0,00475	0,031	568,24	96,498	143830	260,16
5	39	0,0249	0,0363	579,45	93,959	143710	260,98
6	45	0,0138	0,0304	588,72	92,041	143730	262,22
7	51	0,0149	0,024	594,25	90,875	143860	264,06
8	57	0,00258	0,0478	598,05	90,094	144700	268,84
9	63	0,00306	0,0348	598,42	89,952	145340	272,42
10	69	0,00192	0,0744	601,20	89,352	146820	279,93
11	75	0,00223	0,0364	602,49	89,112	147620	283,55
12	81	0,000433	0,0133	602,88	89,028	147900	284,88

На рисунке 3.19 представлены петли упругопластического гистерезиса, полученные численным моделированием, и сравнение полученных напряжений на последней итерации при размахе деформации 0,8 %.



а) *б)*

Рисунок 3.19. Петли упругопластического гистрезиса, полученные численным моделированием (*а*), и целевая функция оптимизации (*б*) при размахе деформации 0,8 %

В таблице 3.12 представлены полученные данные для каждого экспериментального уровня контролируемой деформации.

Таблица 3.12

Параметры оптимизации упругопластического деформирования никелевого жаропрочного сплава

Амплитуда деформации	Параметры оптимизации			
	σ_{sat}, МПа	β	C_k, МПа	γ_k
0.6	40.13	8.214	35160	70.321
0.5	25.11	4.533	28561	42.131
0.4	19.51	4.376	31661	97.288
0.3	20.11	54.811	57261	197.201

Верификация модели по параметру размаха пластической деформации и пиковых напряжений в цикле.

При жёстком цикле размах пластической деформации изменяется незначительно, тогда как накопленная пластическая деформация возрастает в течение испытания. На рисунке 3.20 приведено сравнение петель упругопластического гистерезиса, рассчитанных моделью при 50 % общей долговечности для стабилизированного состояния на исследуемых уровнях нагружения.

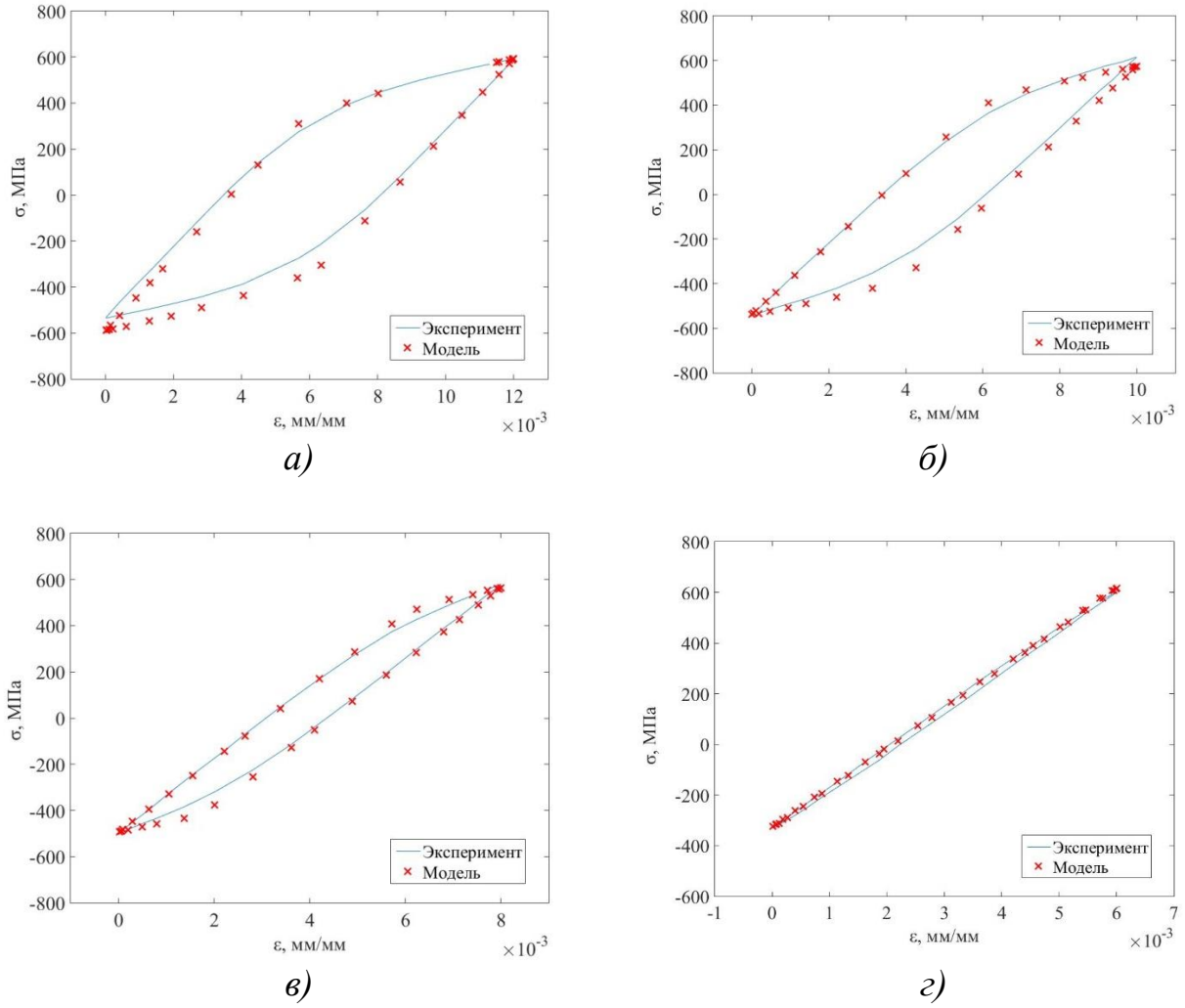


Рисунок 3.20. Сравнение экспериментальных результатов с результатами численного моделирования упругопластического деформирования сплава ВЖ159 при размахе деформации 1,2 (*а*), 1 (*б*), 0,8 (*в*) и 0,6 % (*г*)

Сравнение петель упругопластического гистерезиса по параметру пластической деформации (рисунок 3.19) показывает, что разработанная модель упругопластического деформирования, учитывающая комбинацию изотропного и кинематического упрочнения, обеспечивает достаточную точность описания механического поведения никелевого сплава ВЖ159, полученного методом СЛС, при циклическом нагружении с постоянной амплитудой деформации на эксплуатационной температуре.

3.6 Использование энергетического критерия для оценки усталостной долговечности.

В фундаментальной работе [90] показано, что произведение максимального растягивающего напряжения и амплитуды общей деформации коррелирует с усталостной долговечностью:

$$\sigma_{\max}\frac{\Delta\varepsilon}{2}=\frac{\sigma_f^2}{E}N^{2b}+\varepsilon_f\sigma_f N^{b+c} \qquad (3.18)$$

Указанная величина рассматривается как приближённая оценка удельной энергии деформации за цикл. На рисунке 3.21 представлена схема петли упругопластического гистерезиса, где данное произведение частично перекрывает площадь петли. Это подчёркивает связь между накопленной за цикл механической энергией и усталостной прочностью при циклическом нагружении.

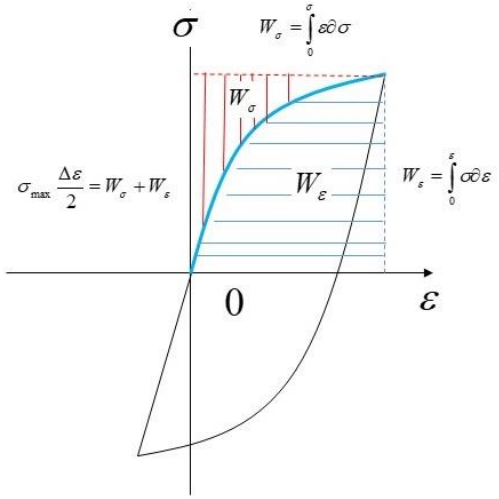


Рисунок 3.21. Интерпретация параметра P_{SWT} как величины энергии деформации.

Расчёт кривой зависимости параметра P_{swt} от долговечности N (рис. 3.22, табл. 3.13) производился на основании определенных свойств материала уравнения Мэнсона-Коффина, представленных в таблице 3.2 для образцов с обработанной поверхностью (R_a=0.2 мкм).

Таблица 3.13

Экспериментальные результаты гладких образцов при жестком цикле нагружения и расчёт параметра P_{SWT}.

$\Delta\varepsilon/2$	σ_{max}, МПа	$\Delta\varepsilon_p/2$	σ_a, МПа	N_{exp}, циклов	P_{SWT}, МПа
0.006	616	0.00246	607	723	3.64
0.006	566	0.00227	591	1199	3.55
0.006	569	0.00264	564	1532	3.38

0.006	562	0.00264	556	1569	3.34
0.005	539	0.00183	550	1694	2.75
0.006	575	0.00231	598	1700	3.59
0.005	551	0.00162	573	1974	2.86
0.005	526	0.00177	537	2181	2.69
0.005	548	0.00164	565	2189	2.82
0.005	538	0.00177	544	2437	2.72
0.004	540	0.00063	546	3102	2.18
0.004	503	0.00103	525	3876	2.10
0.004	506	0.00081	530	4748	2.12
0.004	495	0.00103	527	4783	2.11
0.004	503	0.00102	539	4895	2.16
0.004	487	0.00096	516	5473	2.06
0.004	502	0.00082	558	5685	2.23
0.004	480	0.00098	525	5876	2.10
0.003	458	0.00025	536	13392	1.61
0.003	454	0.00146	505	14334	1.52
0.003	454	0.00034	499	21943	1.50
0.003	457	0.00015	580	24349	1.74
0.003	462	0.00017	547	56474	1.64

Результаты произведения максимального напряжения на амплитуду деформации P_{swt} получены из экспериментальных данных. Как можно наблюдать, кривая зависимости параметра P_{swt} от долговечности N позволяет с достаточной точностью прогнозировать долговечность сплава ВЖ159 при эксплуатационной температуре.

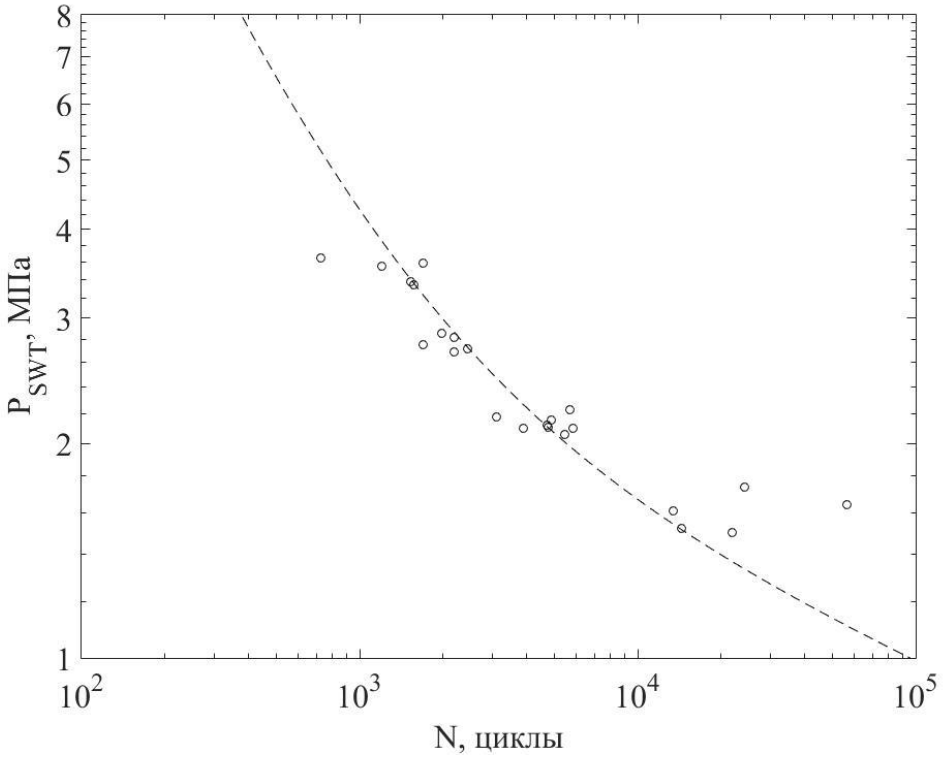


Рисунок 3.22. Кривая долговечности в зависимости от параметра P_{swt}

Верификация параметра поврежденности P_{swt} по расчёту усталостной долговечности осесимметричной модели гладкого образца при циклическом нагружении.

Для получения напряженно деформированного состояния образца использована осесимметричная модель четверти образца (рис. 3.23) ввиду его осевой и центральной симметрии с граничными условиями, соответствующие эксперименту по одноосному циклическому растяжению-сжатию при контролируемой деформации. Преобразование граничных условий прямоугольной системы координат в осесимметричную подробно изложено в [91].

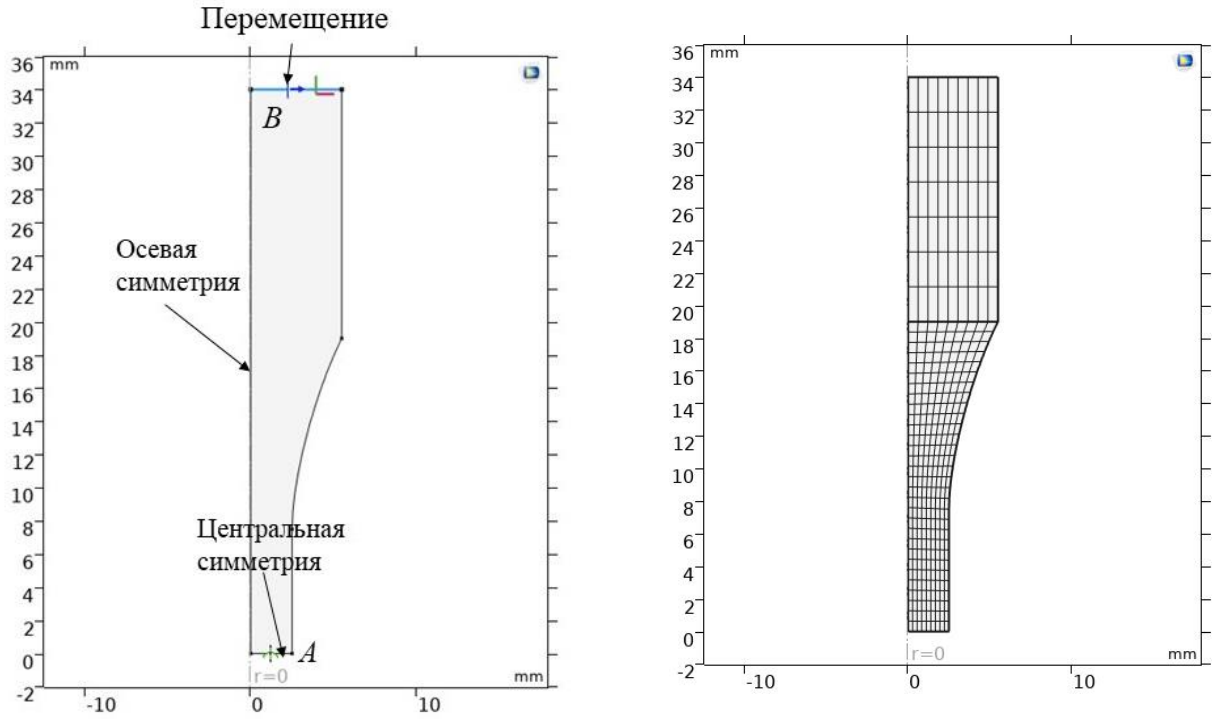


Рисунок 3.23. Осесимметричная модель гладкого образца: а) граничные условия, б) сеточное разбиение.

В качестве функции нагружения в модели использовалась треугольная форма сигнала с пиковыми значениями деформации, соответствующими экспериментально заданным уровням (рис. 3.24). Размах перемещения грани B рассчитывался интегрированием компоненты тензора деформации ε_z в точке A. Для оценки усталостной долговечности использовались как минимум два последовательных блока нагружения: первый блок формирует исходное

напряжённо-деформированное состояние, которое затем переопределяется во втором блоке, предназначенном для оценки накопленного усталостного повреждения**.**

.

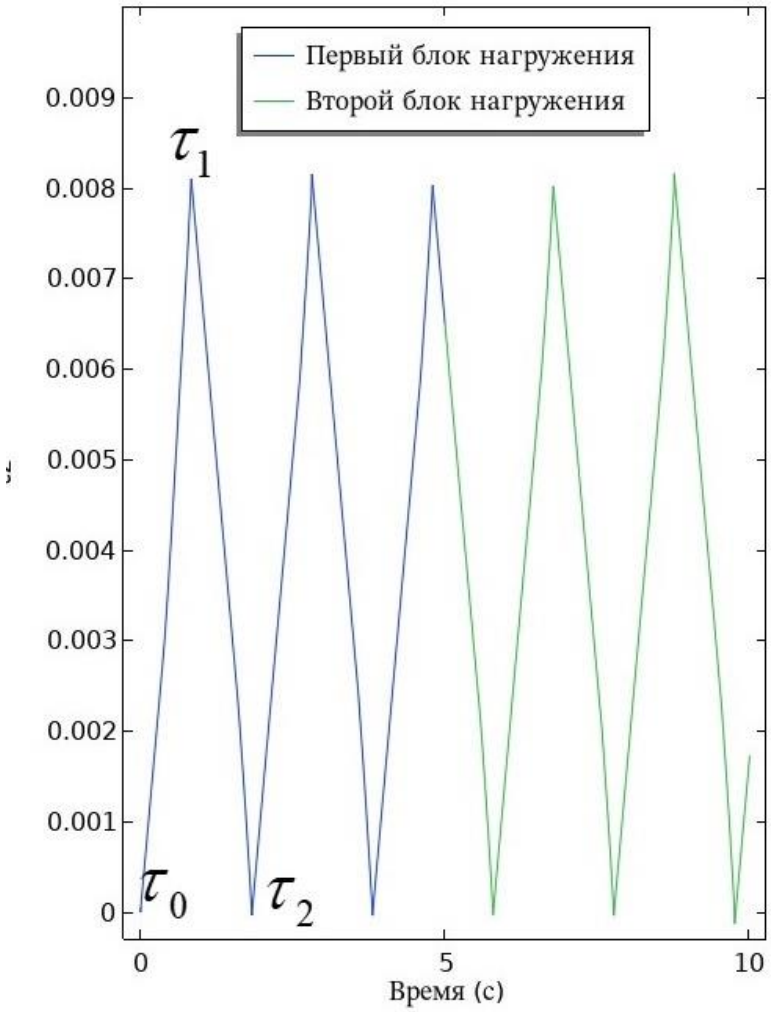


Рисунок 3.24. Форма волны нагружения при моделировании циклического нагружения, соответствующая контролируемым пикам деформации из эксперимента при Δε=0.8 %.

Рассмотрим изменение компоненты тензора напряжений σ_z в точке *A* гладкого образца в течение двух блоков нагружения (рис. 3.25).

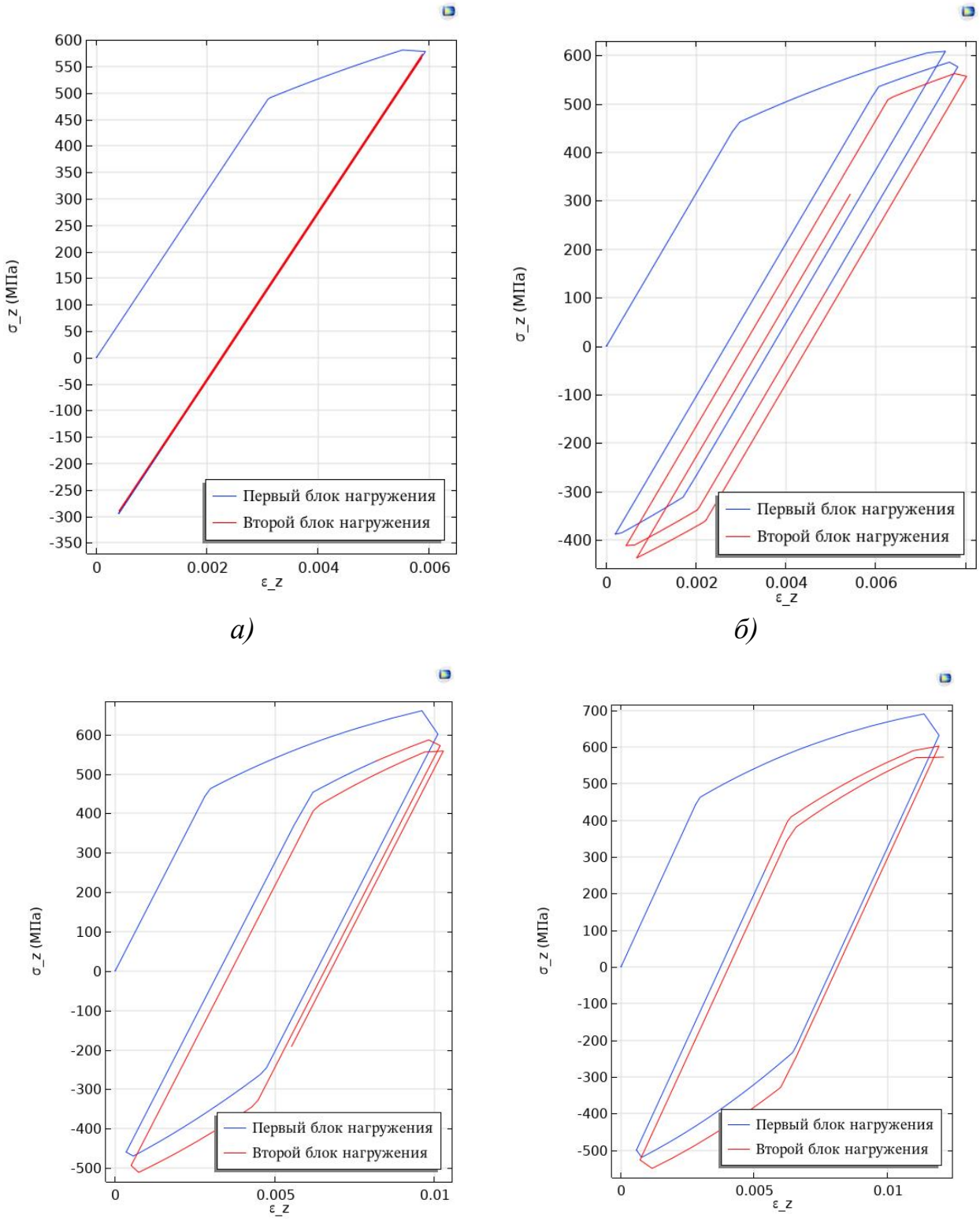
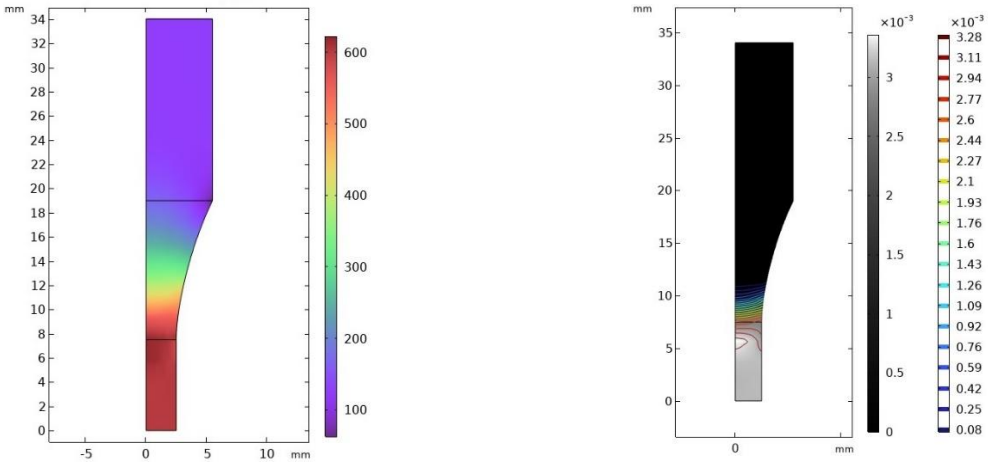


Рисунок 3.25 Петли упругопластического гистерезиса гладких образцов при деформации: а) Δε/2=0.3 %, б) Δε/2=0.4 %, в) Δε/2=0.5 %, г) Δε/2=0.6 %.

При нагружении образца до первого достижения максимальной нагрузки τ_1 напряжения в области рабочей части заметно превышают предел текучести

материала (490 МПа), и поэтому следует ожидать значительных пластических деформаций, что и отражено на рисунке 3.26, *б*.



а) *б)*

Рисунок 3.26. Распределение напряжений (а) и эквивалентной пластической деформации (б) при достижении первой пиковой нагрузки l_1 гладкого образца при $\Delta\varepsilon/2$=0.3 %.

При разгрузке τ_2 внешние силы отсутствуют, но присутствуют остаточные напряжения после снятия нагрузки в первом цикле (рис. 3.27).

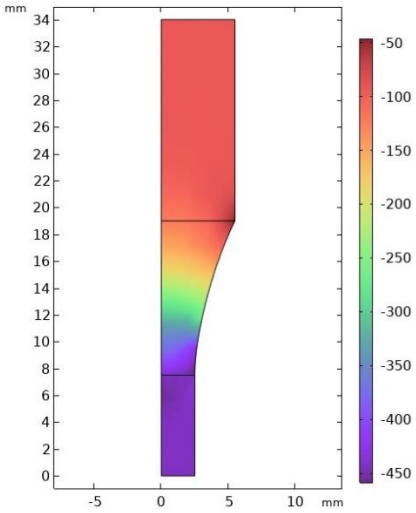


Рисунок 3.27. Распределение напряжений при снятии нагрузки гладкого образца.

Во втором блоке нагружения предполагается установление стационарного режима нагружения. Накопление пластической деформации рассматривается в качестве основного критерия повреждаемости при усталости. Снижение максимальных напряжений в этом режиме связано с релаксацией напряжений, интенсивность которой определяется сочетанием изотропного и кинематического

упрочнения материала. На основе стабилизированной петли упругопластического гистерезиса и величины накопленной пластической деформации проводится расчёт усталостной долговечности с использованием энергетического критерия в области рабочей части образца (рис. 3.28).

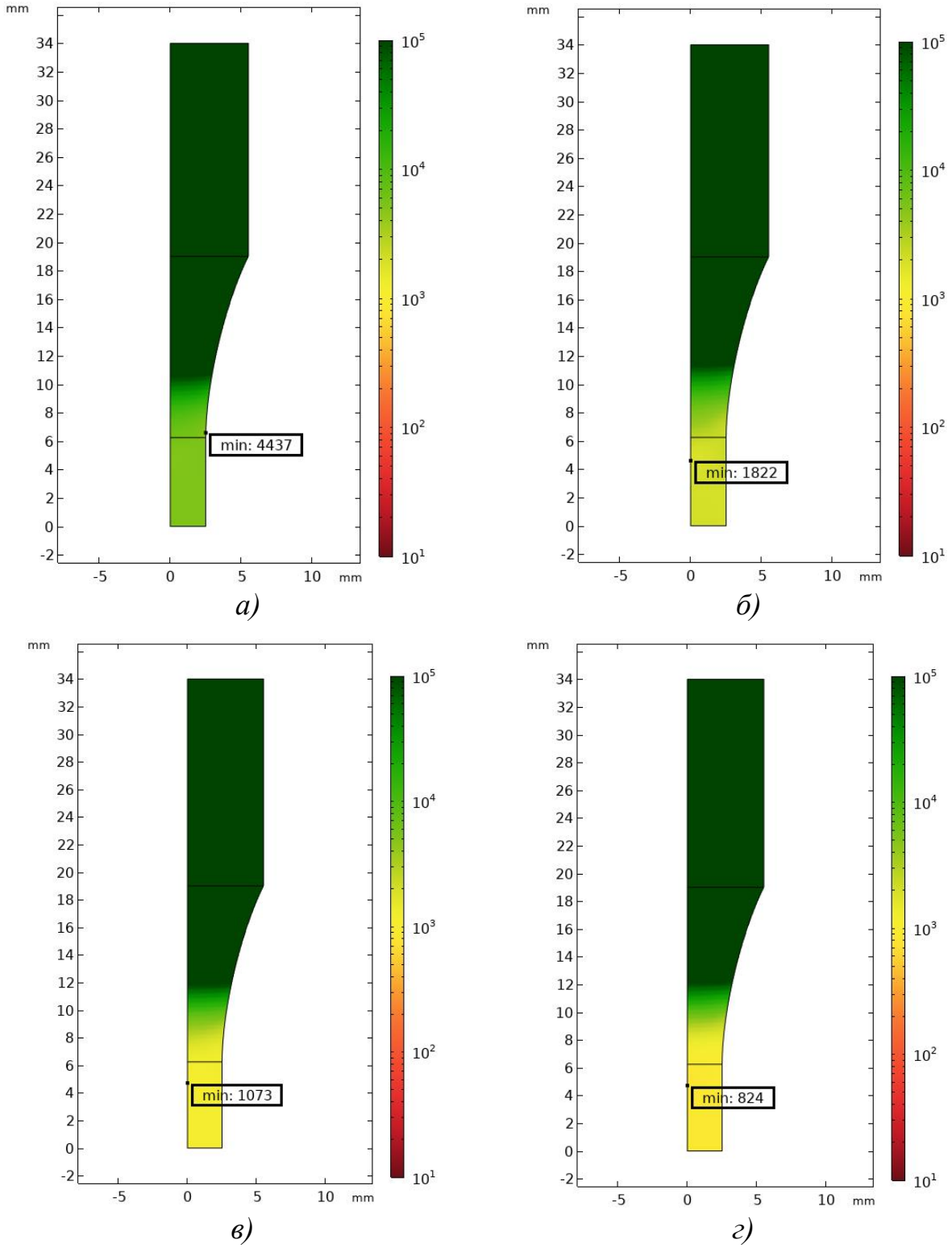


Рисунок 3.28. Распределение усталостной долговечности гладкого образца при: а) Δε/2=0.3 %, б) Δε/2=0.4 %, в) Δε/2=0.5 %, г) Δε/2=0.6 %.

Сравнение экспериментальных результатов с результатами моделирования по параметру P_{swt} представлено на рисунке 3.29.

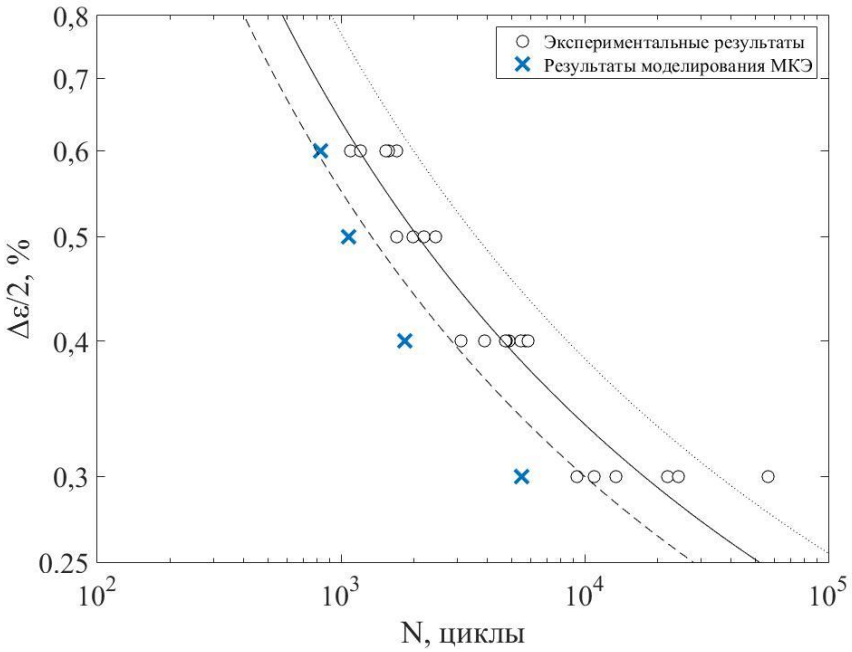


Рисунок 3.29. Сравнение экспериментальных результатов усталостной долговечности с результатами моделирования МКЭ.

Результаты моделирования упругопластического поведения с использованием энергетического критерия малоциклового усталостного разрушения демонстрируют консервативную оценку долговечности, соответствующую нижней границе экспериментальных данных. Такое положение расчётных значений усталостной долговечности указывает на раннюю стадию накопления повреждений в материале [92].

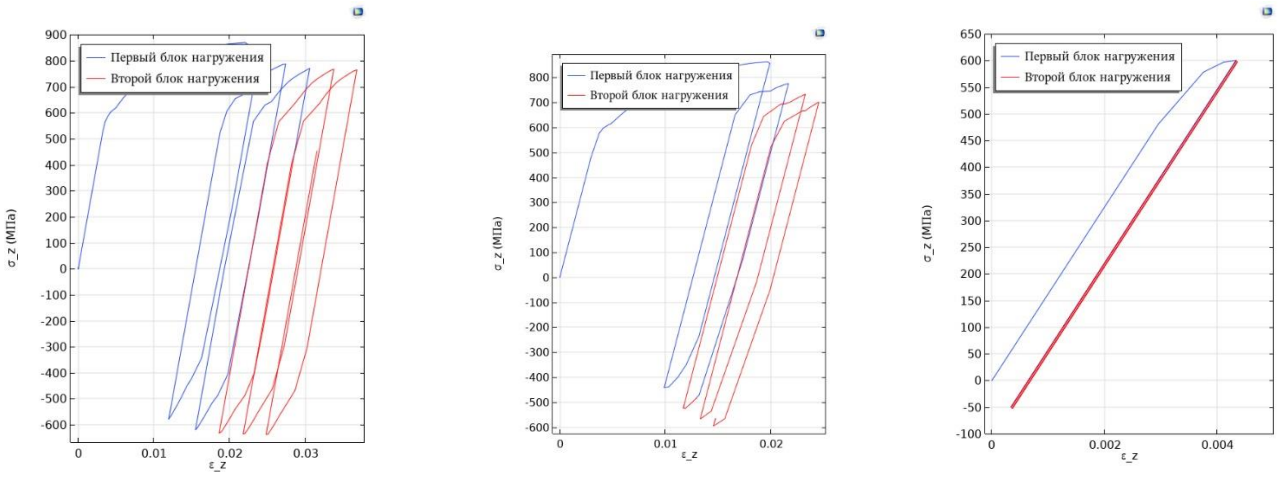
3.6 Моделирование упругопластического поведения и применение энергетического критерия МЦУ образцов с надрезом.

Образцы с надрезом С-типа

Размах перемещения грани вычисляли посредством интегрирования компоненты тензора деформации ε_z в точке на удалении 6.25 мм от вершины надреза. Указанное расстояние соответствует точке фиксации датчика экстензометра из эксперимента (рис. 3.30).

Рисунок 3.30. Схема модели для расчетов долговечности образца с надрезом.

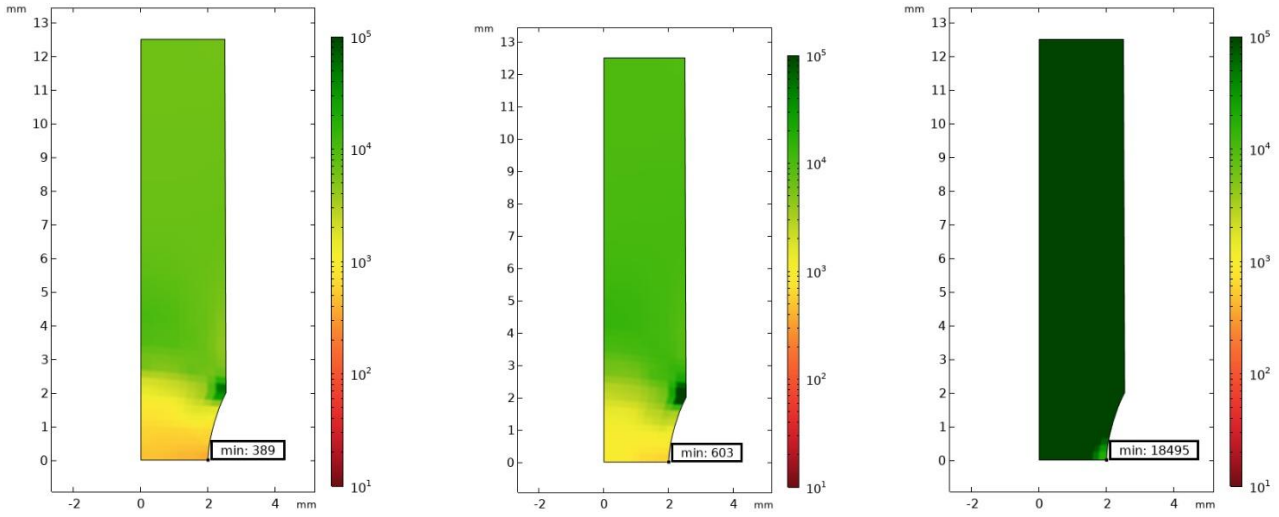
На рисунке 3.31 представлены петли гистерезиса для трех исследуемых уровней деформации, полученных численным моделированием в вершине надреза.



а) *б)* *в)*

Рисунок 3.31. Петли упругопластического гистерезиса образцов с надрезом С-типа в точке А при деформации: а) Δε/2=0.25 %, б) Δε/2=0.225 %, в) Δε/2=0.2 %

Применение параметра P_{swt} позволило рассчитать усталостную долговечность по всему сечению образца (рис. 3.32).

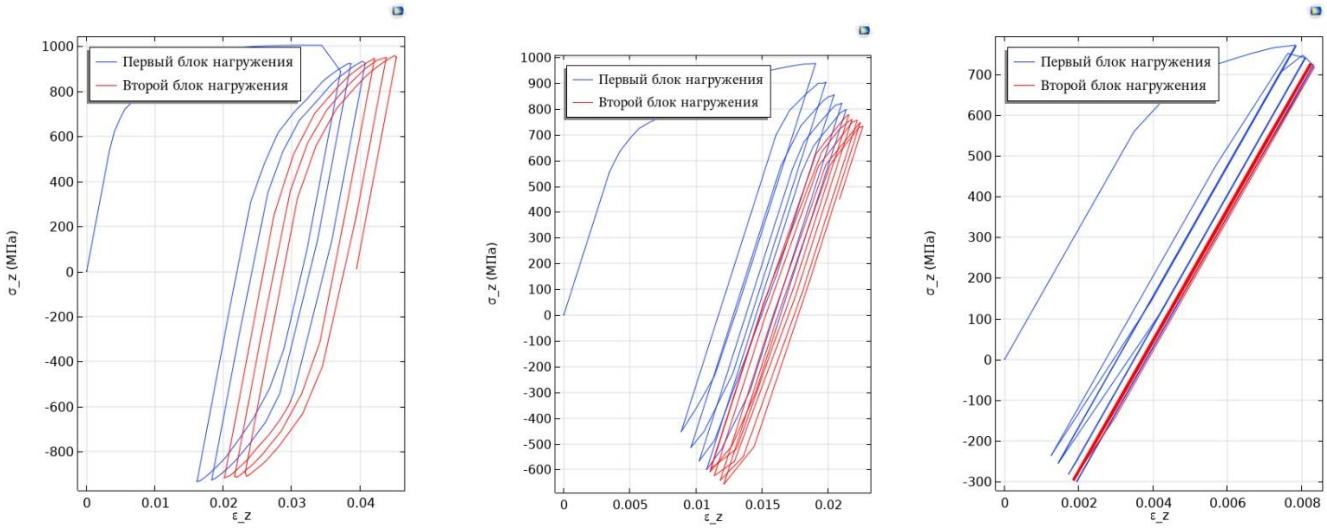


а) *б)* *в)*

Рисунок 3.32. Распределение усталостной долговечности образцов с надрезом С-типа при: а) Δε/2=0.25 %, б) Δε/2=0.225 %, в) Δε/2=0.2 %

Образцы с надрезом U-типа

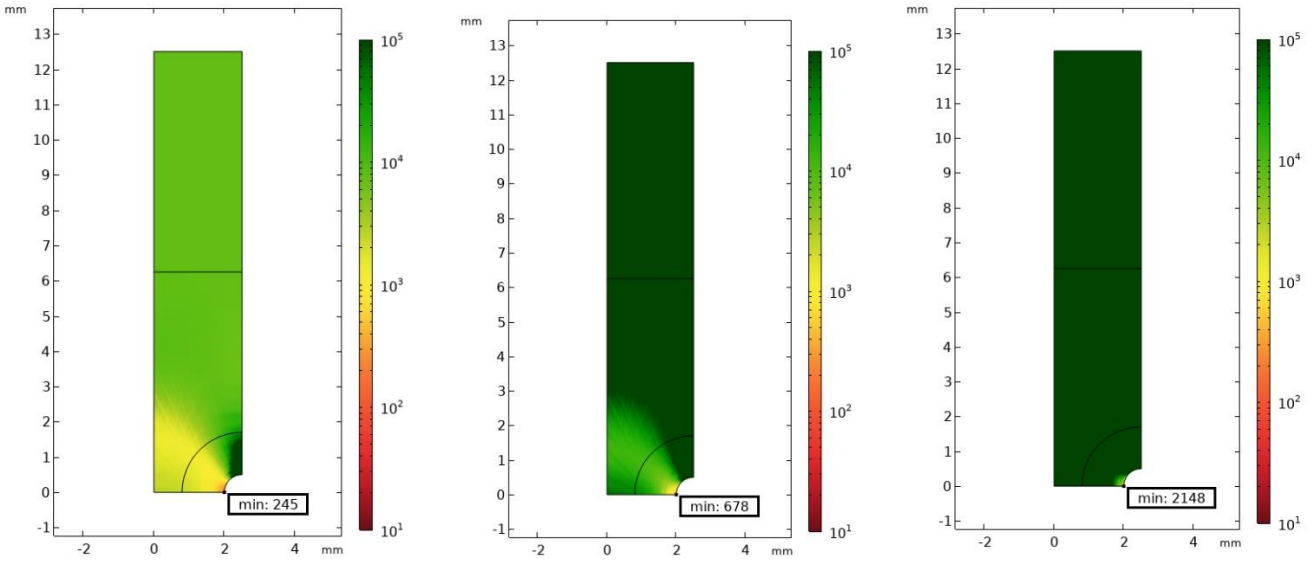
На рисунке 3.33 представлены петли гистерезиса для трех исследуемых уровней деформации, полученных численным моделированием в вершине надреза.



а) *б)* *в)*

Рисунок 3.33. Петли упругопластического гистерезиса образцов с надрезом U-типа в точке А при деформации: а) Δε/2=0.25 %, б) Δε/2=0.15 %, в) Δε/2=0.1 %

Применение параметра P_{swt} позволило рассчитать усталостную долговечность по всему сечению образца (рис. 3.34).

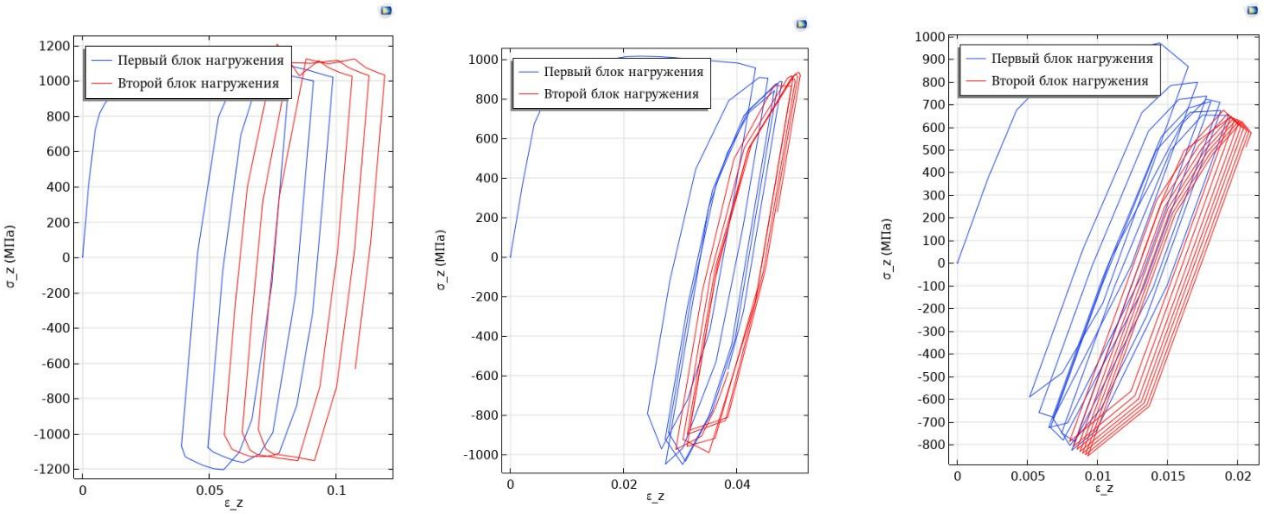


а) *б)* *в)*

Рисунок 3.34. Распределение усталостной долговечности образцов с надрезом U-типа при: а) Δε/2=0.25 %, б) Δε/2=0.15 %, в) Δε/2=0.1 %

Образцы с надрезом V-типа

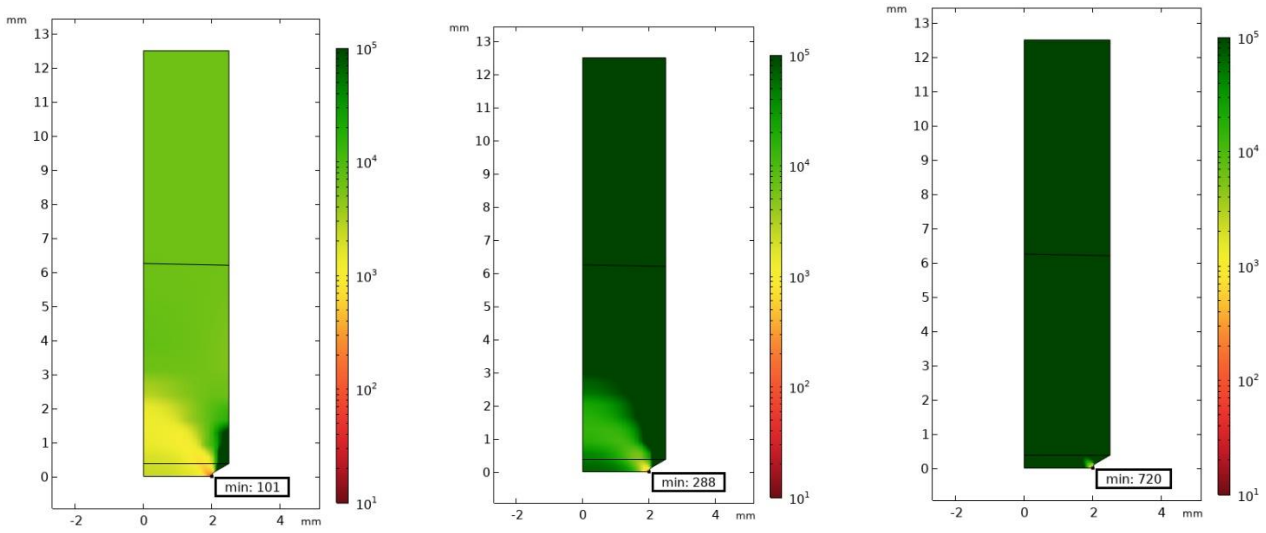
На рисунке 3.35 представлены петли гистерезиса для трех исследуемых уровней деформации, полученных численным моделированием в вершине надреза.



а) *б)* *в)*

Рисунок 3.35. Петли упругопластического гистерезиса образцов с надрезом V-типа в точке А при деформации: а) Δε/2=0.25 %, б) Δε/2=0.15 %, в) Δε/2=0.1 %

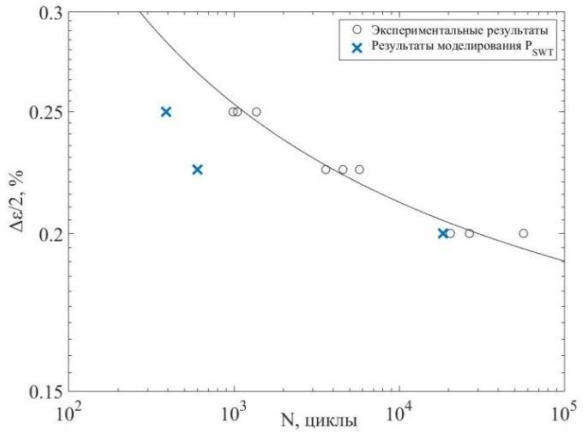
Применение параметра P_{swt} позволило рассчитать усталостную долговечность по всему сечению образца (рис. 3.36).



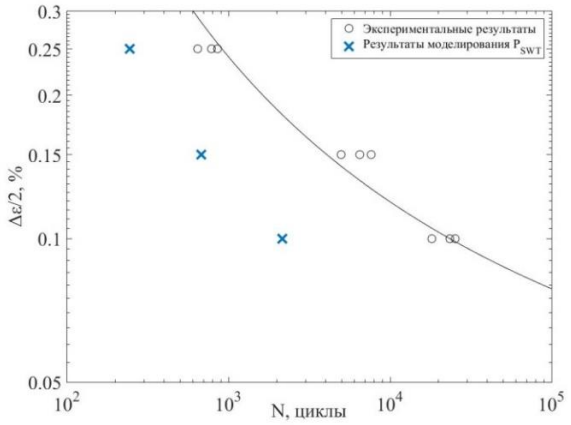
а) *б)* *в)*

Рисунок 3.36. Распределение усталостной долговечности образцов с надрезом V-типа при: а) Δε/2=0.25 %, б) Δε/2=0.15 %, в) Δε/2=0.1 %

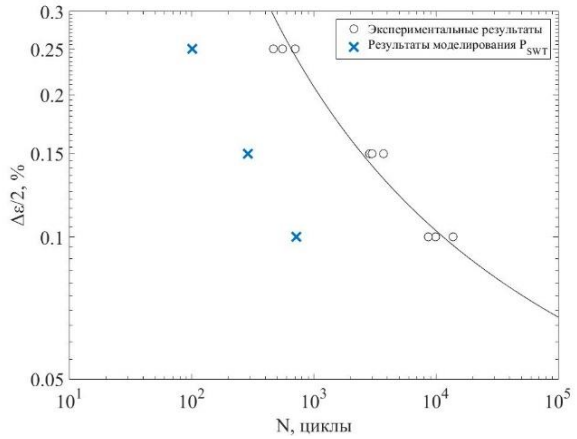
Сравнение экспериментальных результатов с результатами моделирования представлено на рисунке 3.37.



а)



б)

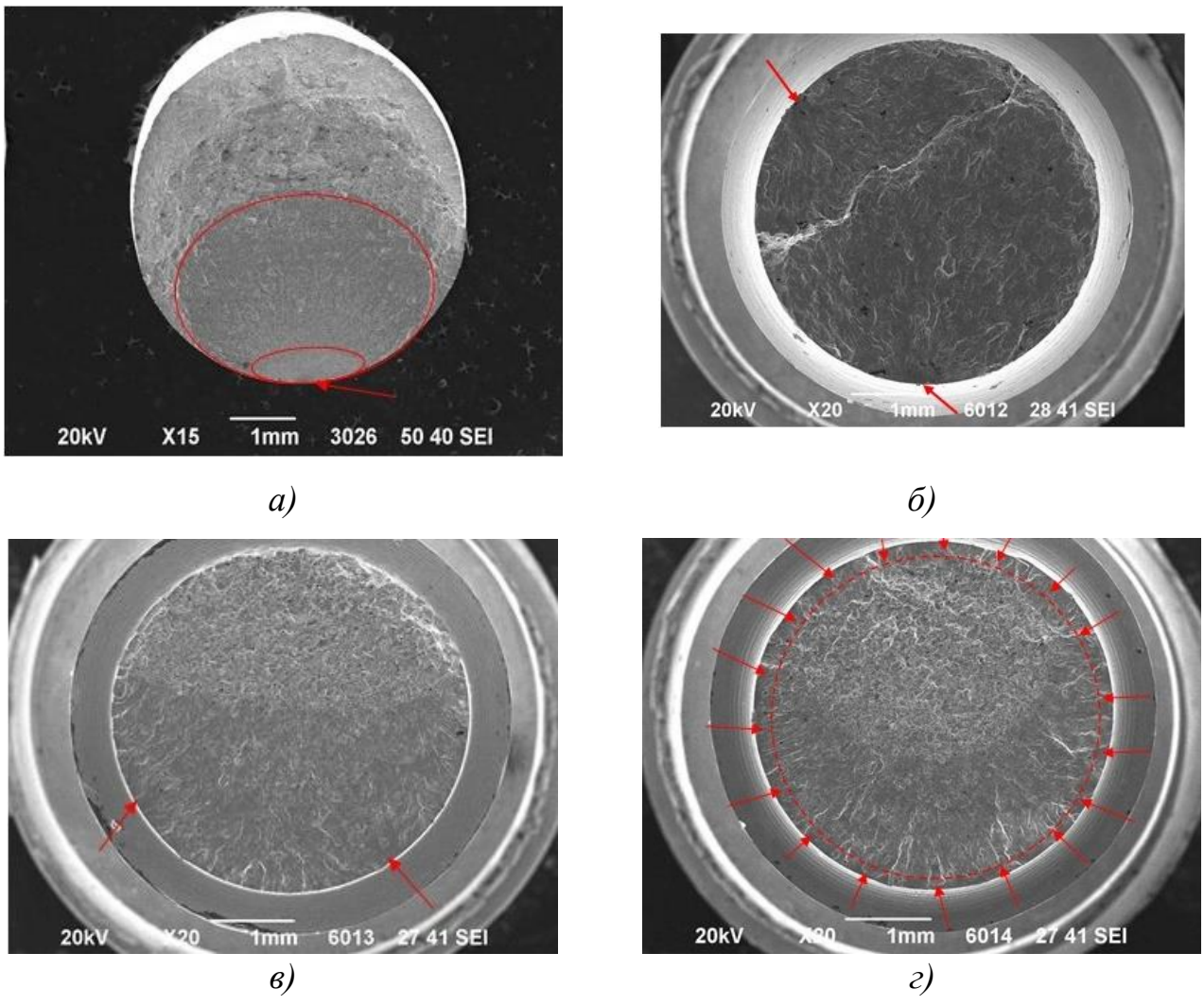


в)

Рисунок 3.37 Сравнение результатов прогнозирования усталостной долговечности по параметру P_{SWT} с экспериментальными результатами образцов с надрезом: а) С-типа, б) U-типа в) V-типа.

3.7 Результаты фрактографии образцов после испытаний на усталость.

На рисунке 3.38 изображены поверхности разрушения образцов, испытанных в интервале долговечности от 10^4 до 10^5 циклов.



а) *б)*

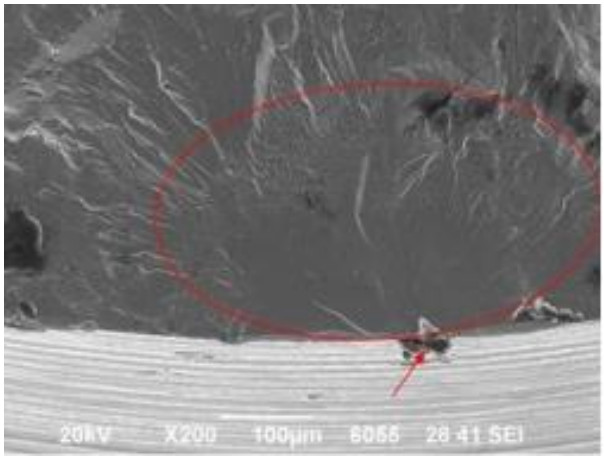
в) *г)*

Рисунок 3.38. Общий вид поверхности разрушения образца: а) без концентрации напряжений, б) с надрезом С-типа, в) с надрезом V-типа, г) с надрезом U-типа.

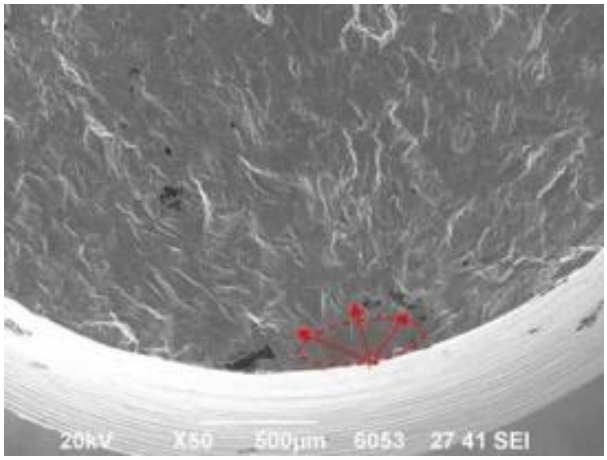
Представленные изображения поверхности разрушения демонстрируют несколько рельефов, соответствующих различным стадиям развития усталостного повреждения. Для всех разрушенных образцов наблюдаются фрактографические признаки трёх стадий: фасетка скола эллиптической формы, бороздчатый рельеф и ямочное строение в области окончательного долома. На первой стадии кинетической диаграммы при малых КИН формируются сколы вследствие отрыва

кристаллографических плоскостей, вдоль которых происходит накопление дислокаций с последующей локализацией пластической деформации.

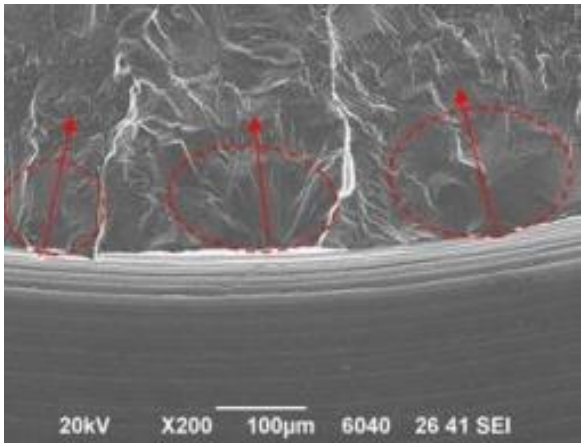
На рисунке 3.39 изображены поверхности очагов разрушения образцов с различной концентрацией напряжений.



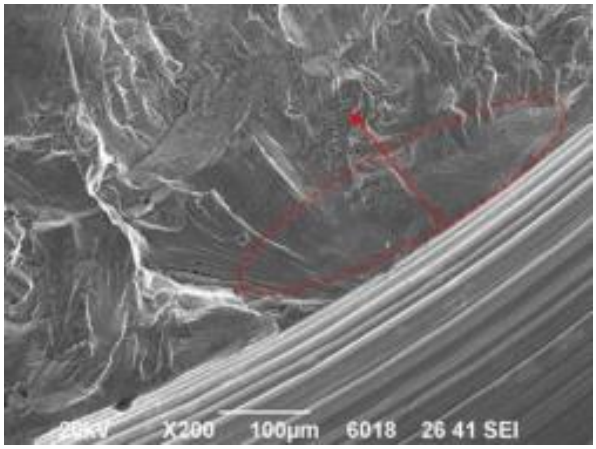
а)



б)



в)

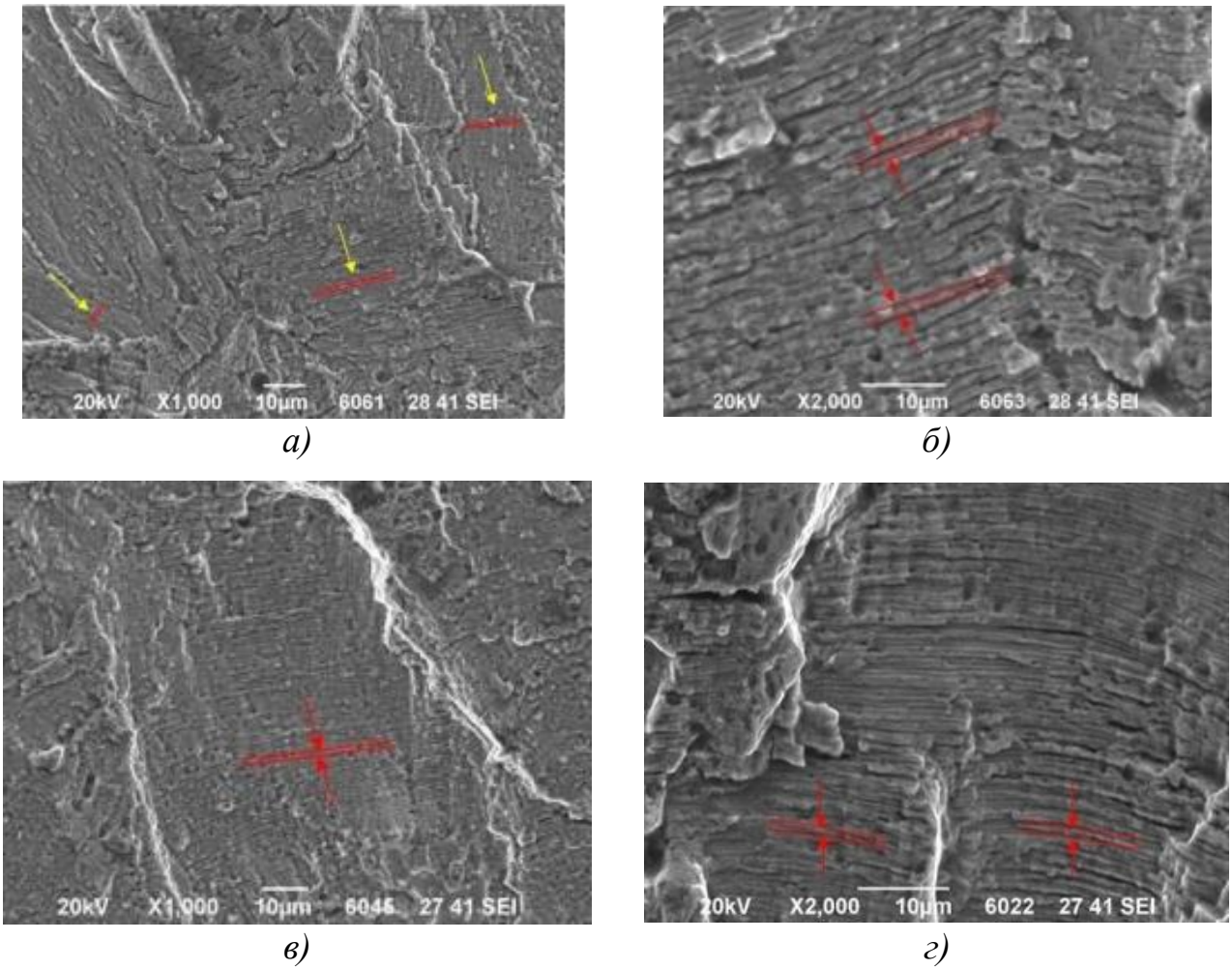


г)

Рисунок 3.39. Очаг разрушения образца: а) без концентрации напряжений, б) с надрезом С-типа, в) с надрезом V-типа, г) с надрезом U-типа.

Представленные изображения поверхности разрушения демонстрируют различное соотношение полуосей эллипса фасетки скола: у гладкого образца — 334/452 мкм, с надрезом С-типа — 210/513 мкм, с надрезом V-типа — 96/142 мкм, с надрезом U-типа — 83/316 мкм. Очаги разрушения, указанные стрелками, постепенно объединяются, формируя зону развития трещины с бороздчатым рельефом, представляющим собой результат микрорасслоений вдоль границ фрагментированной структуры (рис. 3.40). На второй стадии кинетической диаграммы формируется бороздчатый рельеф, представляющий собой результат

отрыва по границам фрагментированных областей, вдоль которых происходит накопление дислокаций с последующей локализацией пластической деформации. Поверхностная трансляционная симметрия бороздчатого рельефа отражает циклическое микрорасслоение материала при каждом нагружении [93]. Ширина усталостных бороздок для всех образцов соответствует скорости завершения второго участка кинетической диаграммы, указывая на переход к финальной стадии разрушения.



а) *б)*

в) *г)*

Рисунок 3.40. Бороздчатый микрорельеф перед зоной долома образцов: а) без концентрации напряжений, б) с надрезом С-типа, в) с надрезом V-типа, г) с надрезом U-типа.

3.8 Моделирование распространения трещин и расчет остаточной долговечности образцов с надрезом.

Рассмотрим напряжённо-деформированное состояние образца с трещиной, форма которой соответствует реальному очагу разрушения, установленному по результатам фрактографического анализа, приведённого в разделе 3.8. Для количественной оценки усталостной долговечности используется кинетическое

уравнение Пэриса, описывающее скорость роста трещины при циклическом нагружении:

$$N_f = \int_{a_0}^{a_f} \frac{d(a)}{C(\Delta K)^n} \tag{3.19}$$

где a_0 – начальная длина трещина; a_f – конечная длина трещины, ΔK- КИН, C, n – константы Пэриса.

КИН рассчитаем с использованием J-интеграла:

$$J = \int_{\Gamma} W dy - T_i \frac{du_i}{dx} ds = \int_{\Gamma} \left(W n_x - T_i \frac{du_i}{dx} \right) ds \tag{3.20}$$

в котором W – плотность энергии деформации:

$$W = \frac{1}{2}(\sigma_x \cdot \varepsilon_x + \sigma_y \cdot \varepsilon_y + \sigma_{xy} \cdot 2 \cdot \varepsilon_{xy}) \tag{3.21}$$

и T определяется как:

$$T = \begin{bmatrix} \sigma_x \cdot n_x + \sigma_{xy} \cdot n_y \\ \sigma_{xy} \cdot n_x + \sigma_y \cdot n_y \end{bmatrix} \tag{3.22}$$

где σ_{ij}-компоненты напряжений, ε_{ij}-компоненты деформаций, n_i-нормаль к контуру интегрирования (рис. 3.41).

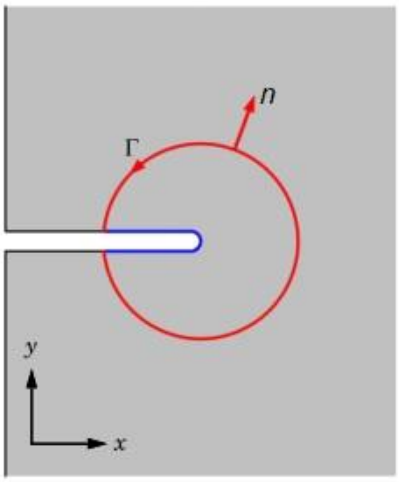


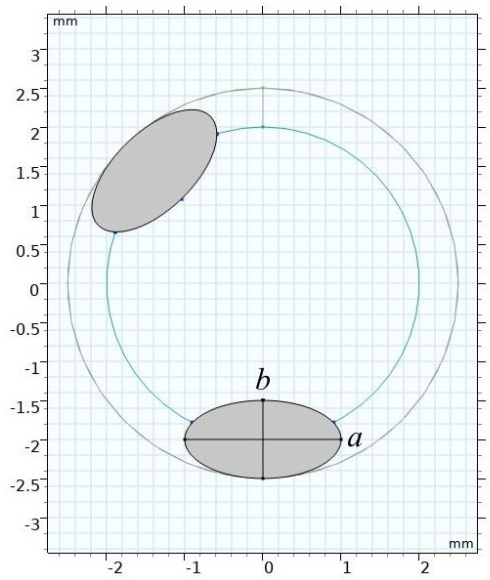
Рисунок 3.41. Контур интегрирования Г.

J-интеграл в постановке линейно-упругого материала имеет следующую связь с КИН:

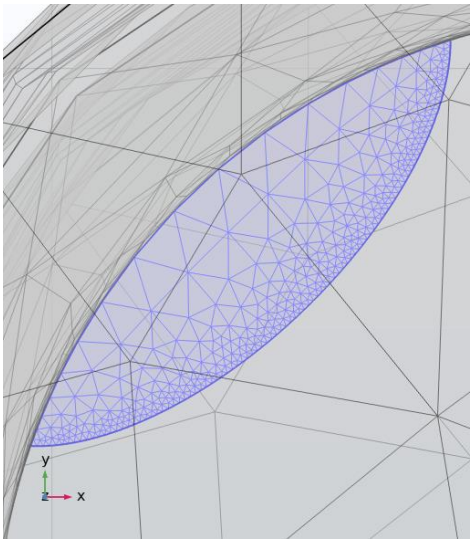
$$J = \frac{1-\nu^2}{E}(K_I^2 + K_{II}^2 + \frac{1}{1-\nu} K_{III}^2) \tag{3.23}$$

где ν — коэффициент Пуассона; Ki — КИН при i — моде деформирования

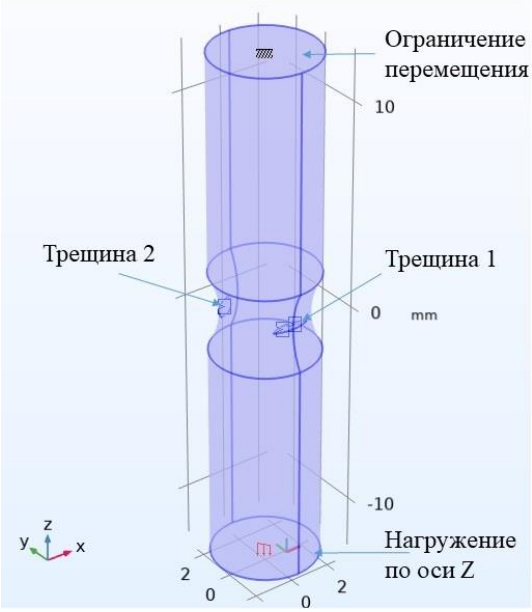
Компоненты напряжений и деформаций определялись на основе трёхмерного конечно-элементного моделирования при осевом нагружении. В качестве критерия нагрузки использовалось значение предела выносливости, соответствующее заданной фиксированной долговечности. На рисунке 3.42 представлено распределение напряжённо-деформированного состояния в окрестности трещины. Шаг продвижения фронта эллиптической трещины при расчётах был принят равным 0,2 мм, при этом отношение полуосей составляло b/a=2, что соответствует форме очага разрушения, выявленного при фрактографическом анализе.



а)



б)

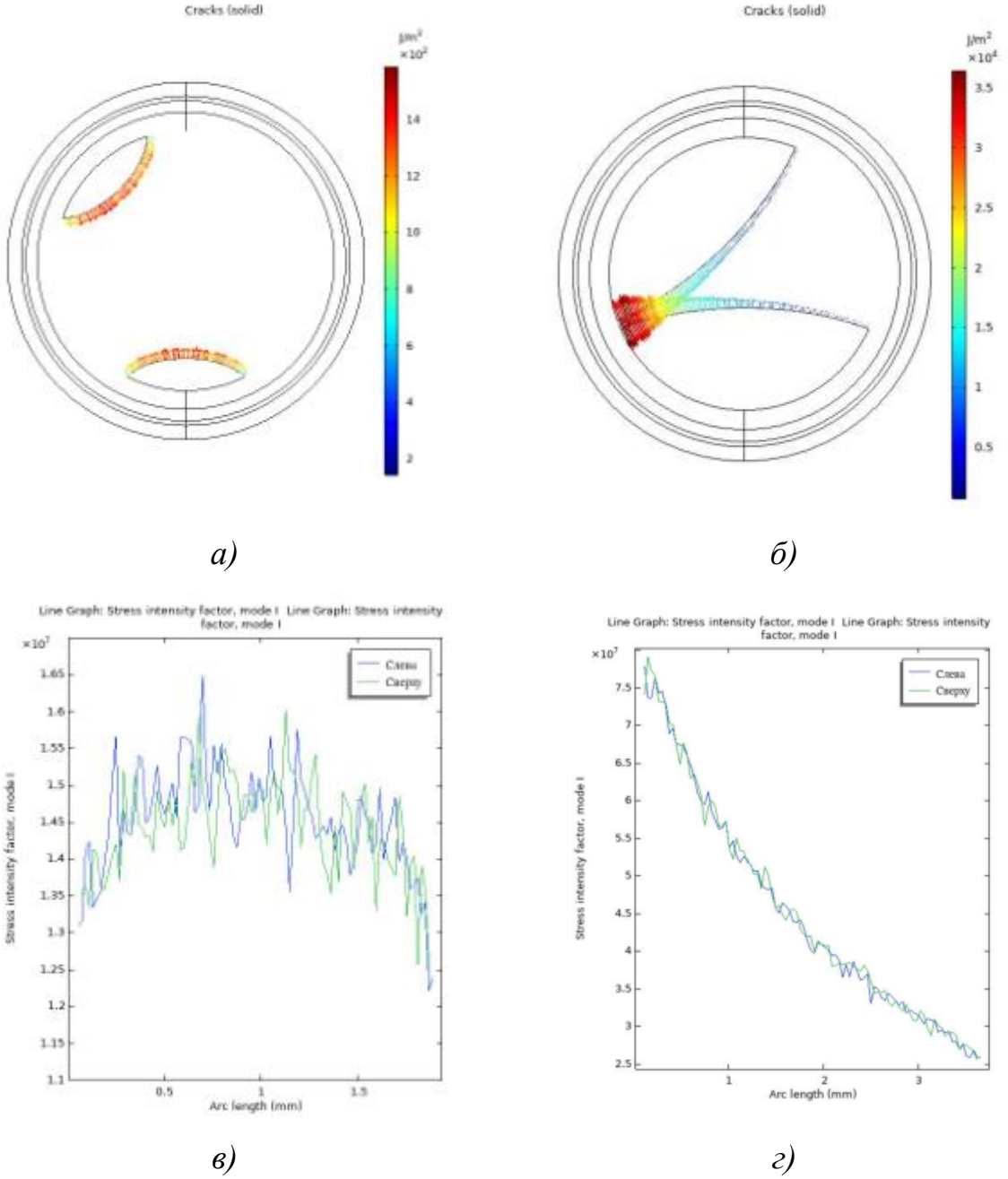


в)

Рисунок 3.42. 3-D модель образца с концентратором напряжения С-типа и двумя эллиптическими трещинами: а) схематичное представление трещин в минимальном сечении, б) сеточное разбиение эллиптической трещины, в) граничные условия

На рисунке 3.43 представлено распределение значений *J*-интеграла и рассчитанного КИН вдоль длины фронта трещины в образце с двумя эллиптическими трещинами, инициированными от надреза С-типа. Расчёты выполнены на основе трёхмерной модели методом конечных элементов с учётом геометрии трещин, выявленной в ходе фрактографического анализа.

.



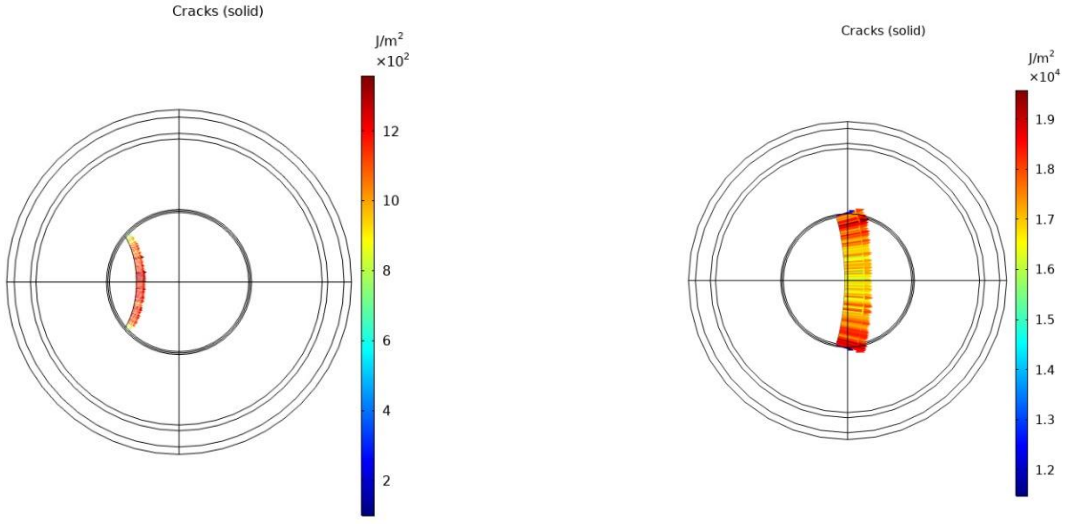
а) *б)*

в) *г)*

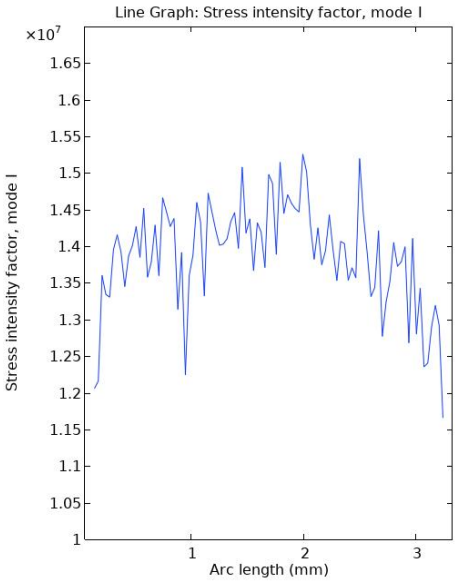
Рисунок 3.43. Распределение *J*-интеграла образцов с надрезом С-типа при: а) а=0,3 мм, б) 1,5 мм и расчёт КИН по длине фронта трещины при в) а=0,2 мм, г) 1,5 мм

Учитывая значение вязкости разрушения порядка 80 МПа·√м, полученное по кинетической диаграмме, а также значения КИН, смоделированные для эллиптических трещин, конечная длина трещины в расчётах принята равной 1.5 мм. Начальная длина трещины установлена как 0.5 мм, что соответствует начальному значению КИН (15.1 МПа·√м), обеспечивающему устойчивый рост трещины в соответствии с кинетической диаграммой для геометрии образца с надрезом С-типа и двумя эллиптическими трещинами. Константы уравнения Пэриса приняты на основе экспериментальной усталостной кривой компактного образца: показатель степени кривой n = 5.18, логарифм коэффициента распространения трещины $\lg C$ = −11.06. По результатам численного моделирования усталостная долговечность на участке роста трещины от 0.5 мм до 1.5 мм составила N_f = 17 365 циклов.

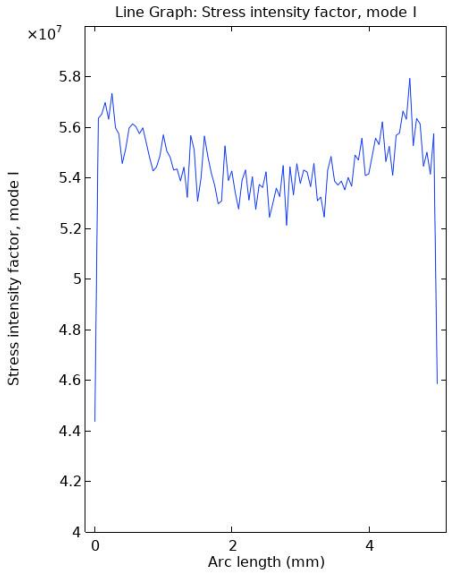
Распределение J-интеграла и расчёт КИН по длине фронта трещины гладкого образца с одной кольцевой трещиной образца представлено на рисунке 3.44.



а) *б)*



в)



г)

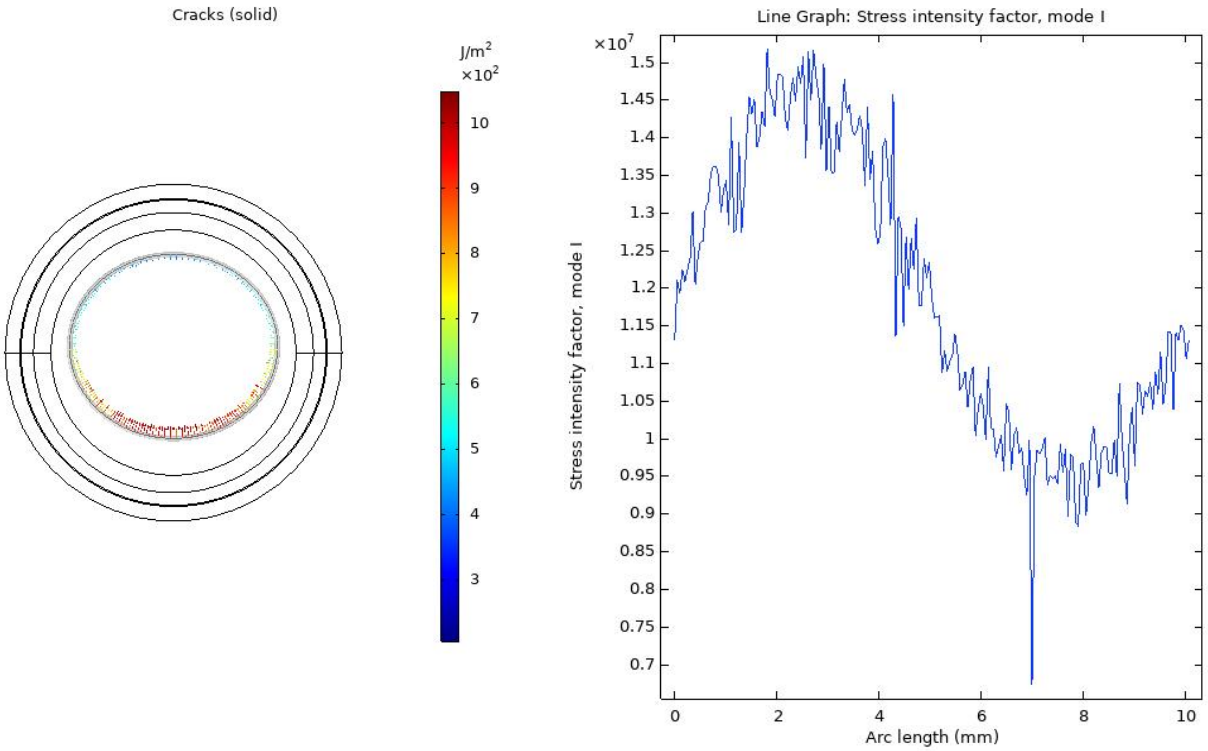
Рисунок 3.44. Распределение *J*-интеграла гладкого образца при: а) а=1 мм, б) а=2.4 мм и расчёт КИН по длине фронта трещины при б) а=1 мм, г) а=2.4 мм

Располагая данными по фрактографии и значениями КИН, смоделированных по эллиптическим трещинам, финальная длина трещины взята равной 2.4 мм. Начальная длина трещина принята равной 1 мм, соответствующая начальному значению КИН (15.4 МПа·√м) устойчивого роста кинетической диаграммы в условиях геометрии гладкого образца с эллиптической трещиной. Константы Пэриса взяты из экспериментальной кривой усталостного разрушения компактного образца (n=5.18, log$C$=-11.06). В результате расчетов долговечность образца в условиях роста одной эллиптической трещины на интервале от 1 мм до 2.4 мм составила N_f=17 790 цикла.

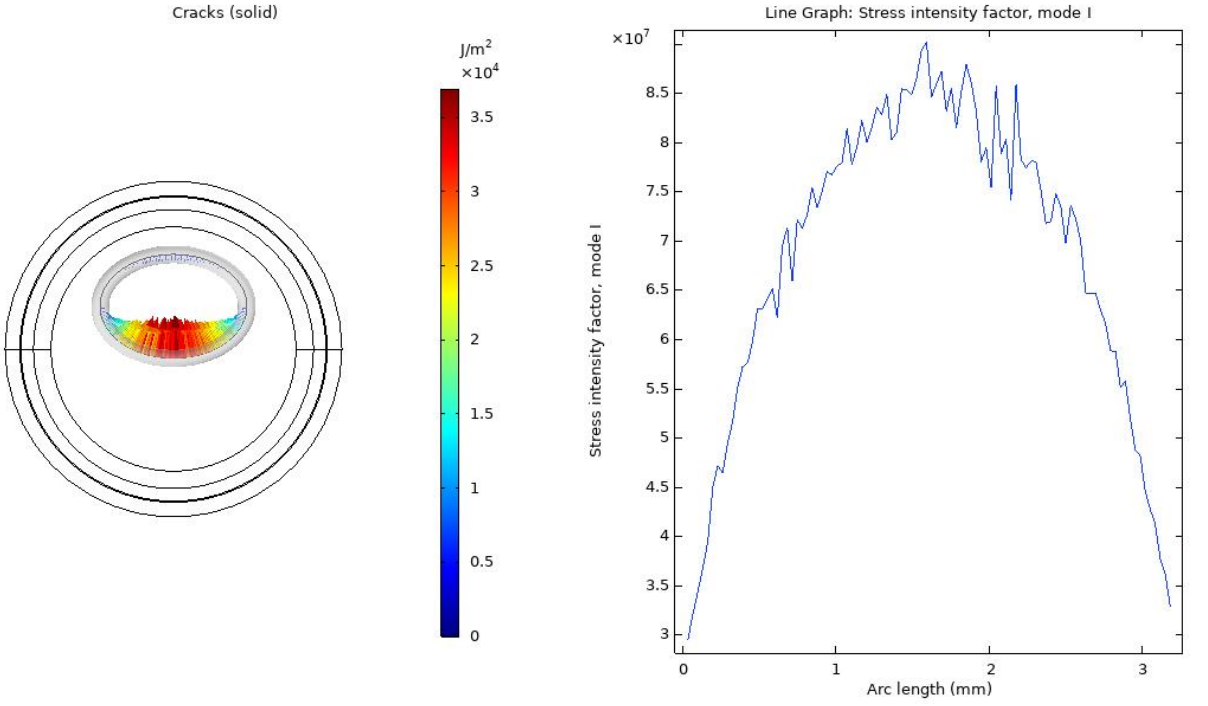
Распределение *J*-интеграла и расчёт КИН вдоль фронта кольцевой трещины в образце с надрезом U-типа представлены на рисунке 3.45. Начиная с длины 0,4 мм, центр кольцевой трещины постепенно смещается относительно центра поперечного сечения образца, что согласуется с результатами фрактографического анализа.

.

.



а) *б)*



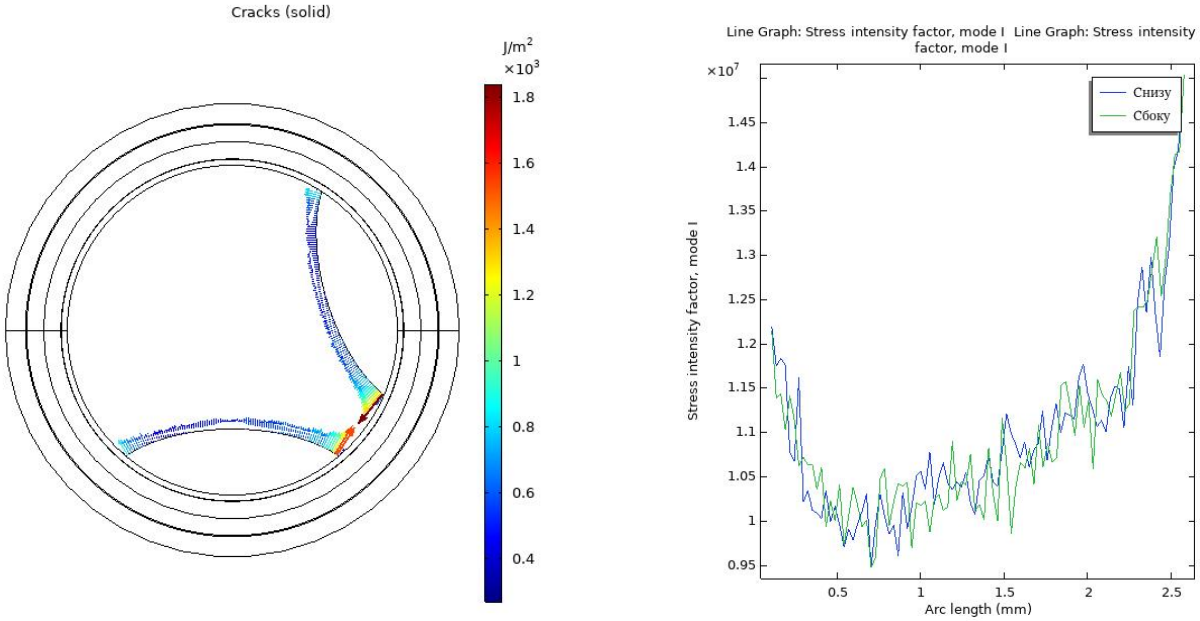
в) *г)*

Рисунок 3.45. Распределение *J*-интеграла образцов с надрезом U-типа при: а) a=0.6 мм, б) 1.85 мм и расчёт КИН по длине фронта трещины при в) a=0.6 мм, г).7)1.85 мм

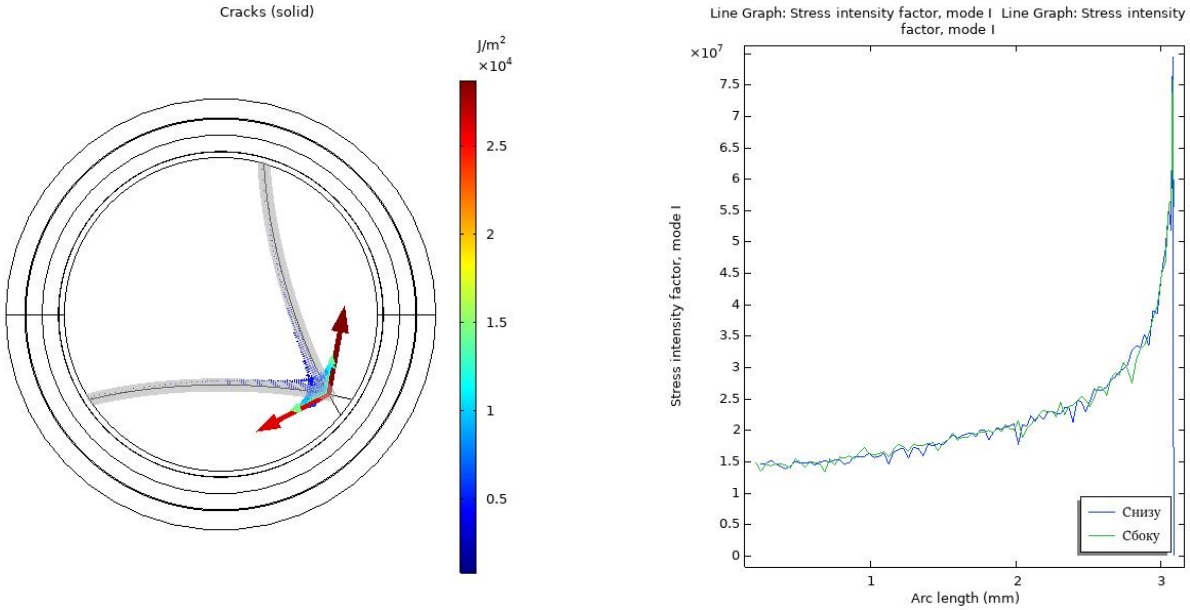
Учитывая значение вязкости разрушения около 80 МПа·√м, определённое по кинетической диаграмме, а также значения КИН, полученные моделированием для кольцевой трещины, конечная длина трещины принята равной 1,85 мм.

Начальная длина трещины составила 0,6 мм, что соответствует начальному значению КИН, равному 15 МПа·√м — пороговому уровню устойчивого роста по кинетической диаграмме для геометрии образца с надрезом U-типа и кольцевой трещиной. Для расчётов использованы константы Пэриса, определённые по экспериментальной кривой усталостного разрушения компактного образца (n = 5,18; log C = –11,06). В результате моделирования рост трещины от 0,6 до 1,85 мм соответствует усталостной долговечности N_f = 15 641 цикл.

Распределение J-интеграла и расчёт коэффициента интенсивности напряжений (КИН) вдоль фронта трещины для образца с двумя эллиптическими трещинами и надрезом V-типа представлены на рисунке 3.46.



а) *б)*



в) *г)*

Рисунок 3.46. Распределение *J*-интеграла образцов с надрезом V-типа при: а) a=0.8 мм, б) 1.1 мм и расчёт КИН по длине фронта трещины при в) a=0.8 мм, г).7)1.1 мм

Учитывая значение вязкости разрушения порядка 80 МПа·√м, определённое по кинетической диаграмме, а также рассчитанные значения КИН для эллиптических трещин, финальная длина трещины была установлена равной 1.1 мм. При достижении этой длины происходит объединение двух эллиптических трещин, что приводит к резкому росту коэффициента интенсивности напряжений. Начальная длина трещины принята равной 0.8 мм, что соответствует начальному значению КИН (15 МПа·√м) в области устойчивого роста по кинетической диаграмме для образца с надрезом V-типа. Константы Пэриса (n = 5.18, $\log C$ = – 11.06) использованы по данным кинетической диаграммы компактного образца. В результате численного моделирования долговечность при росте одной эллиптической трещины на интервале от 0.8 до 1.1 мм составила N_f = 8 781 цикл.

Полученные результаты моделирования роста трещин и расчёта долговечности по параметру P_{SWT} обобщены в таблицах 3.14, 3.15 и на графике (рис. 3.47)

Таблица 3.14

Результаты расчета второй стадии распространения.

Тип образца	Δε/2 [%]	Начальная длина трещины /КИН	Конечная длина трещины/КИН	Долговечность, N_{fcgr}
гладкий	0.3	1 мм /15.4 МПа·√м	2.4 мм / 57 МПа·√м	17 790

С-типа	0.2	0.5 мм /15.1 МПа·√м	1.5 мм / 76 МПа·√м	17 365
U-типа	0.1	0.6 мм /15 МПа·√м	1.85 мм / 86 МПа·√м	15 641
V-типа	0.1	0.8 мм /15 МПа·√м	1.1 мм / 79.4 МПа·√м	8 781

Полученные результаты моделирования роста трещин и расчёта долговечности по параметру P_{SWT} обобщены в таблице 3.18 и на графике (рис. 3.59)

Таблица 3.15

Результаты расчета общей долговечности

Тип образца	Долговечность по параметру P_{SWT}, N_{swt}	Долговечность второй стадии, N_{fcgr}	$N_{swt} + N_{fcgr}$	Экспериментальная долговечность, N_{exp}	Ошибка, %
гладкий	4437	17 790	22 227	18 420	17
С-типа	18 495	17 365	35 860	29 530	21
U-типа	2 148	15 641	17 789	23 310	24
V-типа	720	8 781	9 501	11 260	16

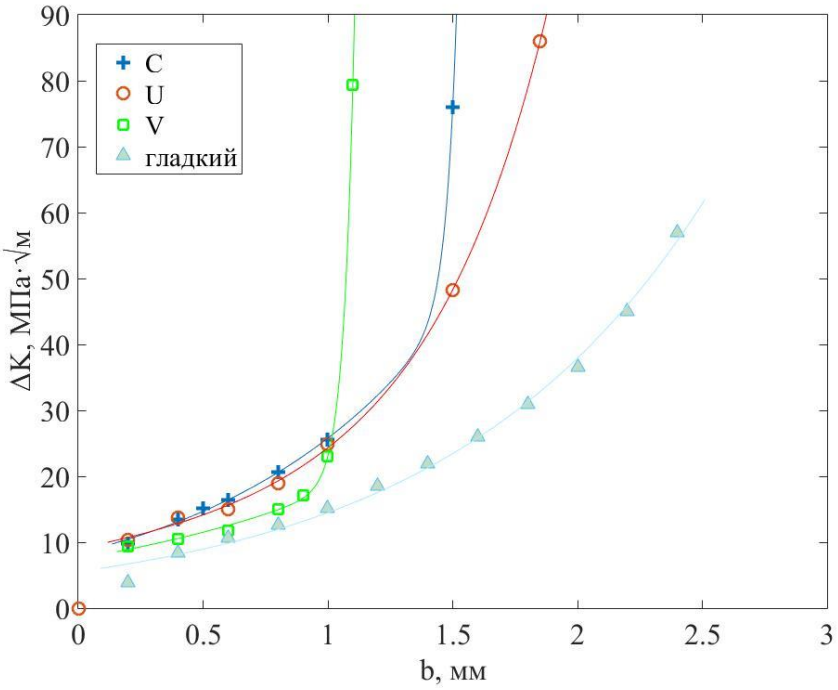


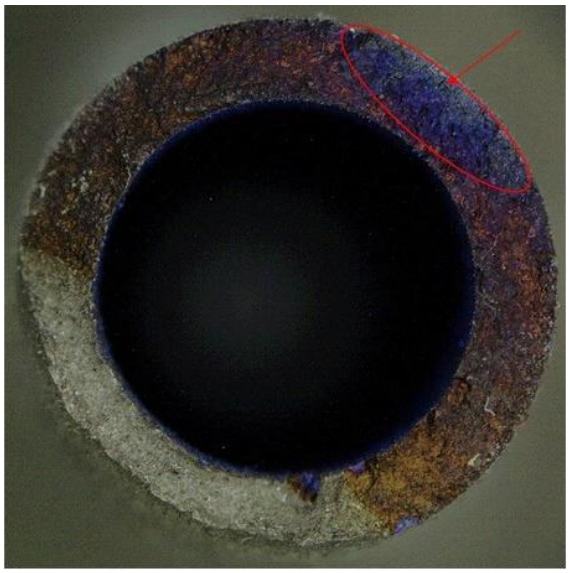
Рисунок 3.47. Изменение КИН образцов с увеличением длины трещины эллиптической формы.

Таким образом, критерий МЦУ, реализованный в виде энергетического параметра P_{SWT}, позволяет определять долговечность первой стадии кинетической диаграммы усталостного разрушения. Остаточный ресурс образца рассчитывается по кинетическому уравнению Пэриса для линейного участка диаграммы. Для этого необходима кривая зависимости КИН от длины трещины, построенная для конкретной геометрии, напряжённо-деформированного состояния и формы фронта её распространения. Предложенный подход позволил определить

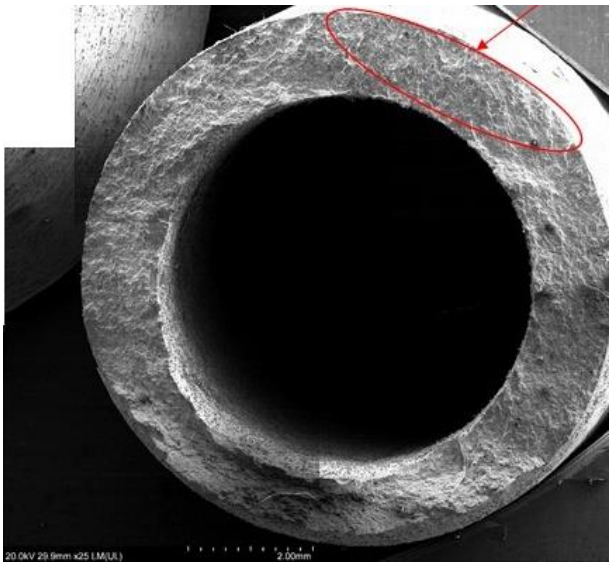
усталостную долговечность образцов с различными типами надрезов с погрешностью, не превышающей 24 % от медианных значений кривой усталости, установленных экспериментально.

3.9 Результаты фрактографии образцов, имитирующих поверхность изделия аддитивного производства после испытаний на усталость.

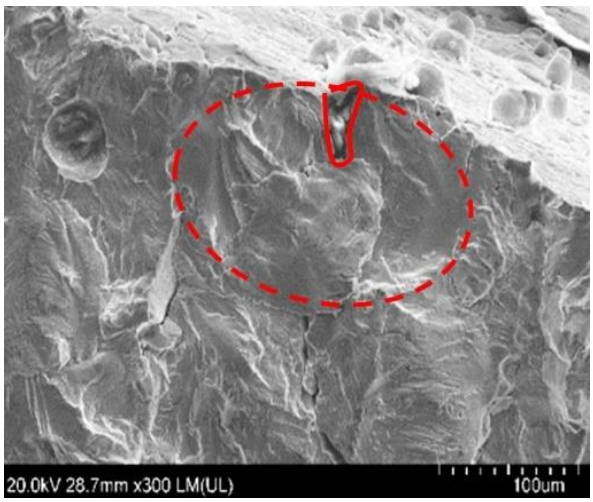
На рисунке 3.48 изображены поверхности разрушения тонкостенного образца, испытанного при амплитуде деформации Δε/2=0.25 % после 8721 циклов нагружения.



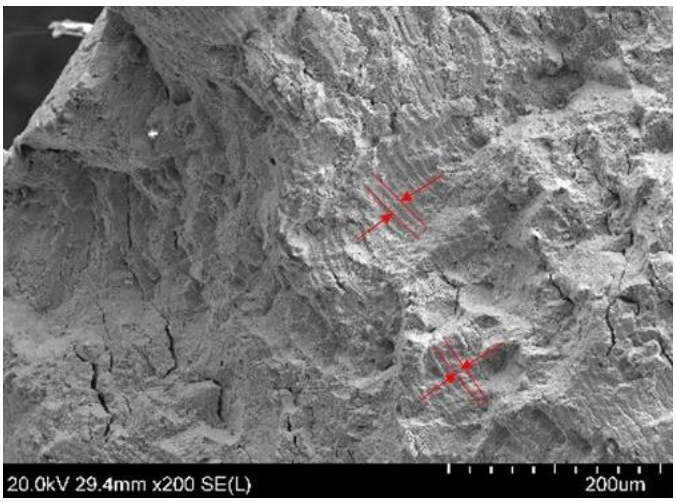
а)



б)



в)



г)

Рисунок 3.48. Общий вид (а, б) поверхности разрушения тонкостенного образца с экспонируемой поверхностью, очаг разрушения (в) и ширина усталостных бороздок в области очага разрушения (г).

Излом имеет многоочаговый характер: очаги зарождения усталостных трещин выявлены как на внешней, так и на внутренней поверхности рабочей части образца. В области зарождения трещины (рис. 3.48, г) на внешней поверхности шаг усталостных бороздок составляет около 600 нм, тогда как перед зоной долома он достигает 1 мкм. Эти значения позволяют сопоставить скорости роста трещины в указанных областях с данными кинетической диаграммы (рис. 3.49). Скорость в зоне зарождения трещины соответствует переходной области между первым и вторым участками диаграммы, а скорость перед доломом — окончанию её линейного участка.

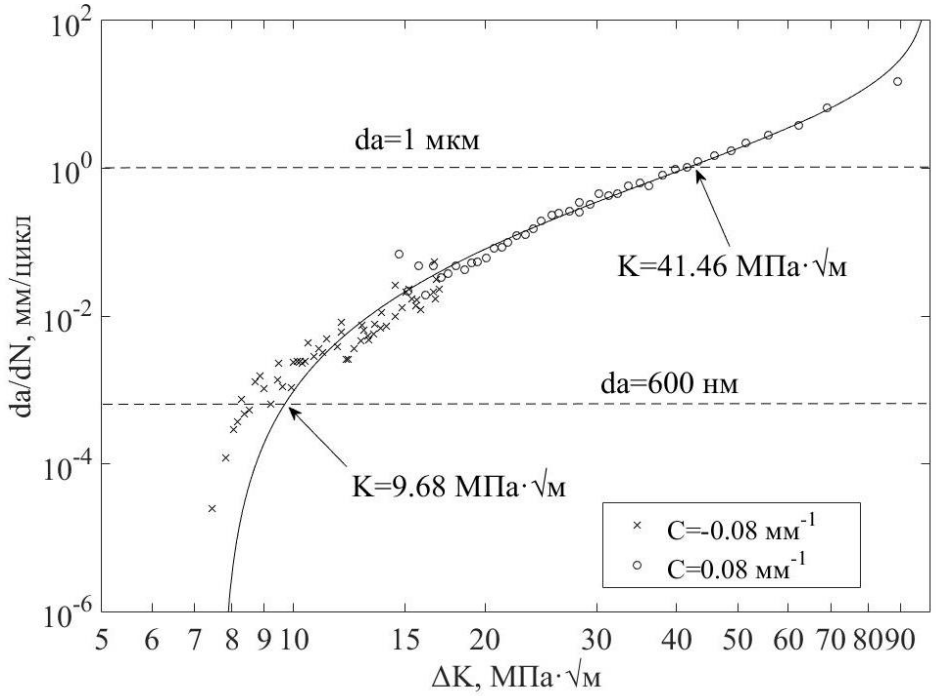
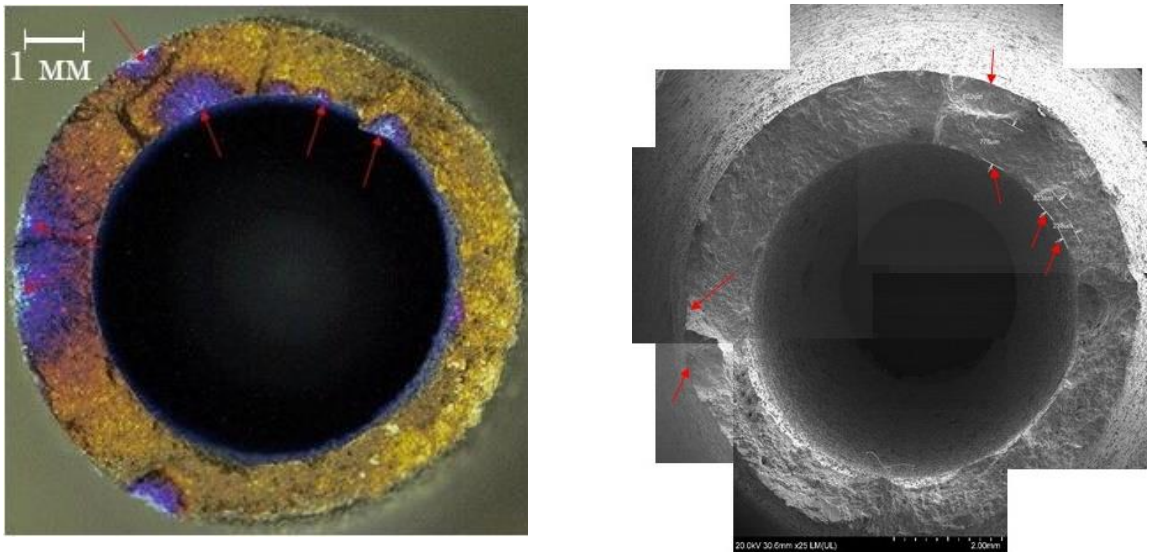


Рисунок 3.49. Сопоставление шага бороздок разрушенного тонкостенного образца и кинетической диаграммы усталостного разрушения компактного образца.

На рисунках 3.50 показаны поверхности разрушения тонкостенного образца с исходной шероховатостью, испытанного при амплитуде деформации $\Delta\varepsilon/2$ = 0,25 % и долговечности 13623 цикла.



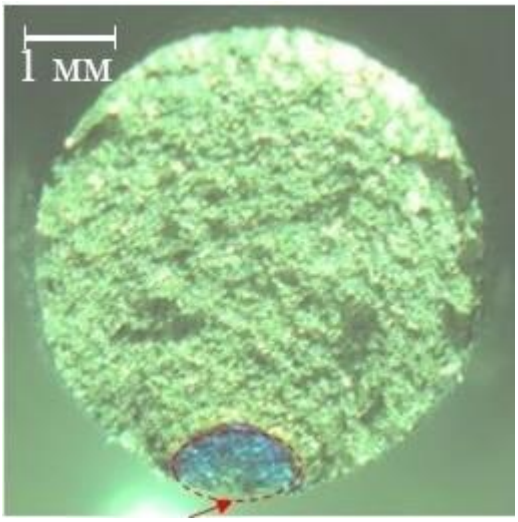
а) *б)*

в)

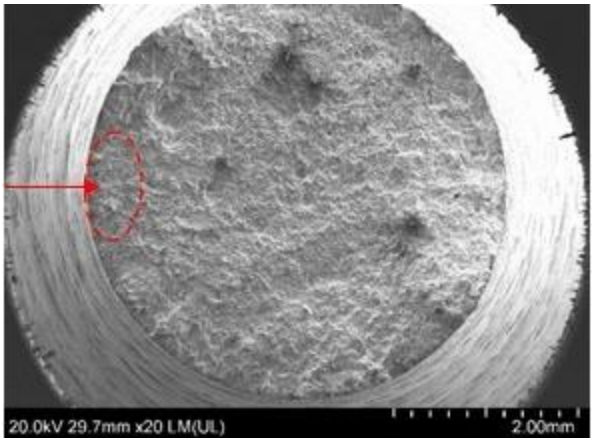
Рисунок 3.50. Общий вид (а, б) поверхности разрушения тонкостенного образца с экспонируемой поверхностью, очаг разрушения (в)

Излом также имеет многоочаговый характер: очаги зарождения расположены как на внутренней, так и на внешней поверхности рабочей части образца. Перед разрушением наблюдается слияние двух соседних эллиптических трещин с формированием характерной «микроступеньки».

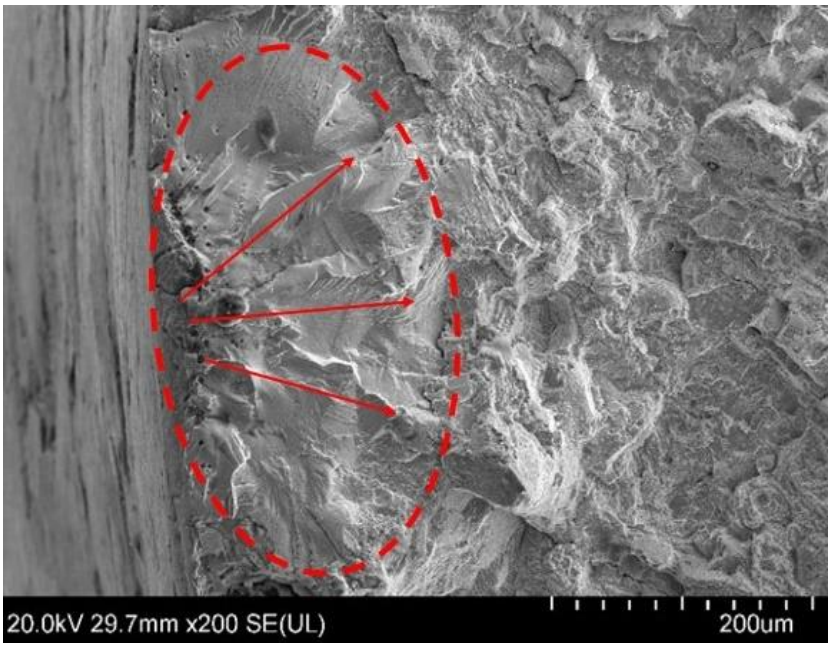
На рисунке 3.51 изображены поверхности разрушения сплошного образца с исходной шероховатостью, испытанного при амплитуде деформации $\Delta\varepsilon/2=0.25$ %.



а)



б)

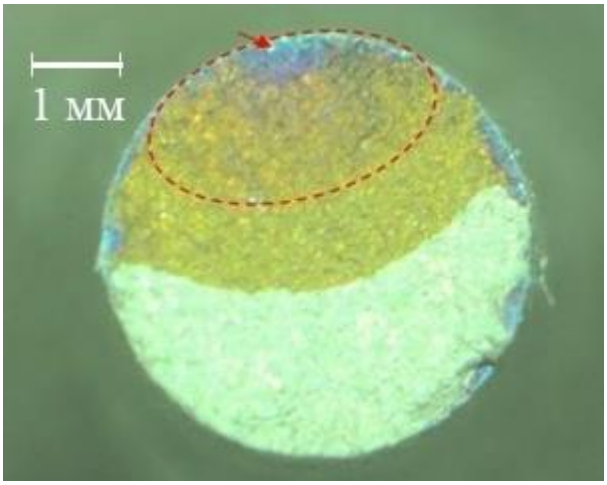


в)

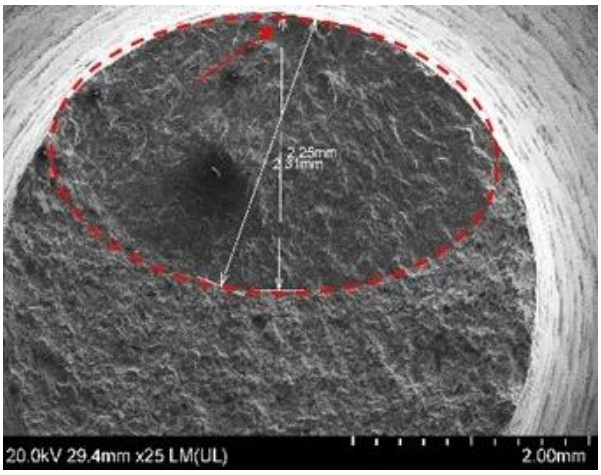
Рисунок 3.51. Общий вид (а, б) поверхности разрушения сплошного образца с экспонируемой поверхностью после виброгалтовки, очаг разрушения (в)

Анализ представленных фотографий показывает, что усталостное разрушение развивалось от одного очага, расположенного на поверхности рабочей части образца. Очаг зарождения связан с наличием микропор, образовавшихся в процессе сплавления контура. Очаговая зона характеризуется фасетками скола, что указывает на внутризеренный механизм разрушения.

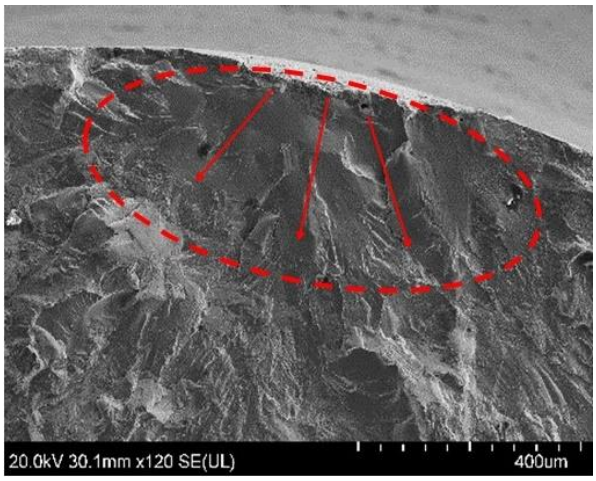
На рисунке 3.52 изображены поверхности разрушения сплошного образца с исходной шероховатостью, испытанного при амплитуде деформации $\Delta\varepsilon/2=0.2$ %.



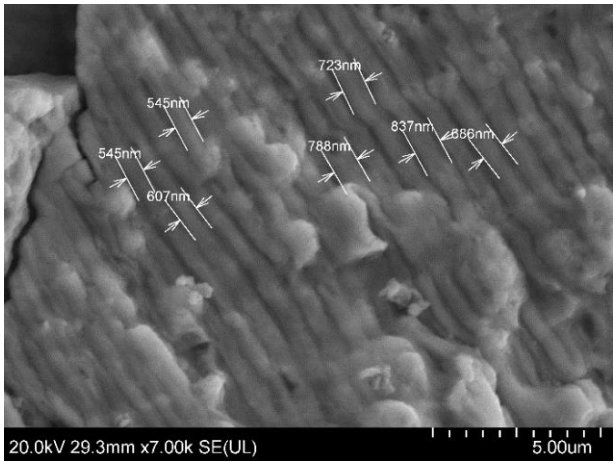
а)



б)



в)



г)

Рисунок 3.52. Общий вид (а, б) поверхности разрушения разрушения сплошного образца с исходной шероховатостью после виброгалтовки, очаг разрушения (в) и усталостные бороздки перед зоной долома (г).

Представленные изображения поверхности разрушения демонстрируют один основной очаг разрушения, а также не менее пяти очагов зарождения повреждений, не получивших дальнейшего развития. Разрушение имеет характерные признаки усталостного механизма, аналогичные образцу, испытанному после 12 537 циклов. Отличительной особенностью является более протяжённый фронт усталостной трещины. По мере её продвижения шаг усталостных бороздок увеличивается, достигая 0,6 мкм в зоне перед доломом.

Таким образом, фрактографический анализ образцов с исходной шероховатостью показал сходство механизмов разрушения с образцами, имеющими концентраторы напряжений. Первая стадия характеризуется

внутризеренными сколами, формирующимися в зонах газовой пористости, тогда как вторая стадия представлена бороздчатым микрорельефом, ширина бороздок которого соответствует границам линейного участка кинетической диаграммы.

3.10 Прогнозирование усталостной долговечности образцов с исходной шероховатостью.

Определение эффективной длины трещины на основании порогового значения КИН

Хорошо известно, что оценка усталостной долговечности в наиболее напряжённой зоне даёт чрезмерно консервативные результаты из-за влияния градиента напряжений [94-97]. Для повышения точности прогнозирования разработан широкий спектр методов, среди которых наибольшую эффективность показывают модели, рассматривающие процесс разрушения в две стадии: зарождение и распространение трещины. Во всех таких моделях вводится понятие критического расстояния в материале (L), превышение которого соответствует переходу к росту длинных трещин:

$$L = \frac{1}{\pi}\left(\frac{K_{th}}{Y \cdot \sigma_0}\right)^2 \qquad (3.24)$$

где Kth – пороговый КИН, Y – поправка на геометрию, σ_0 – предел выносливости.

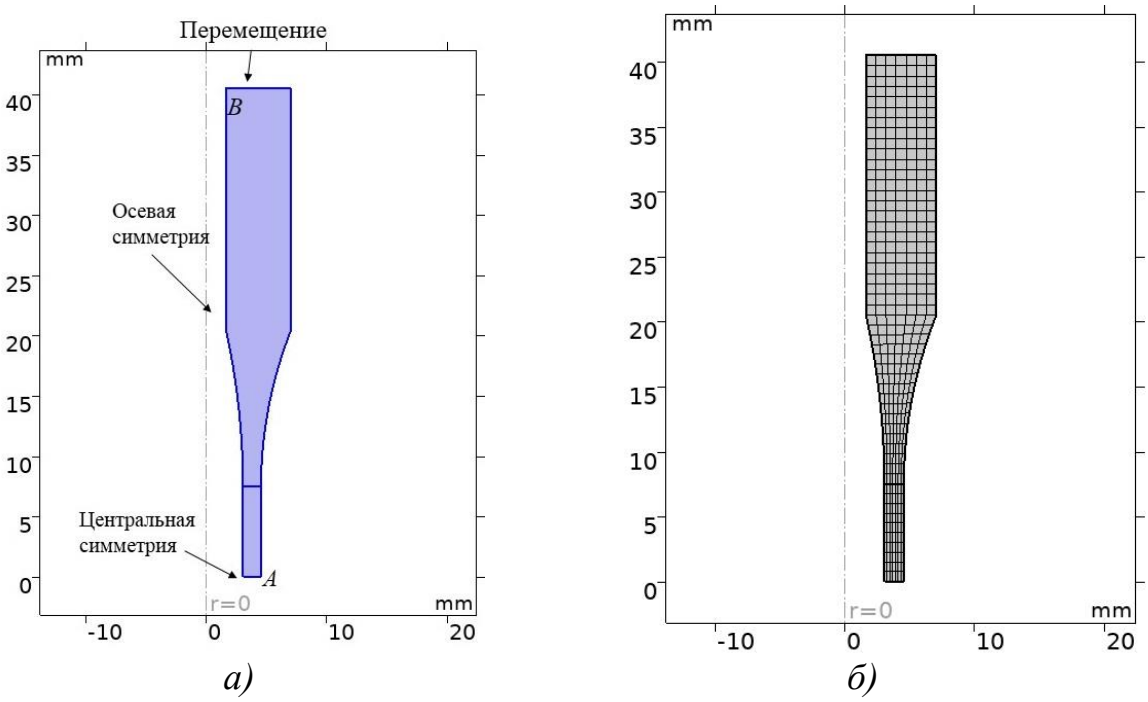
Критическое расстояние условно бездефектного материала определяли по пределу выносливости, пороговому значению КИН и геометрическому коэффициенту Y. С учётом влияния расположения дефекта у свободной поверхности и данных [96] принято Y = 0,65, что соответствует характеристической длине трещины L = 0,05 мм. Полученное значение характеризует пороговую длину, ниже которой рост трещины подавляется микроструктурными барьерами, градиентом напряжений и особенностями локального напряжённого состояния.

Для оценки влияния исходной шероховатости поверхности выполнено моделирование трещин различной формы и длины в тонкостенном образце с последующим сопоставлением расчётных результатов с механическими испытаниями и фрактографией. Моделирование включало калибровку модели по

циклическим испытаниям, замену гладкой поверхности профилем шероховатости, расчёт долговечности по критерию PSWT, статистическую обработку экстремальных значений профиля и оценку остаточной долговечности по уравнению Пэриса.

Калибровка модели на основе экспериментальных данных тонкостенных и сплошных образцов

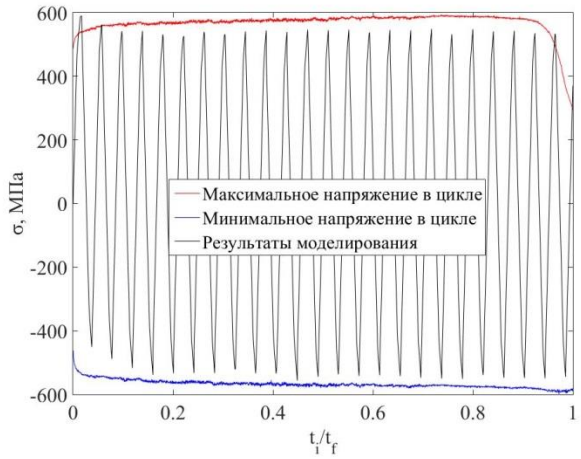
Для получения упругопластических петель гистерезиса тонкостенного образца была использована осесимметричная модель четверти образца, что обусловлено его осевой и центральной симметрией. Граничные условия модели соответствовали условиям эксперимента по одноосному циклическому растяжению–сжатию при контролируемой деформации. В качестве функции нагружения использовался экспериментально зафиксированный профиль нагружения. Для задания необходимого перемещения грани B (рис. 3.53) применялись значения, соответствующие измеренным величинам контролируемой деформации. Расстояние от центра симметрии до грани B определялось пересчётом относительной деформации в абсолютное перемещение.



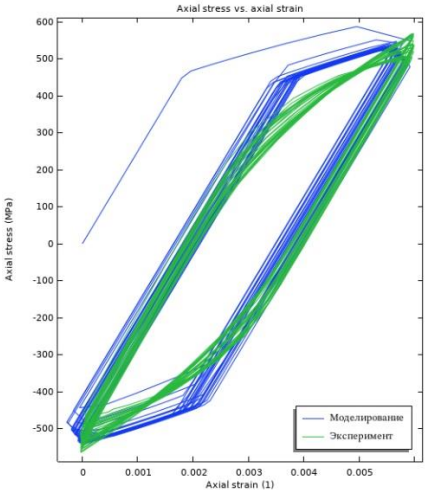
а) *б)*

Рисунок 3.53. Осесимметричная модель образца с концентратором напряжения: а) граничные условия, б) сеточное разбиение.

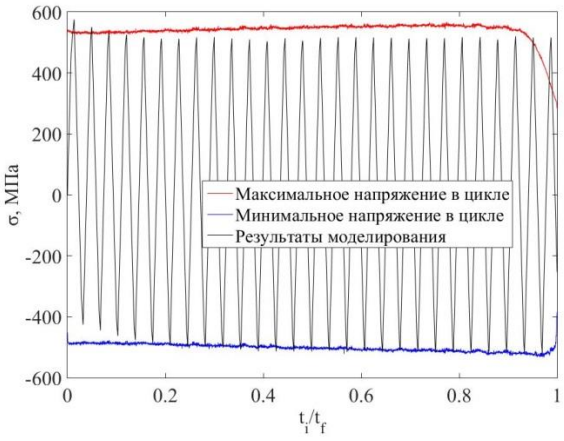
Для определения напряженно-деформированного состояния использована модель пластичности с параметрами, определенными в таблице 3.12. Сравнение результатов моделирования циклической пластичности и пиковых напряжений в цикле с экспериментальными результатами представлено на рисунке 3.54.



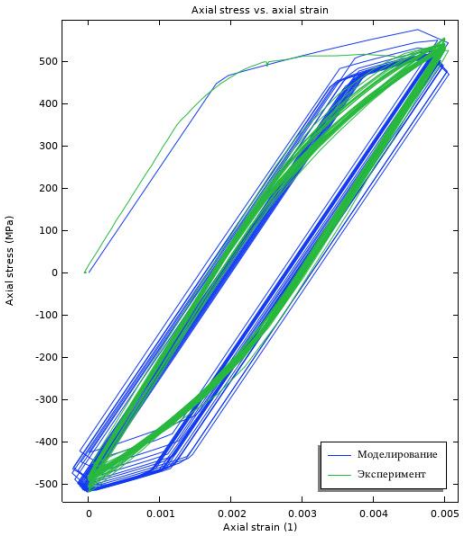
а)



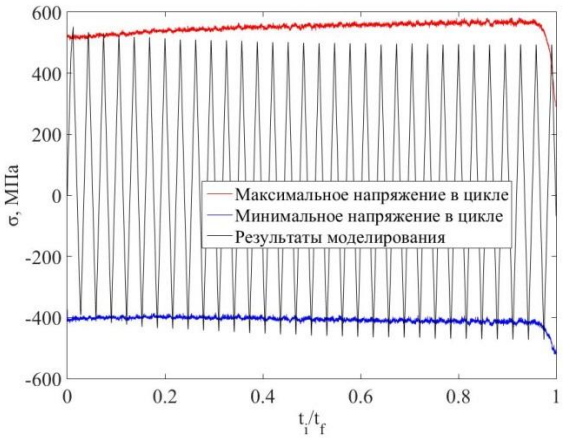
б)



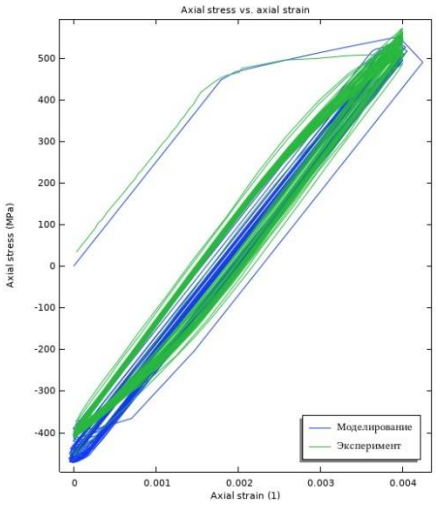
в)



г)



д)



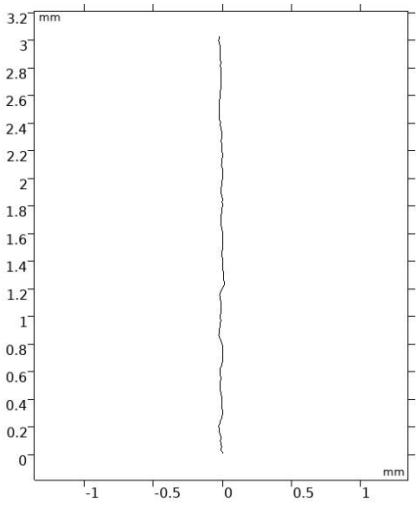
е)

Рисунок 3.54. Изменение пиковых напряжений в цикле и петли упругопластического гистерезиса тонкостенного образца при: а, б) Δε=0.6 %, в, г) Δε=0.5 %, д, е) Δε=0.4 %,

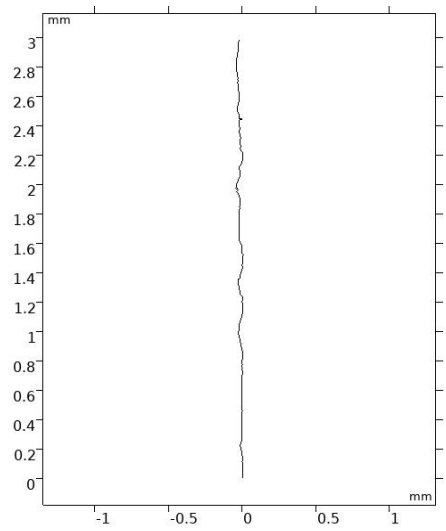
Сопоставление экспериментально полученных и рассчитанных методом численного моделирования значений пиковых напряжений показало их расхождение. Более высокие экспериментальные значения объясняются влиянием эффектов поверхности: в ходе испытаний фиксировалось увеличение амплитуды напряжений, обусловленное суммарным воздействием микроконцентраторов, формируемых шероховатостью поверхности. Вместе с тем, по параметру ширины петли гистерезиса численная модель достоверно воспроизводит упругопластическое поведение материала.

Замена гладкой поверхности рабочей части тонкостенного на поверхность, имитирующую шероховатость аддитивного производства

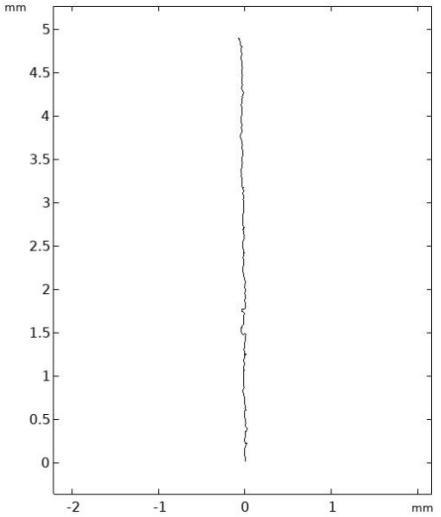
Для замены гладкой поверхности рабочей части образца использован профиль шероховатости, полученный методом оптической микроскопии (рис. 3.55).



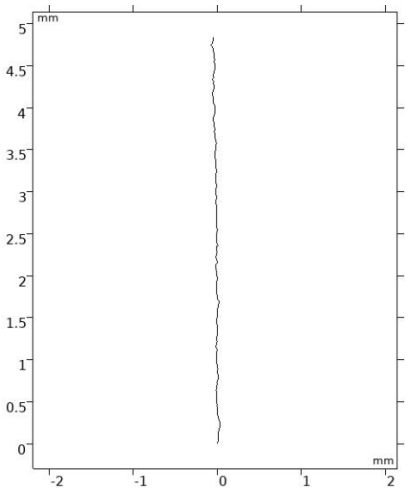
а)



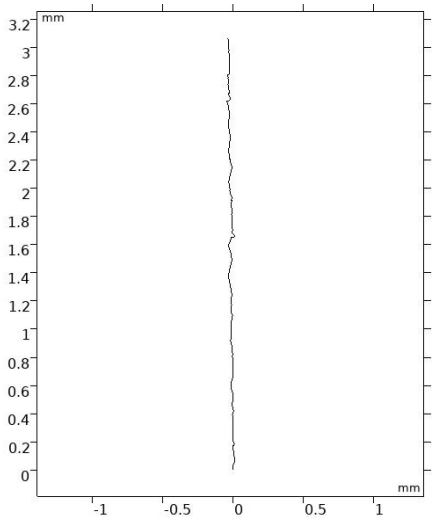
б)



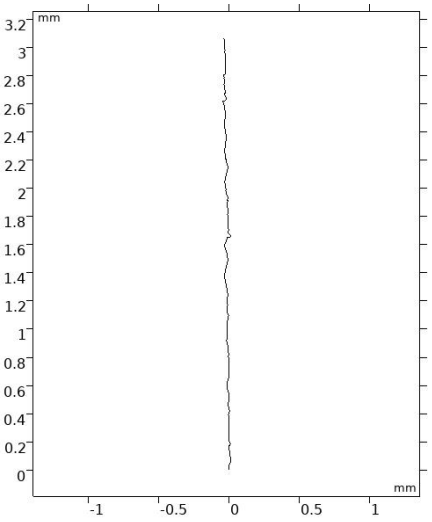
в)



г)



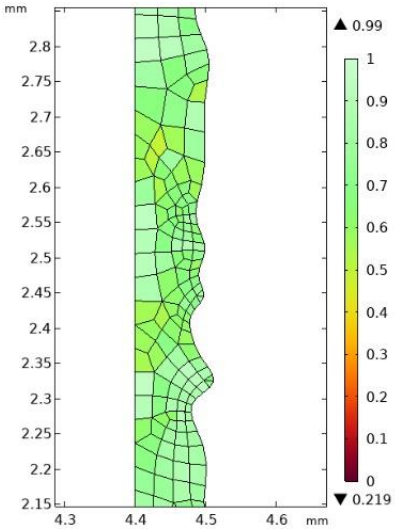
д)



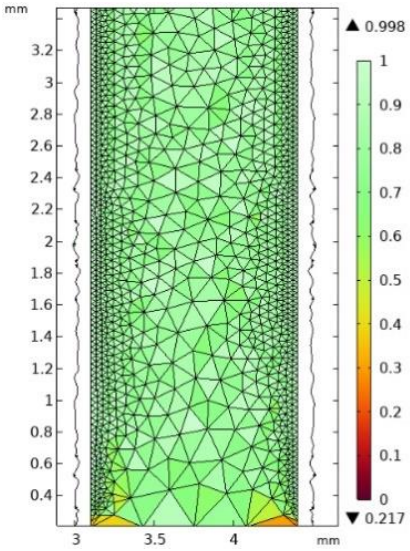
е)

Рисунок 3.55. Профиль шероховатости по результатам оптической микроскопии: а) #1, б) #2, в) #3, г) #4, д) #5, е) #6

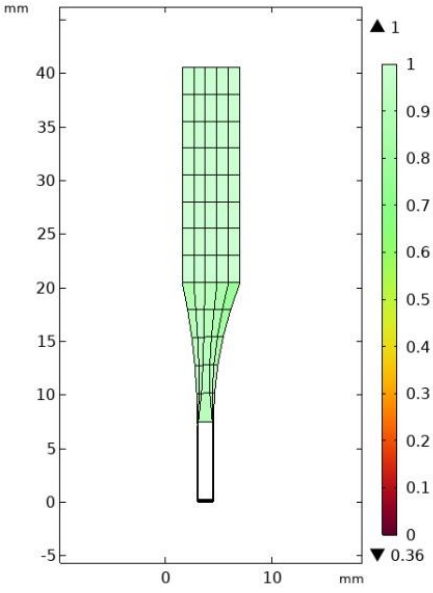
Сеточное разбиение модели выполняли с учётом различия степеней свободы и требований к сходимости решения в отдельных подобластях. Поверхностную область дискретизировали наиболее мелкими прямоугольными элементами с минимальным размером 0,01 мм; на внутренней и внешней сторонах поверхности их количество составляло около 1400. Центральная часть рабочей зоны включала 6018 треугольных элементов с минимальным размером 0,95 мм, остальные участки модели разбивали более крупными прямоугольными элементами. Сеточное разбиение и оценка качества элементов по параметру асимметрии приведены на рисунке 3.56.



а)



б)



в)

Рисунок 3.56. Сеточное разбиение осесимметричной геометрии образца на подобласти: а) поверхности с прямоугольными элементами, б) центральной области рабочей части с треугольными элементами, в) захватной части с наиболее крупными элементами прямоугольной формы.

Распределение напряжений на поверхности рабочей части образца для разных уровней деформации приведено на рисунке 3.57. Расчёты показали наличие локальных зон, где напряжения превышают предел текучести материала. При снижении амплитуды деформации возрастает контраст между напряжениями в центральной части образца и на поверхности, что указывает на локализацию потенциальных очагов зарождения усталостных трещин.

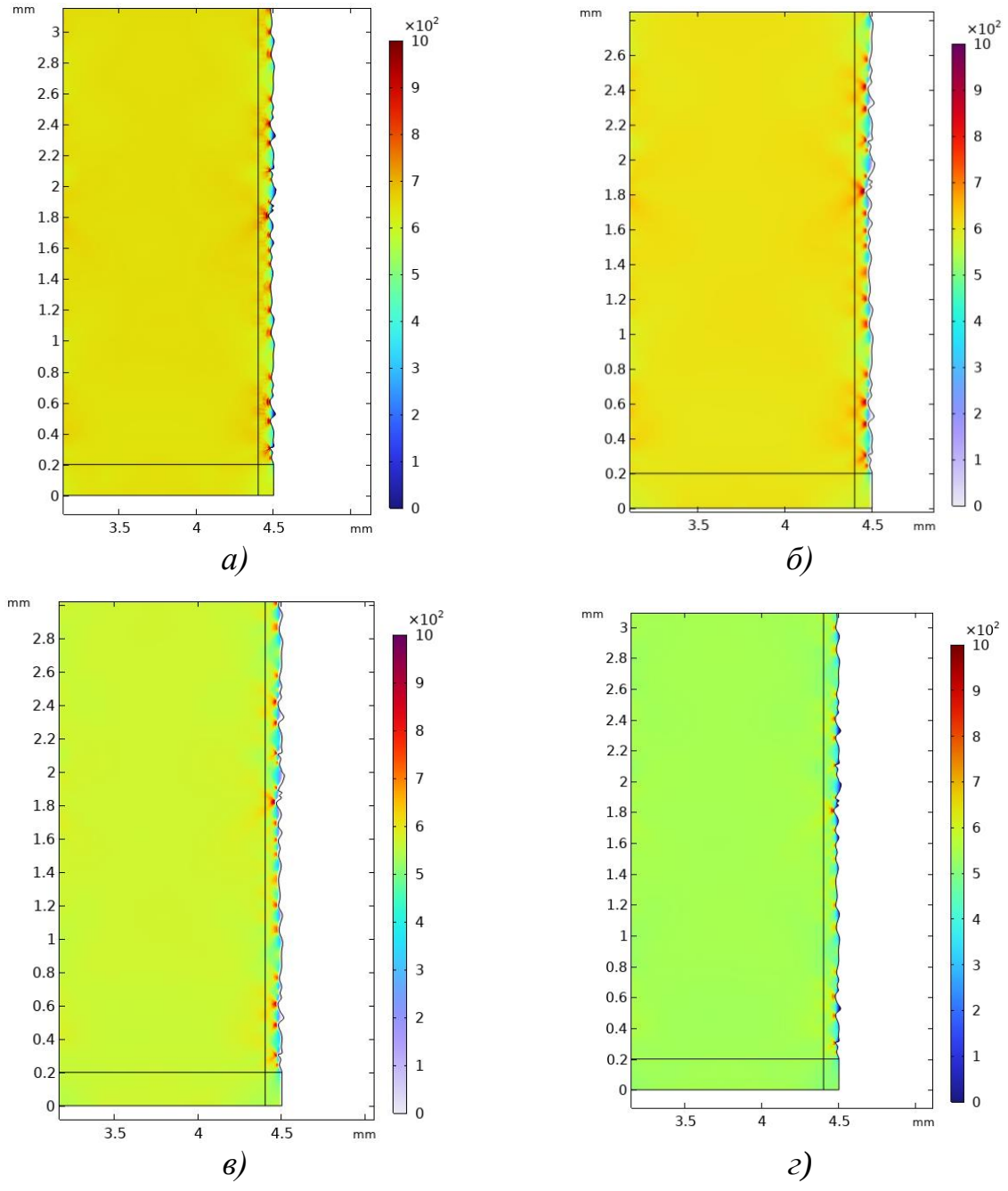


Рисунок 3.57. Распределение компоненты σ_z тензора напряжений на поверхности тонкостенного образца при размахе деформации: а) $\Delta\varepsilon$ = 1 %, б) $\Delta\varepsilon$ = 0,6 %, в) $\Delta\varepsilon$ = 0,5 %, г) $\Delta\varepsilon$ = 0,4 %

Применение энергетического критерия P_{SWT} показало, что при уменьшении амплитуды деформации возрастает различие между расчётными значениями усталостной долговечности на поверхности и в центре сечения образца (рис. 3.58). Такой тренд согласуется с экспериментальными результатами (разд. 3.2), подтверждая, что влияние морфологии поверхности на усталостные характеристики существенно усиливается при снижении полной деформации.

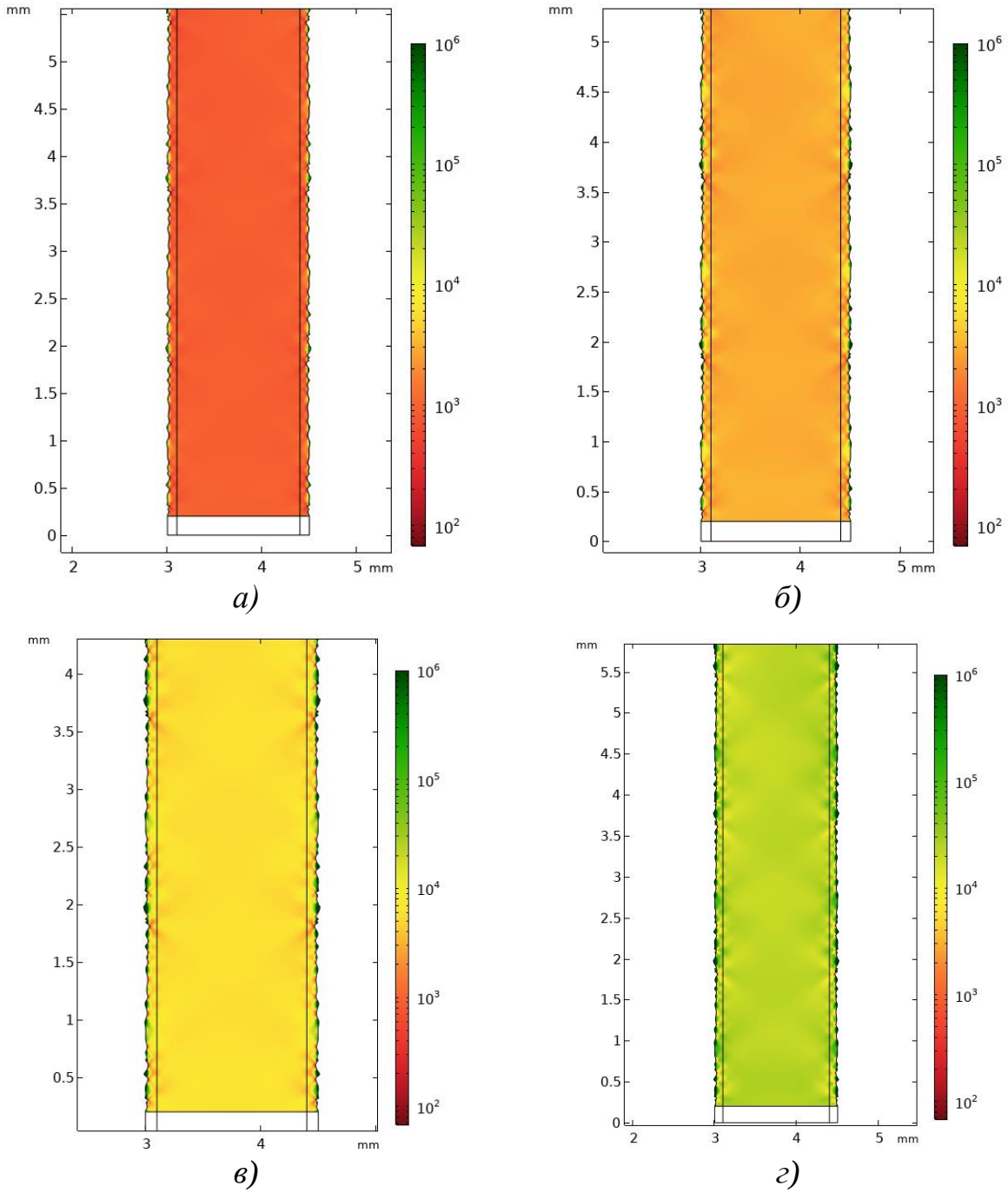
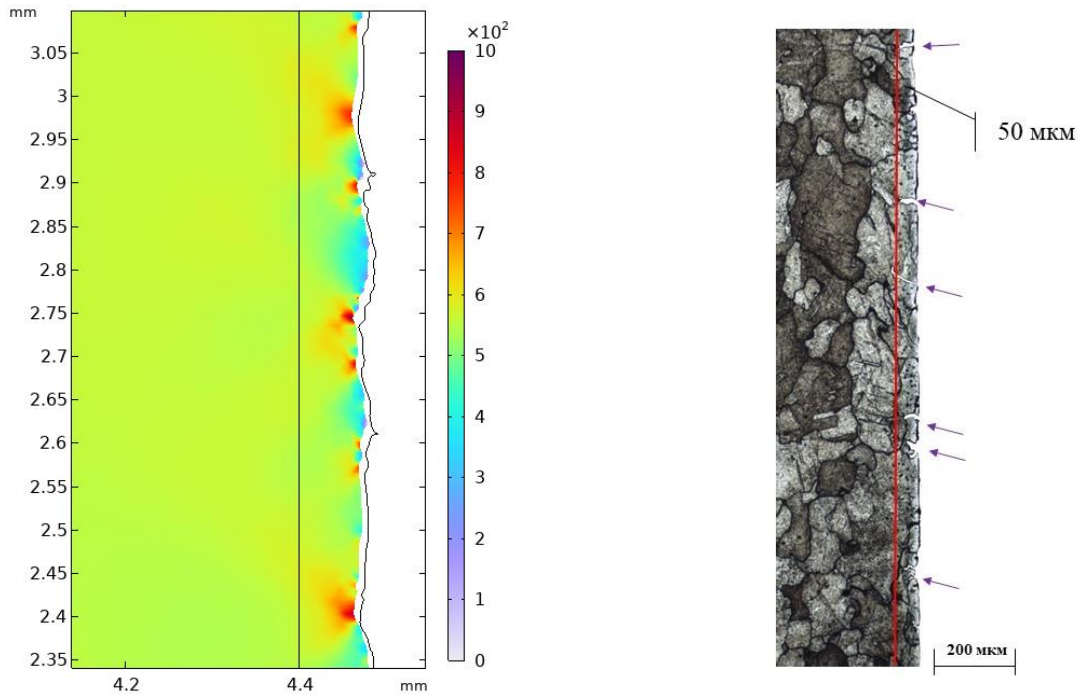


Рисунок 3.58. Распределение усталостной долговечности рабочей части тонкостенных образцов при: а) Δε = 1 %, б) Δε = 0,6 %, в) Δε = 0,5 %, г) Δε = 0,4 %

Локализация пластической деформации в наиболее напряжённых зонах поверхности приводит к формированию условий для зарождения микроструктурно коротких трещин (рис. 3.59). Эти трещины инициируются вблизи концентраторов напряжений, обусловленных морфологией поверхности.



а) *б)*

Рисунок 3.59. Распределение компоненты σ_z тензора напряжений на поверхности тонкостенного образца (а) и возникновение микроструктурно малых трещин в локальных областях концентрации напряжений (б)

Рассмотрим оставшиеся наборы данных по профилю шероховатости и их влияние на усталостную долговечность. Выбор уровня деформации, соответствующего долговечности $1 \cdot 10^4$ циклов, обусловлен повышенной чувствительностью материала к концентраторам напряжений, а также наличием результатов фрактографического анализа. В соответствии с определённой критической длиной трещины усталостная долговечность вдоль рабочей части образца рассчитывалась на расстоянии L=0,05 мм от поверхности (средней линии шероховатости).

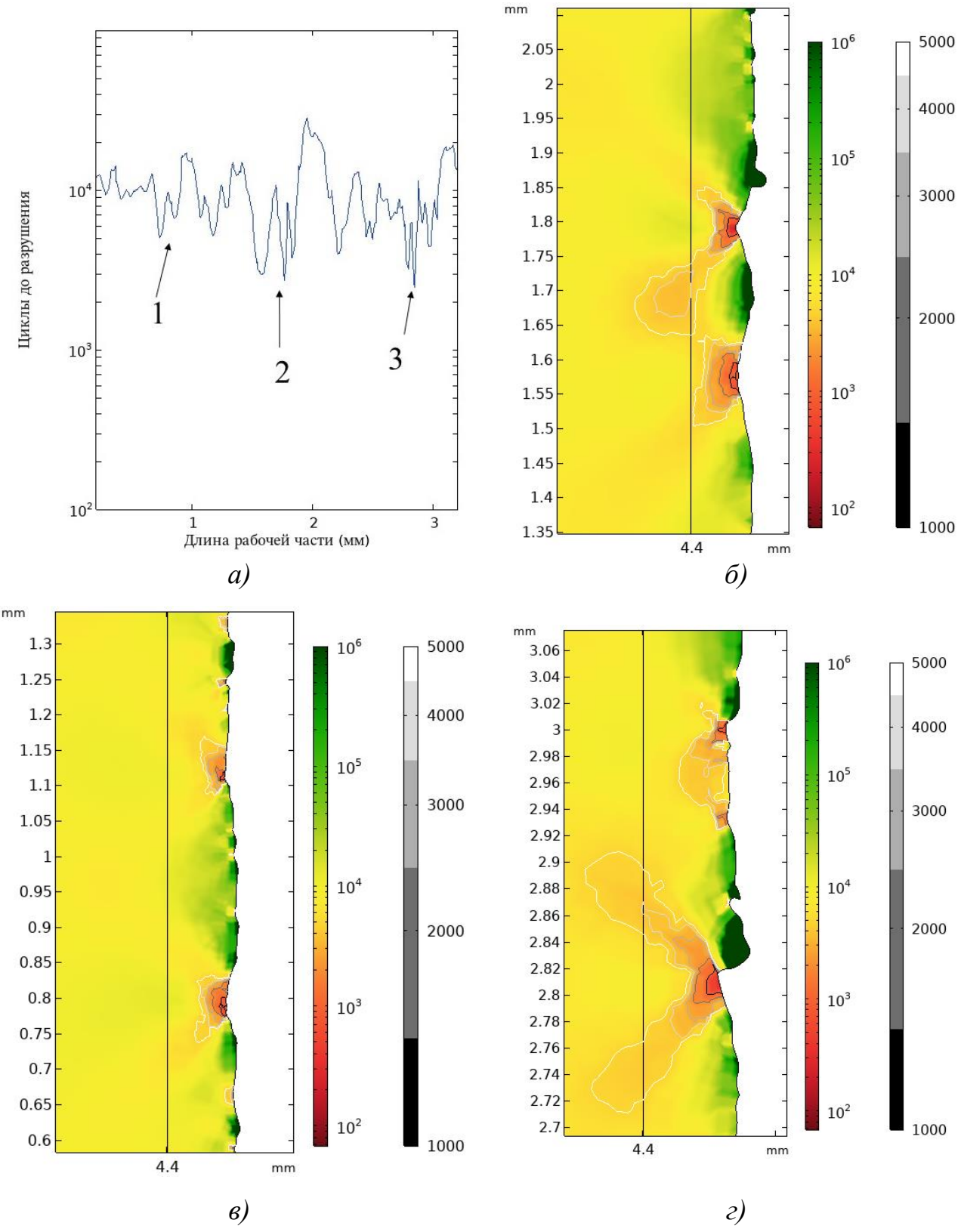
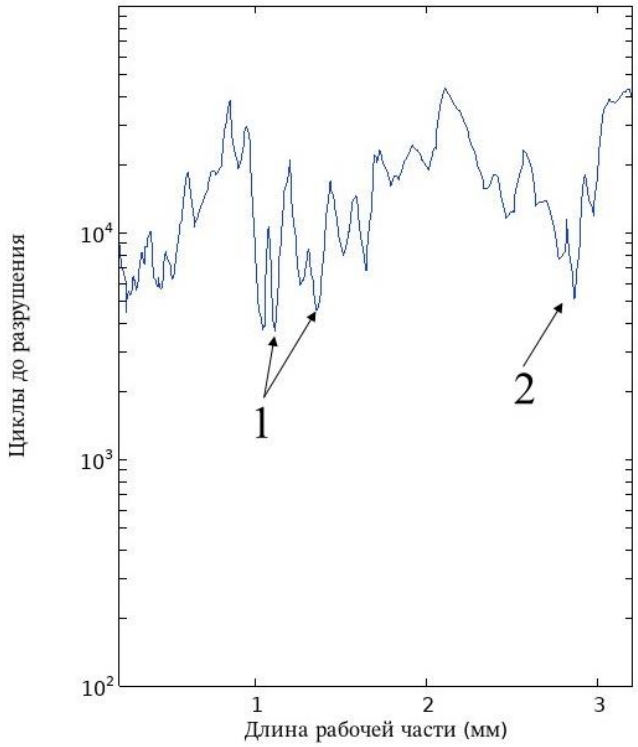
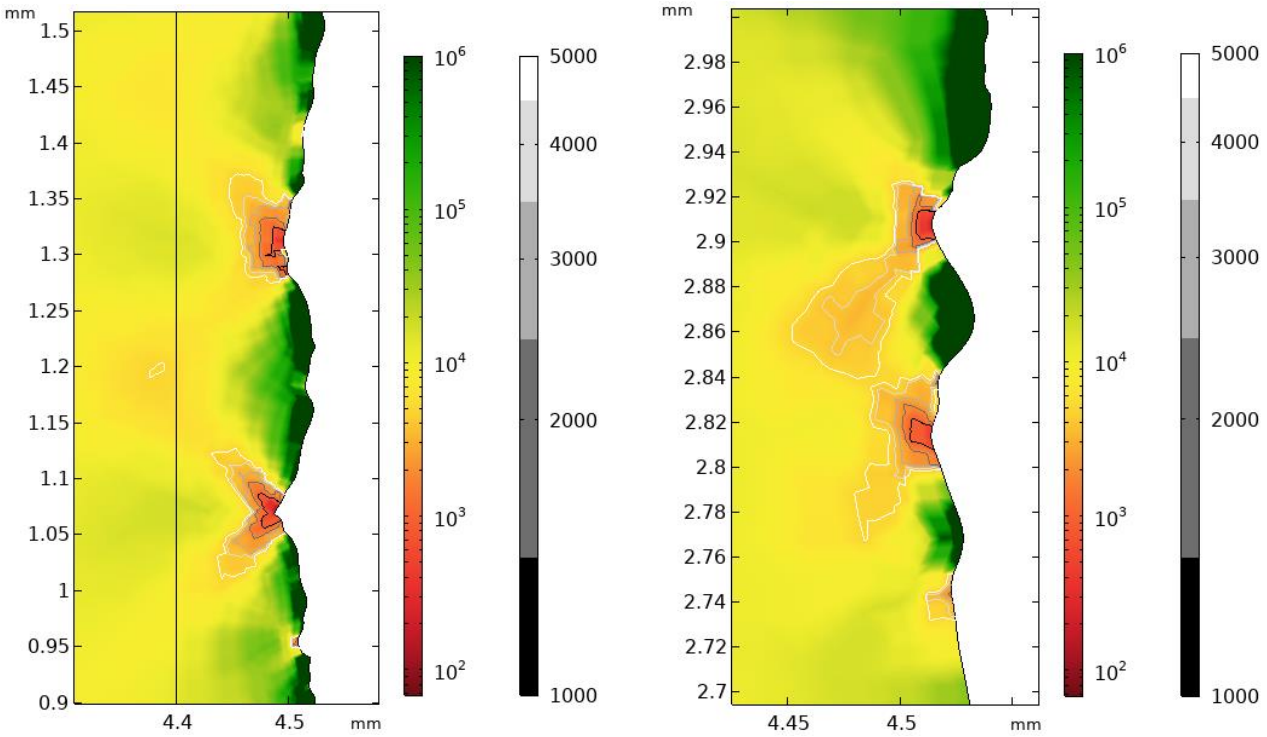


Рисунок 3.60. График значений долговечности (а) представительного профиля #1 шероховатости на удалении L=0.05 мм от поверхности при $\Delta\varepsilon$=0.5 %: б) распределение усталостной долговечности первой области, в) распределение усталостной долговечности второй области, г) распределение усталостной долговечности третьей области



а)



в) *г)*

Рисунок 3.61. График значений долговечности (а) представительного профиля #2 шероховатости на удалении L=0.05 мм от поверхности при $\Delta\varepsilon$=0.5 %: б) распределение усталостной долговечности первой области, в) распределение усталостной долговечности второй области.

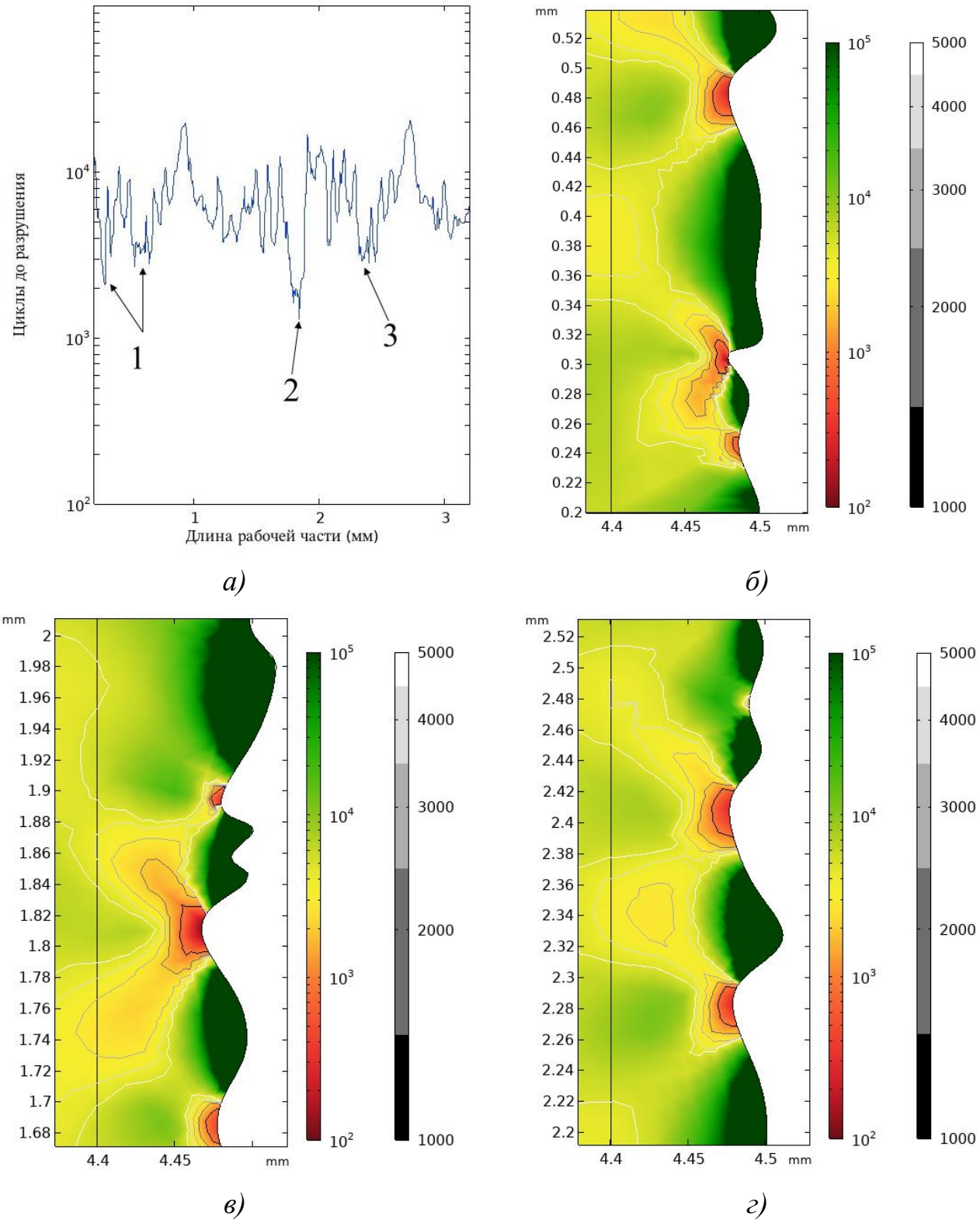
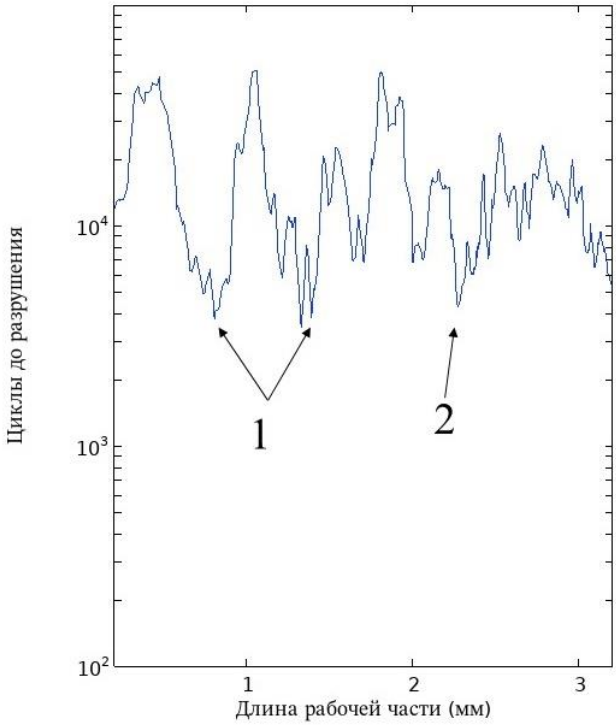
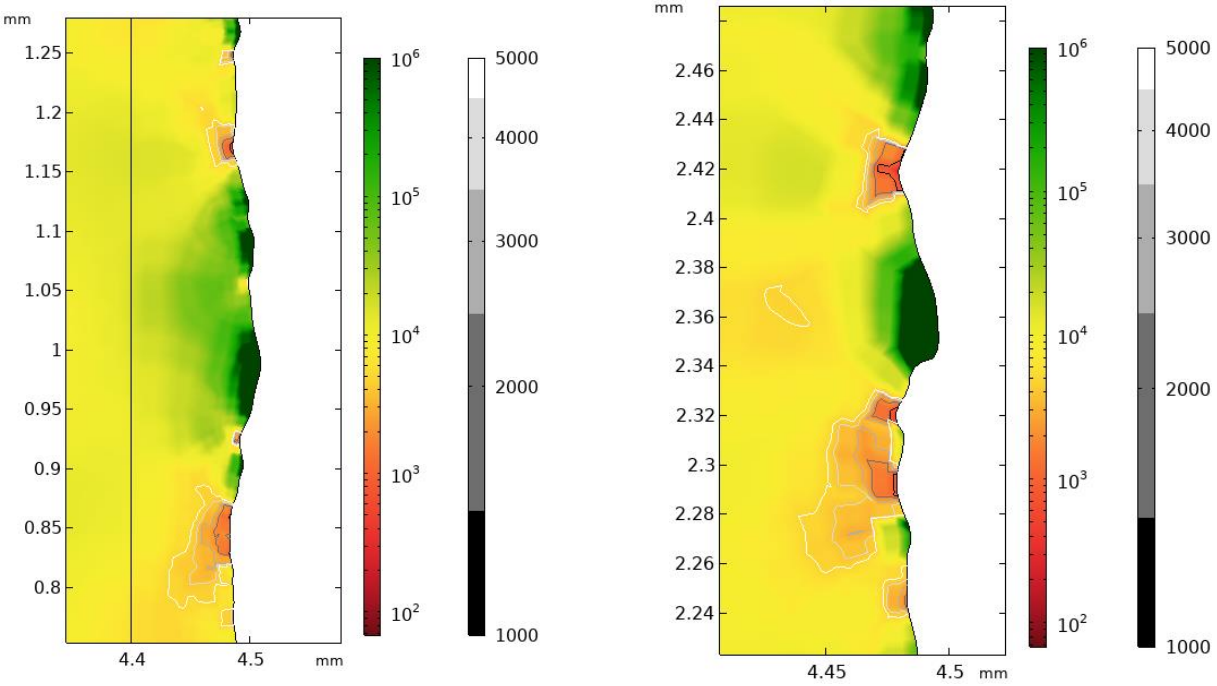


Рисунок 3.62. График значений долговечности (а) представительного профиля #3 шероховатости на удалении L=0.05 мм от поверхности при $\Delta\varepsilon$=0.5 %: б) распределение усталостной долговечности первой области, в) распределение усталостной долговечности второй области, г) распределение усталостной долговечности третьей области

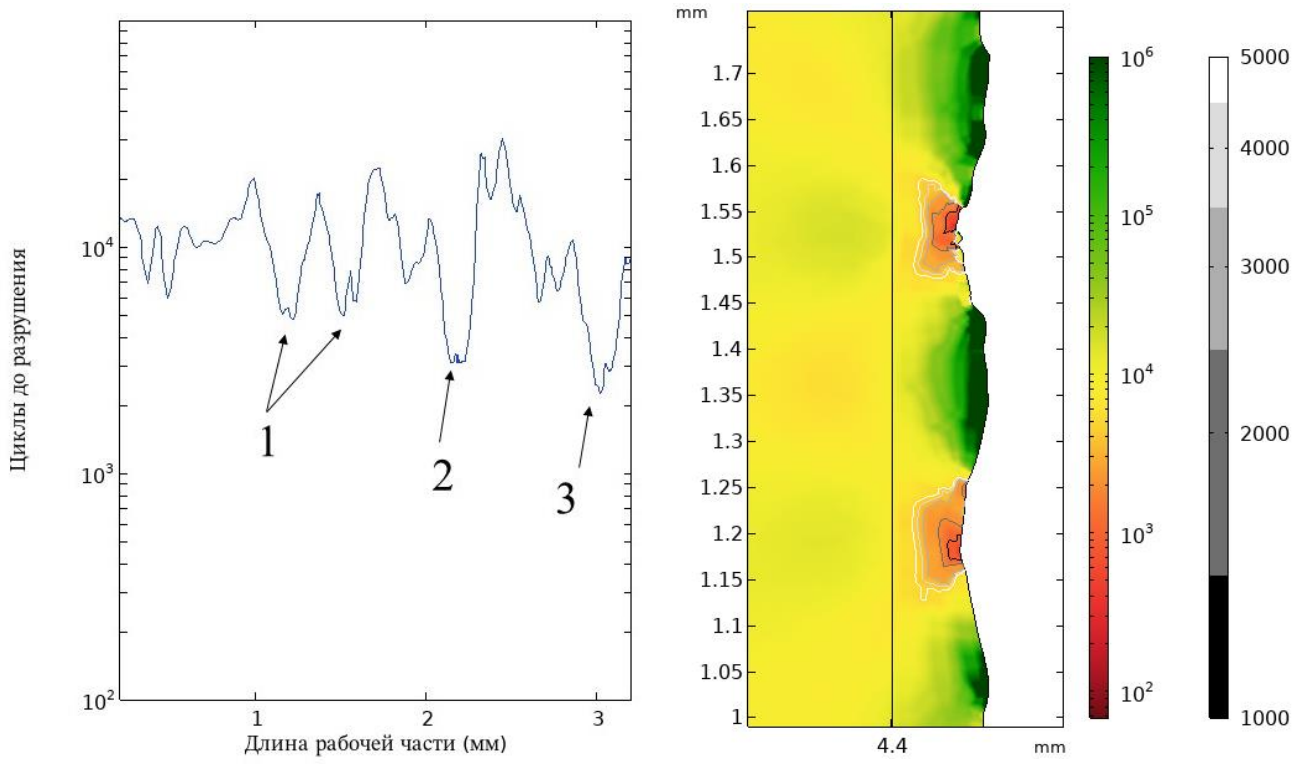


а)

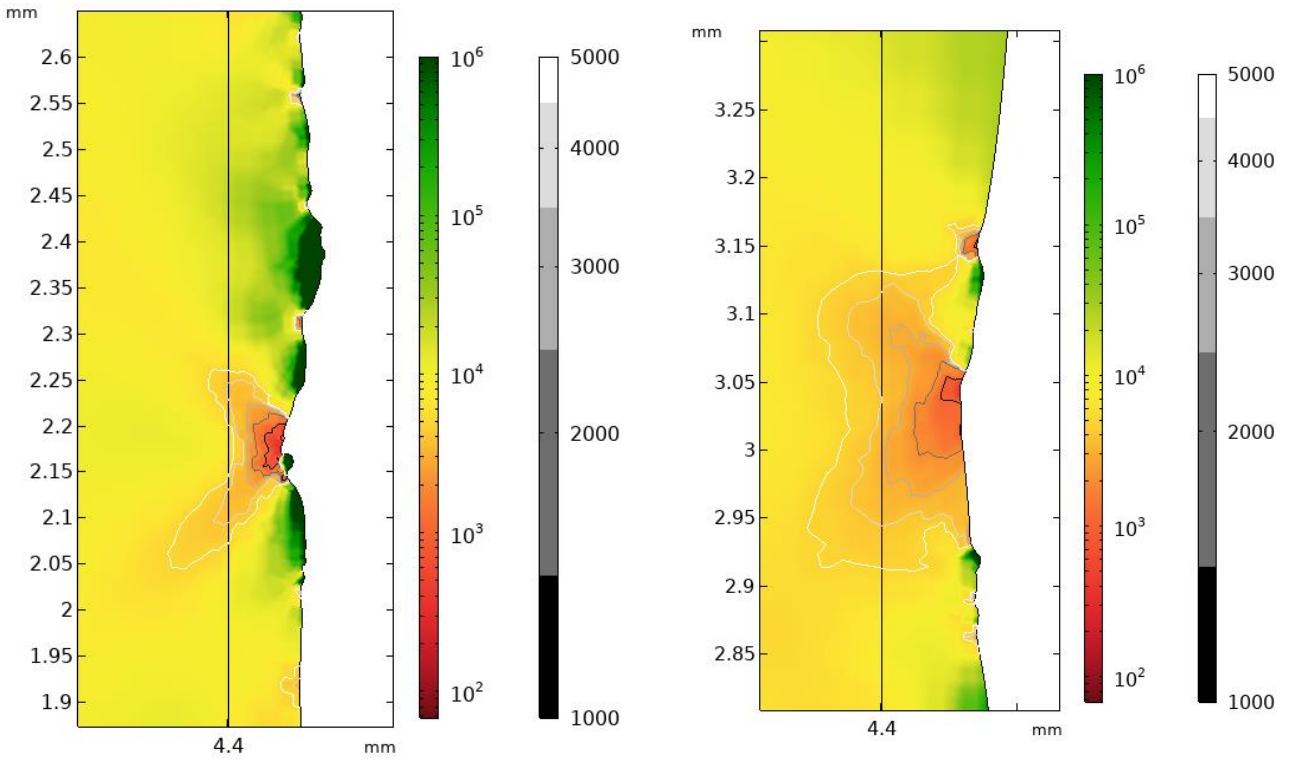


в) *г)*

Рисунок 3.63. График значений долговечности (а) представительного профиля #4 шероховатости на удалении L=0.05 мм от поверхности при $\Delta\varepsilon$=0.5 %: б) распределение усталостной долговечности первой области, в) распределение усталостной долговечности второй области.



а)



в) *г)*

Рисунок 3.64. График значений долговечности (а) представительного профиля #5 шероховатости на удалении L=0.05 мм от поверхности при $\Delta\varepsilon$=0.5 %: б) распределение усталостной долговечности первой области, в) распределение усталостной долговечности второй области, г) распределение усталостной долговечности третьей области

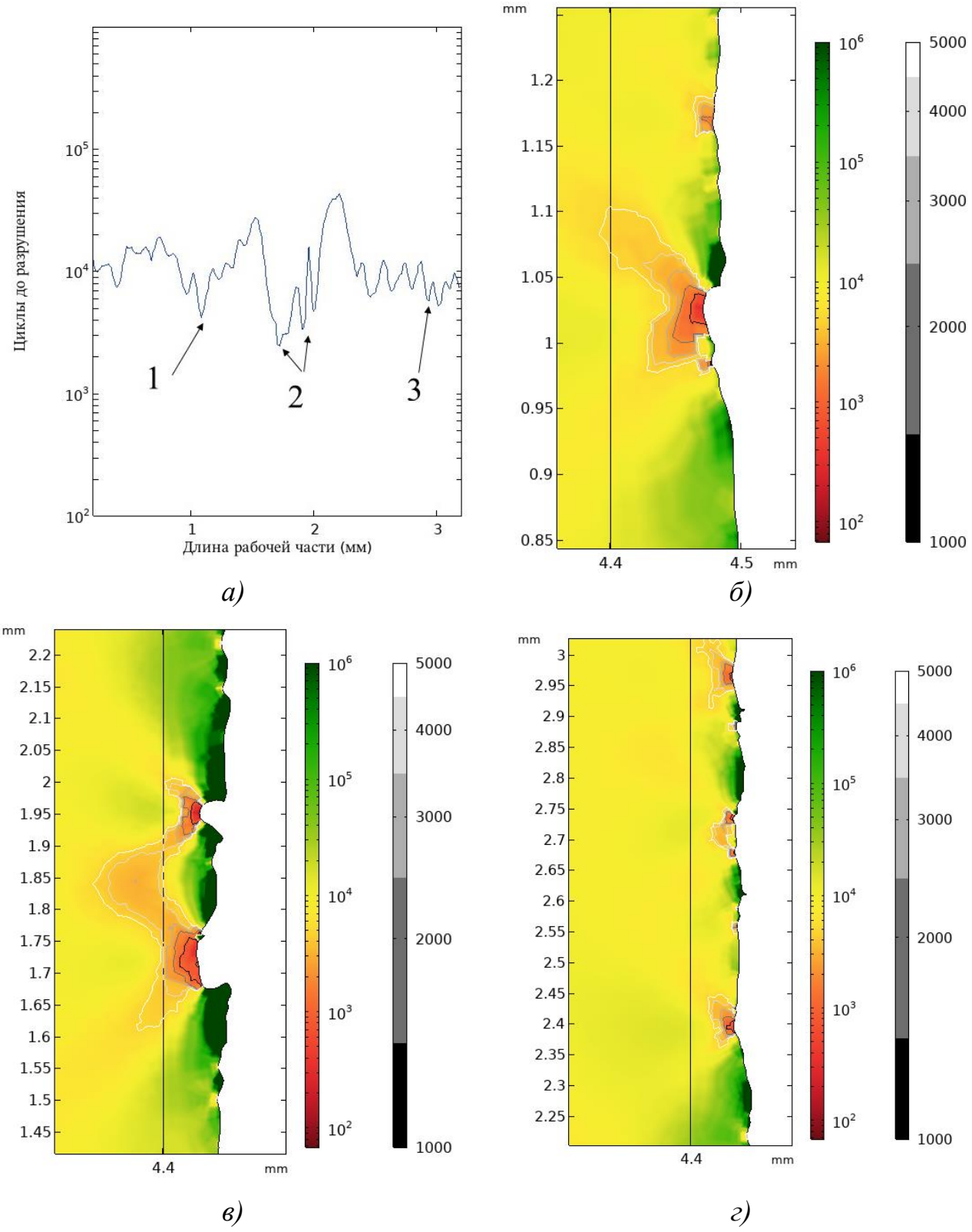
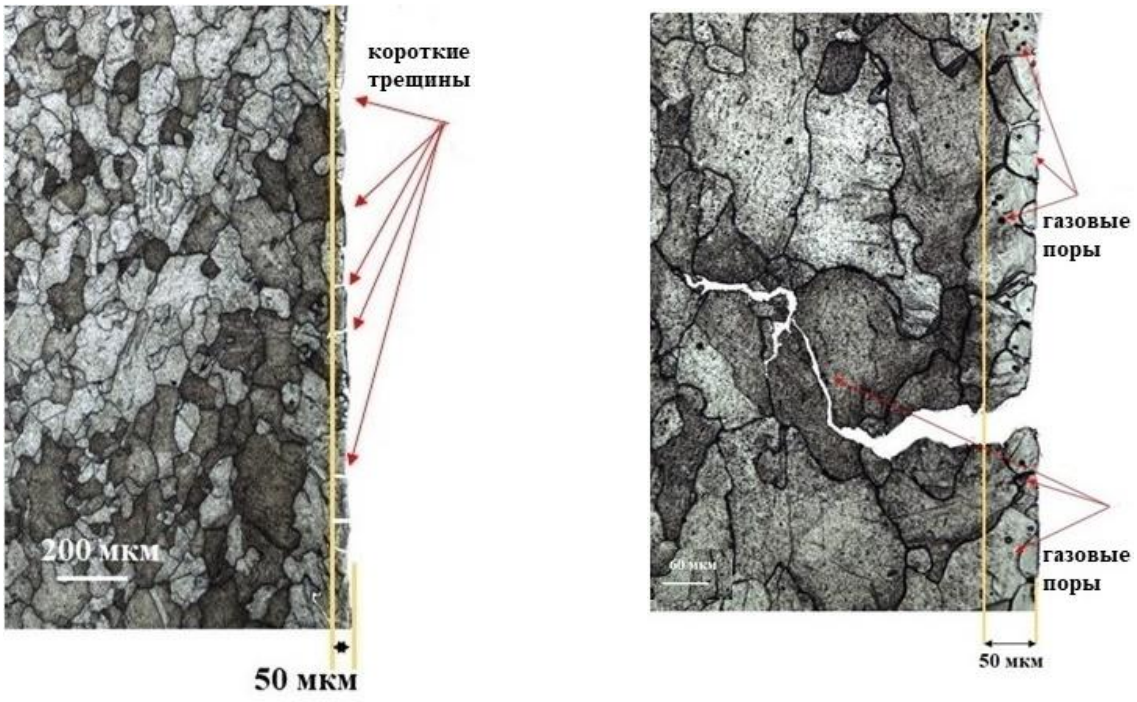


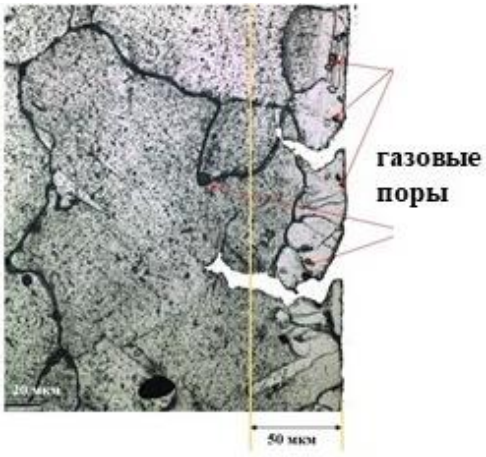
Рисунок 3.65. График значений долговечности (а) представительного профиля #6 шероховатости на удалении L=0.05 мм от поверхности при $\Delta\varepsilon$=0.5 %: б) распределение усталостной долговечности первой области, в) распределение усталостной долговечности второй области, г) распределение усталостной долговечности третьей области

Анализ распределений долговечности на рисунках 3.60–3.65 показывает наличие не менее трёх зон зарождения длинных трещин с пороговой долговечностью 1100–3535 циклов. Дополнительно выявляется множество локальных областей зарождения коротких трещин при долговечности менее 1000 циклов. Их дальнейший рост может подавляться мелкозернистым поверхностным слоем за счёт большого числа границ зёрен и эффекта закрытия трещины. При переходе трещины между зёрнами с различной кристаллографической ориентацией изменяется направление её распространения, что способствует формированию рельефа типа «интрузия–экструзия» и дополнительному смыканию берегов трещины [84]. Микроструктура поверхности после усталостных испытаний, иллюстрирующая различные сценарии зарождения трещин, приведена на рисунке 3.66.

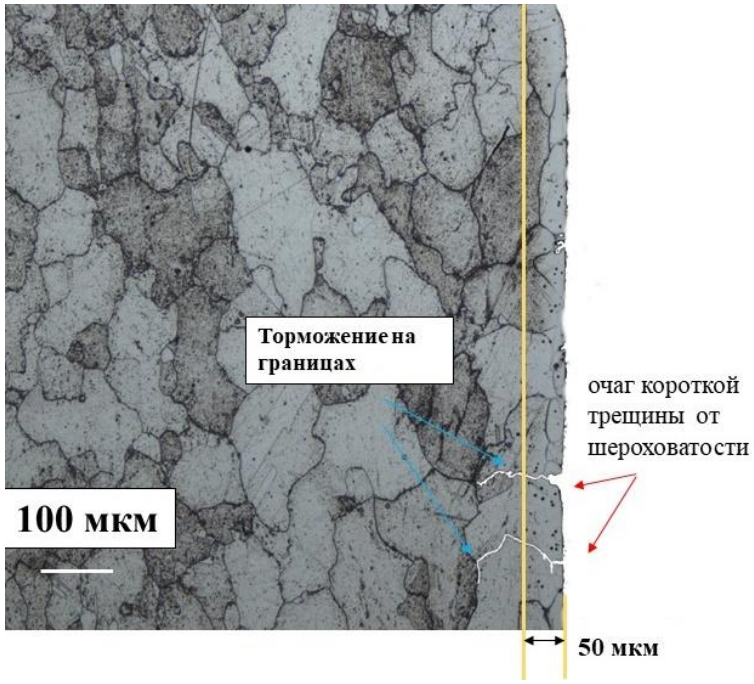


а) *б)*

в)



г)



д)

Рисунок 3.66. Микроструктура поверхности разрушенного образца: а) образование коротких трещин на экспонируемой поверхности, б, в, г) вторичные трещины в местах скопления газовой пористости, д) торможение коротких трещин на границах зерен экспонируемой поверхности.

Статистика экстремальных значений.

В рамках статистической теории экстремальных значений задача анализа выборки усталостной долговечности заключается в определении вероятностного распределения долговечности вдоль представительного профиля шероховатости.

Такой анализ позволяет выявить характер распределения и спрогнозировать его параметры для будущих наблюдений.

Пусть x – случайная величина, распределенная по вероятностному закону распределения $F_x(x)$ из множества n независимых наблюдений. При большом количестве наблюдений ($n\to\infty$) X_n может быть описана функцией накопленной вероятности [98-100]:

$$G_\gamma(x) = \exp -\left[1+\gamma\left(\frac{x-\mu}{\sigma}\right)\right]^{-\frac{1}{\gamma}} \qquad (3.25)$$

$$1+\gamma\left(\frac{x-\mu}{\sigma}\right) > 0, \gamma \neq 0$$

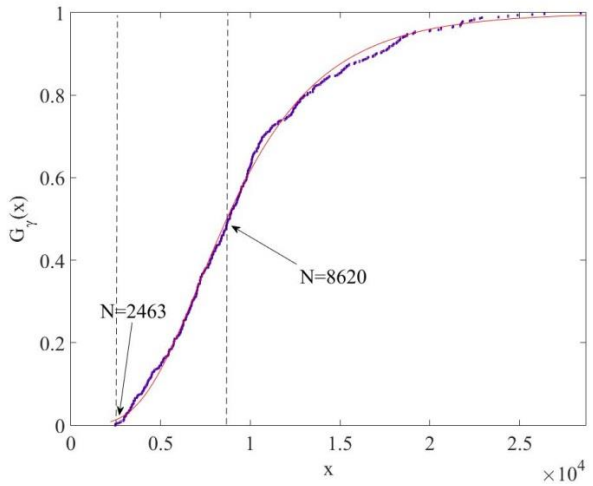
где μ, σ, γ – параметр положения, масштаба и формы соответственно.

Для каждого профиля шероховатости (рис. 3.67), полученного на основе оптической микроскопии, параметры распределения усталостной долговечности определялись методом максимального правдоподобия. Согласие эмпирических данных с принятым распределением, параметры которого оценены методом максимального правдоподобия, проверено критерием Колмогорова–Смирнова. При уровне значимости α = 0,05 для части выборок наблюдается отклонение ($p < 0,05$), однако при α = 0,01 гипотеза не отвергается ($p > 0,01$). Это указывает на малую величину расхождения и достаточную адекватность выбранного распределения для вероятностного описания долговечности. Итоговые значения приведены в таблице 3.16.

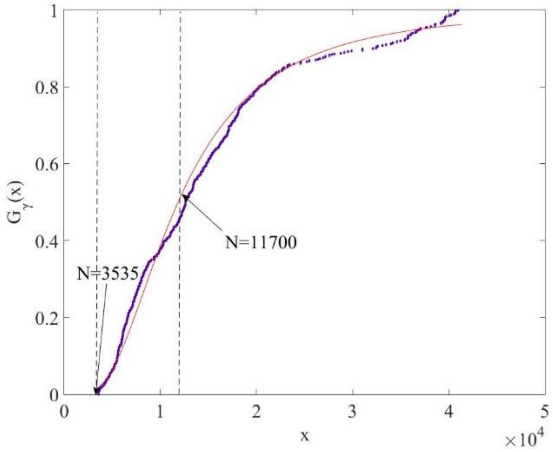
Таблица 3.16

Параметры вероятностного распределения усталостной на удалении 0.05 мм от поверхности различных профилей шероховатости при амплитуде деформации 0.25 %.

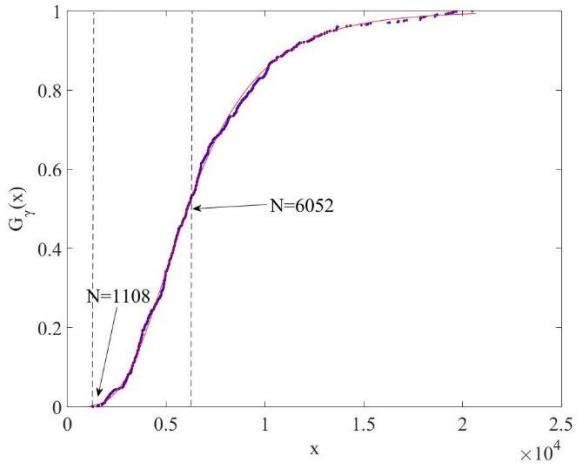
Номер профиля	P_f=1 %	P_f=50 %	Среднее	Дисперсия	μ	σ	γ
#1	2463	8620	9677	$2.5\cdot10^7$	7382.1	3503.7	0.073
#2	3535	11700	15425	$2.1\cdot10^8$	9716.2	5478.9	0.324
#3	1108	6052	6810	$1.3\cdot10^7$	5169.0	2396.8	0.099
#4	2951	11200	15752	$7.3\cdot10^8$	9131.1	4891.6	0.445
#5	1957	9133	10162	$3.2\cdot10^7$	7570.1	4164.4	0.044
#6	2056	9559	11861	$8.0\cdot10^7$	7970.2	4349.0	0.246
общая выборка	2329	8313	10389	$7.1\cdot10^7$	6829.7	3756.4	0.276



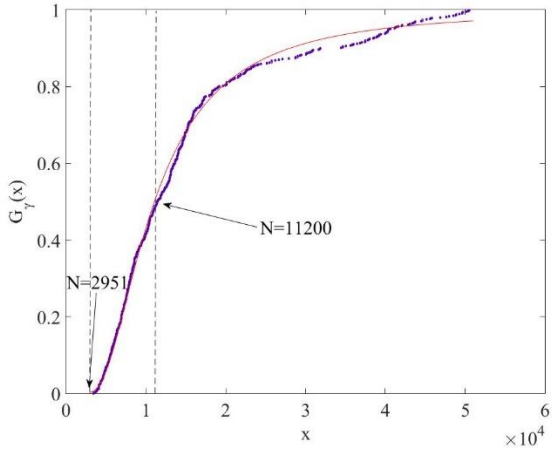
а)



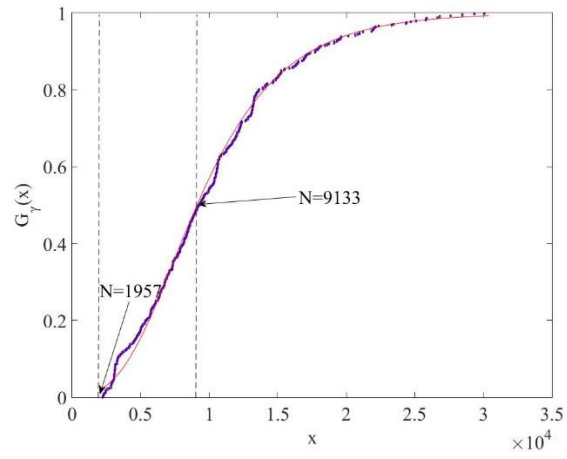
б)



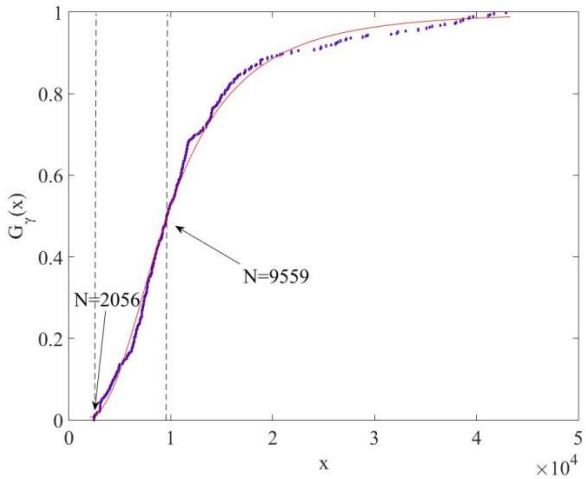
в)



г)



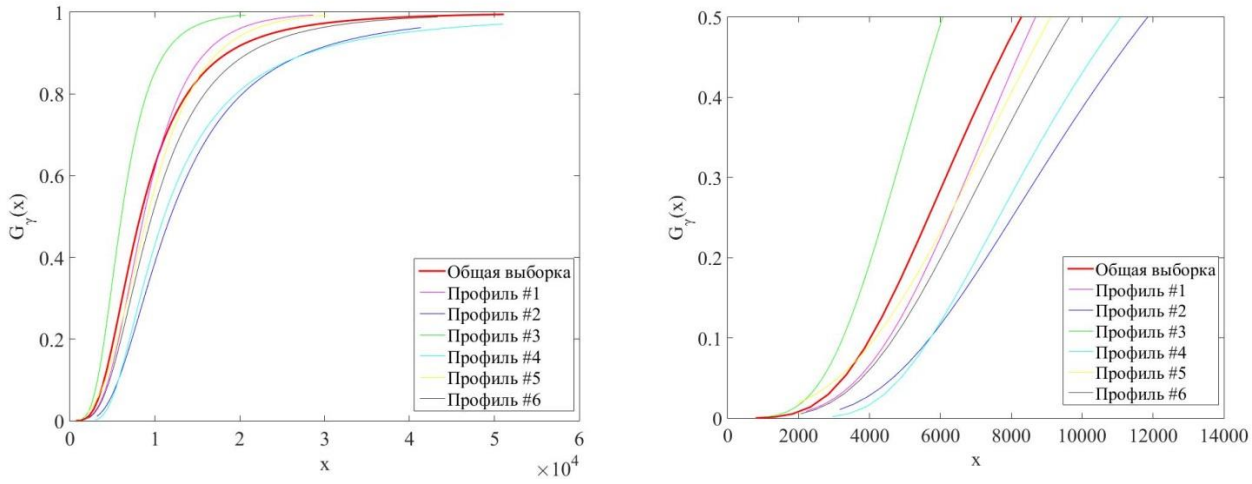
д)



е)

Рисунок 3.67. Накопленная плотность вероятности усталостной долговечности по профилю шероховатости при Δε=0.5 % для профилей шероховатости: а) #1, б) #2 в) #3, г) #4, д) #5, е) #6

Анализ совокупной выборки (рис. 3.68) показал, что пороговое значение усталостной долговечности смещено влево относительно всех кривых, соответствующих различным вариантам профиля шероховатости, и составляет 807 циклов. При этом долговечность, соответствующая вероятности отказа 50 %, также имеет минимальное значение — 8313 циклов.



а) *б)*

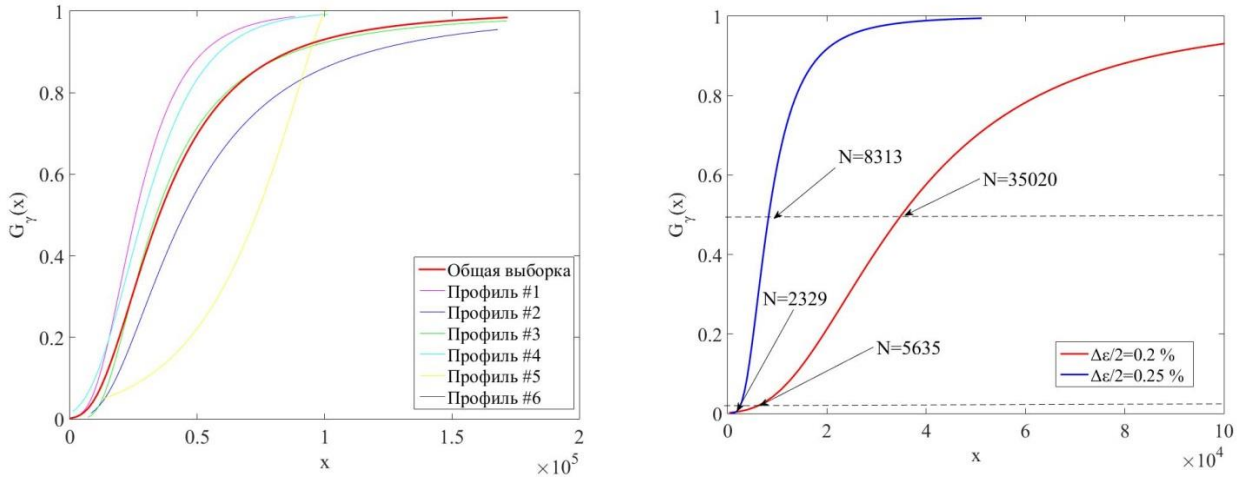
Рисунок 3.68. Накопленная плотность вероятности усталостной долговечности при Δε=0.5 %: а) в диапазоне полной вероятности, б) в диапазоне от минимальной до 50% вероятности.

Располагая экспериментальными данными усталостной долговечности при размахе деформации Δε=0.4% получим соответствующие данные с использованием статистики экстремальных значений.

Таблица 3.17

Параметры вероятностного распределения усталостной долговечности на удалении 0.05 мм от поверхности различных профилей шероховатости при амплитуде деформации 0.2 %.

Номер профиля	P_f=1 %	P_f=50 %	Среднее	Дисперсия	μ	σ	γ
#1	4363	25580	29697	$3.4 \cdot 10^8$	21155.9	12310.8	0.106
#2	8362	45460	61796	$5.1 \cdot 10^9$	35401.9	23881.6	0.352
#3	7064	33640	47832	$4.4 \cdot 10^9$	27372.4	16456.8	0.407
#4	2144	28450	32196	$4.2 \cdot 10^8$	22984.4	15771.8	0.007
#5	12450	73180	66511	$7.4 \cdot 10^8$	63980.4	28972.8	-0.796
общая выборка	5635	35020	45407	$1.7 \cdot 10^9$	27786.4	18866.9	0.268



а) *б)*

Рисунок 3.69. Накопленная плотность вероятности усталостной долговечности: а) при Δε=0.4 %, б) сравнение двух кривых накопленной вероятности

Изобразим полученные расчетные данные долговечности и сравним с экспериментальными данными (рис. 3.70).

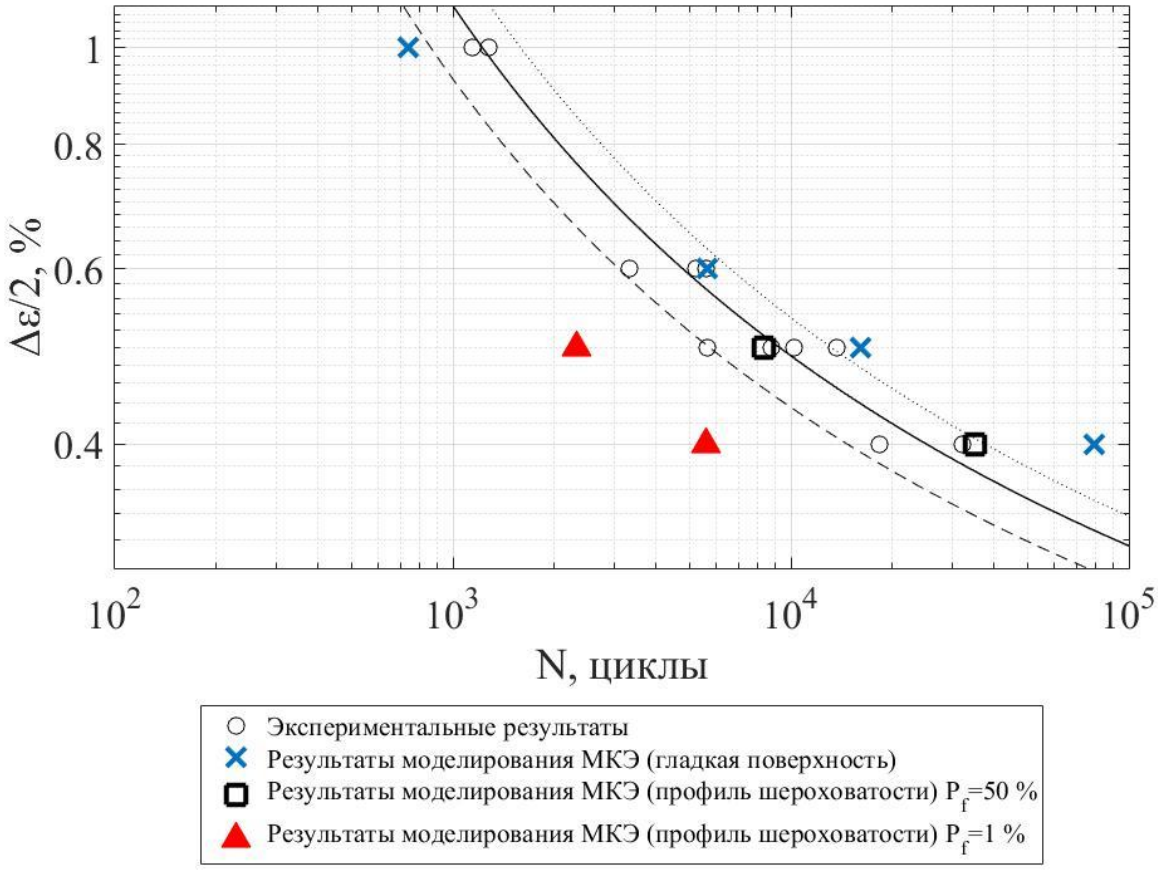


Рисунок 3.70. Сравнение экспериментальных результатов усталостной долговечности тонкостенных образцов с результатами моделирования МКЭ.

Результаты моделирования упругопластического поведения и применения энергетического критерия МЦУ показали достаточную точность прогнозирования усталостной долговечности при вероятности разрушения P_f = 50 %. Минимальные значения долговечности при P_f = 1 % соответствуют первой стадии разрушения, как было установлено ранее. На основе этих минимальных значений долговечности тонкостенных образцов выполнен расчёт остаточного ресурса по методике, изложенной в разделе 3.9. При этом учёт кривизны эллиптической трещины на фрактографических изображениях сопряжён с определённой трудоёмкостью, поэтому были рассмотрены четыре реализации трещин с отношением полуосей *a/b*=1, 2, 3 и 4. График изменения КИН при увеличении длины трещины для амплитуды деформации Δε/2 = 0,25 % в тонкостенных образцах представлен на рисунке 3.71.

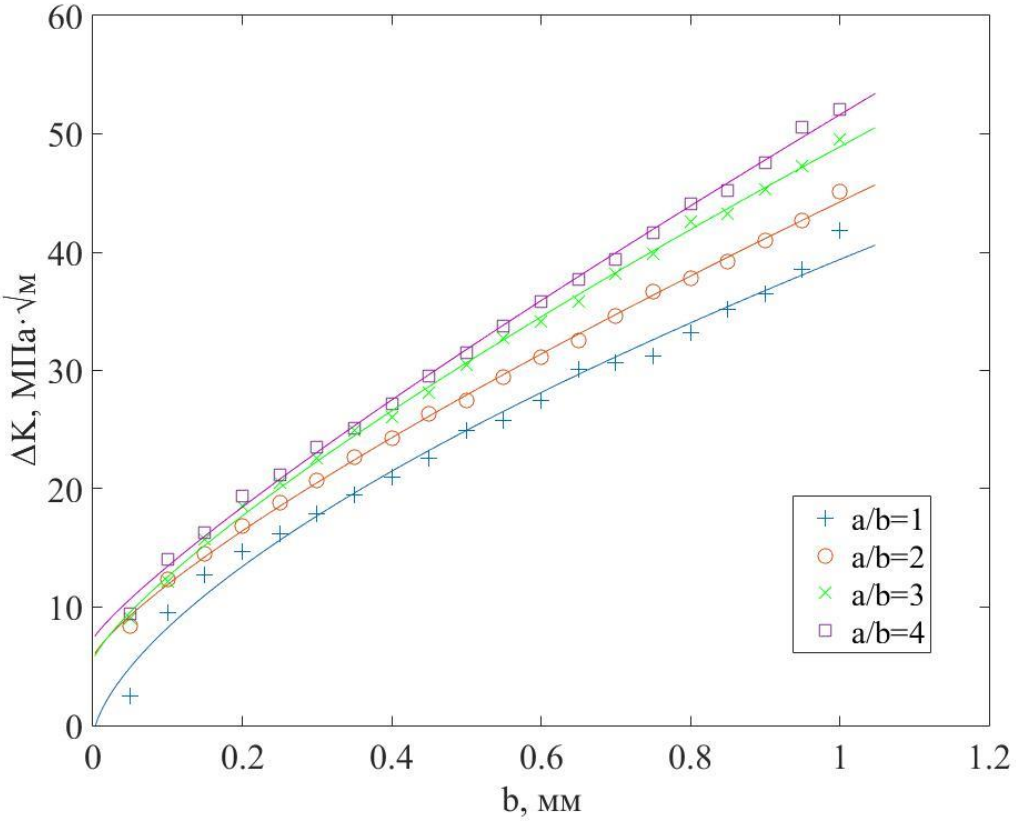


Рисунок 3.71. Изменение КИН с увеличением длины трещины эллиптической формы с различным соотношением полуосей при Δε/2=0.25%.

Используя полученные функциональные зависимости КИН от длины трещины для тонкостенного образца была рассчитана остаточная долговечность

по кинетическому уравнению Пэриса. Начальная длина трещины была рассчитана исходя из условия начала линейного участка кинетической диаграммы. Результаты приведены в таблице 3.18.

Таблица 3.18

Результаты расчета второй стадии распространения при Δε/2=0.25 %.

Отношение полуосей эллиптической трещины	Δε/2 [%]	Начальная длина трещины /КИН	Конечная длина трещины/КИН	Долговечность, N_{fcgr}
1	0.25	0.23 мм /15 МПа·√м	1 мм / 41.79 МПа·√м	8 680
2		0.17 мм /15 МПа·√м	1 мм / 45.15 МПа·√м	7 439
3		0.15 мм /15 МПа·√м	1 мм / 49.56 МПа·√м	5 762
4		0.13 мм /15 МПа·√м	1 мм / 52/1 МПа·√м	5 947

Полученные результаты моделирования роста трещин и расчёта долговечности по параметру P_{SWT} обобщены в таблице 3.19.

Таблица 3.19

Результаты расчета общей долговечности при Δε/2=0.25 %.

Отношение полуосей эллиптической трещины	Долговечность по параметру P_{SWT}, N_{swt}	Долговечность второй стадии, N_{fcgr}	$N_{swt} + N_{fcgr}$	Экспериментальная долговечность, N_{exp}	Ошибка, %
1	2329	8 680	11 009	9 211	16 %
2		7 439	9 768		6 %
3		5 762	8 091		14 %
4		5 947	8 276		11 %

Таким образом, моделирование распространения повреждений при размахе деформации Δε=0.5% с использованием эллиптической трещины с отношением полуосей *a/b*=2 соответствует экспериментальным результатам с наименьшей ошибкой.

Получим соответствующие данные изменения КИН от длины эллиптической трещины с различным соотношением полуосей при размахе деформации Δε=0.4% (рис. 3.72).

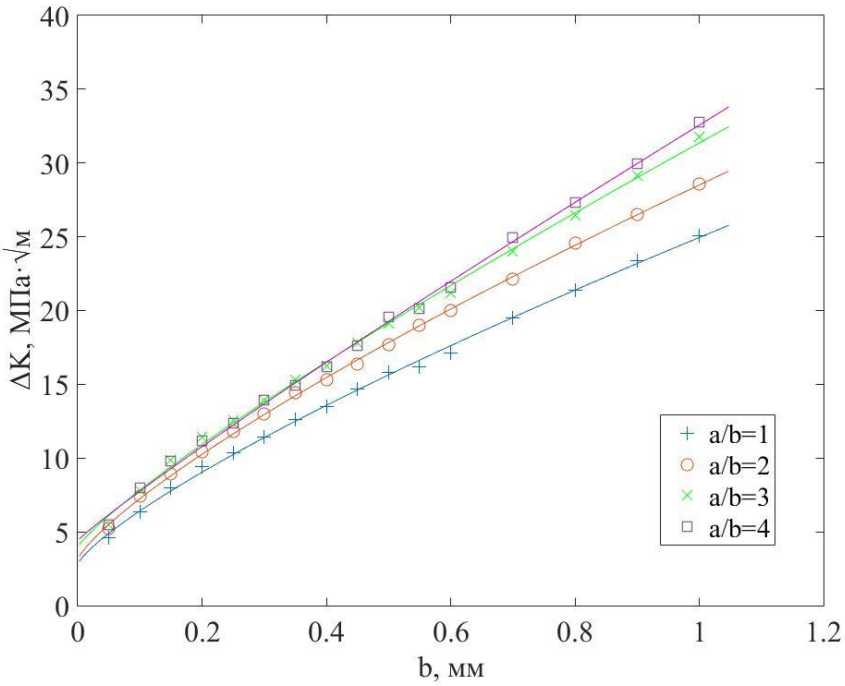


Рисунок 3.72. Изменение КИН с увеличением длины трещины эллиптической формы с различным соотношением полуосей при Δε=0.4%.

Таблица 3.20

Результаты расчета второй стадии распространения при Δε/2=0.2 %.

Отношение полуосей эллиптической трещины	Δε/2 [%]	Начальная длина трещины /КИН	Конечная длина трещины/КИН	Долговечность, N_{fcgr}
1	0.2	0.47 мм /15 МПа·√м	1 мм / 25.1 МПа·√м	15 752
2		0.38 мм /15 МПа·√м	1 мм / 28.6 МПа·√м	14 122
3		0.34 мм /15 МПа·√м	1 мм / 31.77 МПа·√м	13 206
4		0.35 мм /15 МПа·√м	1 мм / 32.79 МПа·√м	11 942

Таблица 3.21

Результаты расчета общей долговечности при Δε/2=0.2 %.

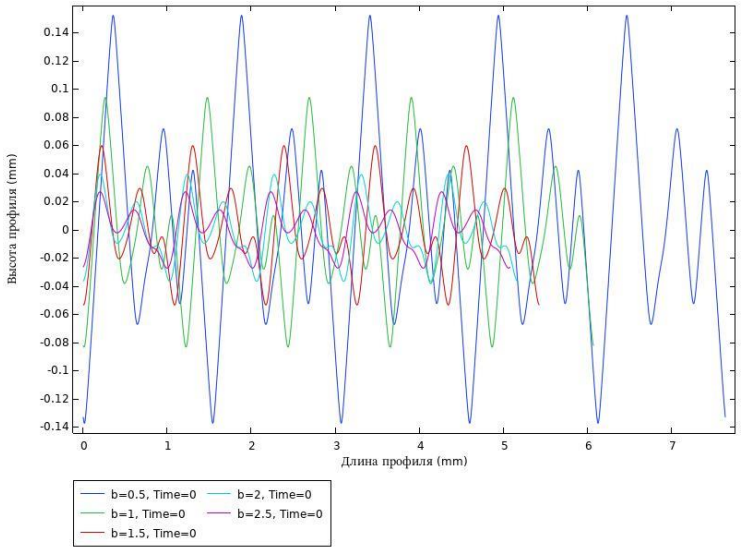
Отношение полуосей эллиптической трещины	Долговечность по параметру P_{SWT}, N_{swt}	Долговечность второй стадии, N_{fcgr}	$N_{swt} + N_{fcgr}$	Экспериментальная долговечность, N_{exp}	Ошибка, %
1	5635	15 752	21 387	24 890	16 %
2		14 122	19 757		26 %
3		13 206	18 841		32 %
4		11 942	17 577		42 %

Таким образом, моделирование процесса распространения повреждений при размахе деформации Δε = 0,4 % с использованием эллиптической трещины с отношением полуосей *a/b* = 1 обеспечивает наименьшее расхождение с экспериментальными данными. Понижение уровня нагружения сопровождается

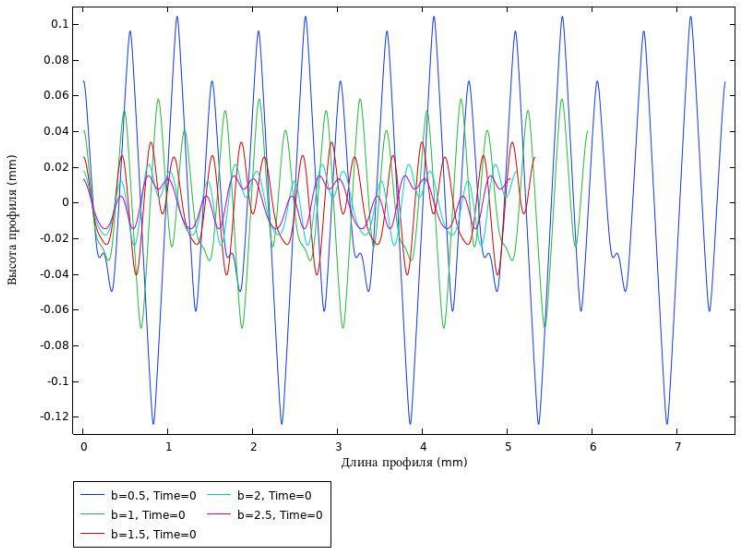
изменением кривизны фронта трещины, что отражает влияние напряжённо-деформированного состояния на форму её распространения.

3.11 Прогнозирование усталостной долговечности при моделировании профиля шероховатости.

Рассмотрим реализацию 10 профилей шероховатости, смоделированных по методам, рассмотренным в разделе 3.4. Для этого рассмотрим пять значений спектрального показателя (β = 0,5 … 2,5) и две инициализации генератора псевдослучайных чисел (рис. 3.73).



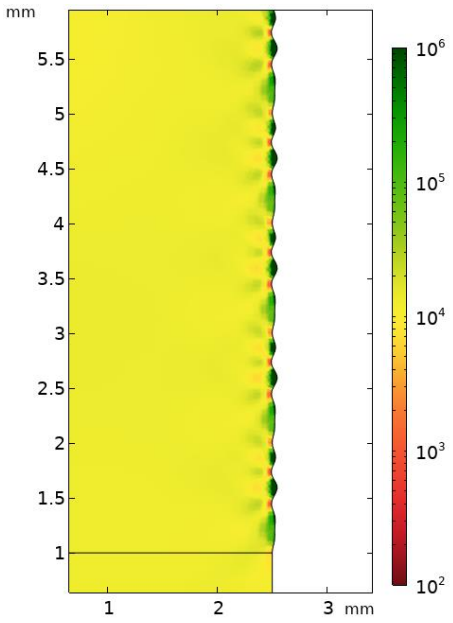
а)



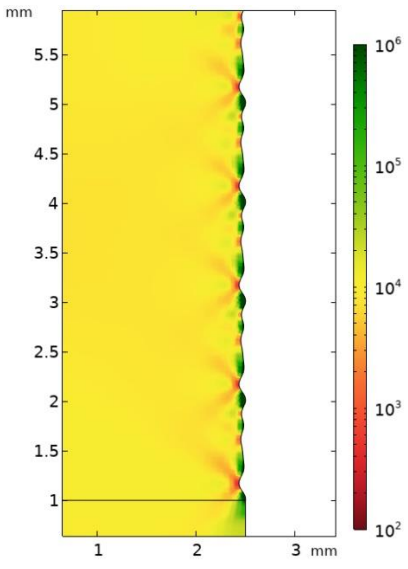
б)

Рисунок 3.73. Профиль шероховатости при изменении показателя спектральной частоты при комбинации псевдослучайных чисел: а) [77;22], б) [33;88]

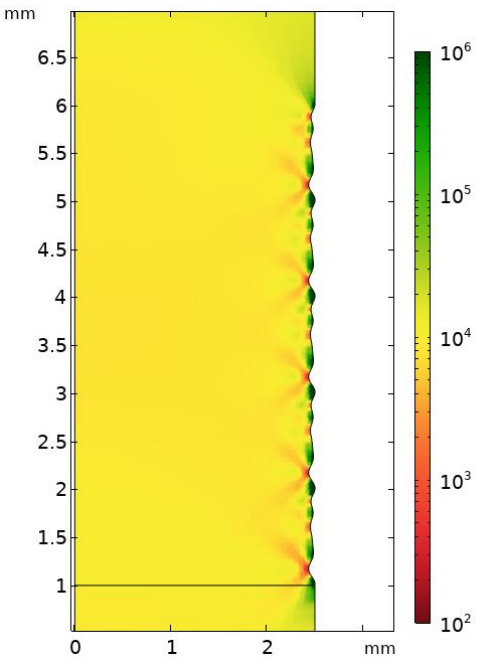
Полученные данные о шероховатости были нормированы по высоте и длине, после чего экспортированы в геометрию осесимметричной модели образца. Распределения усталостной долговечности для десяти смоделированных профилей при амплитуде деформации Δε = 0,25 % представлены на рисунках 3.74 (варианты 1–10).



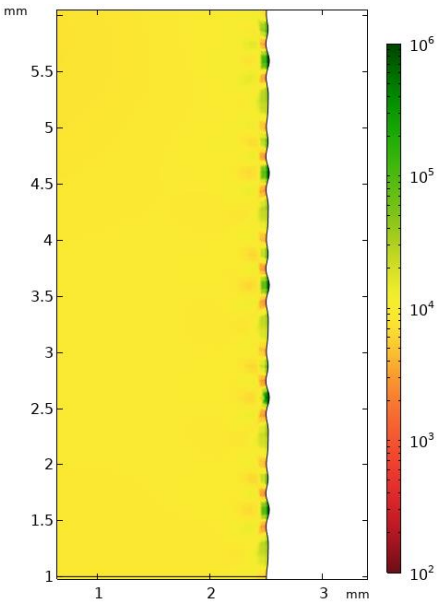
1)



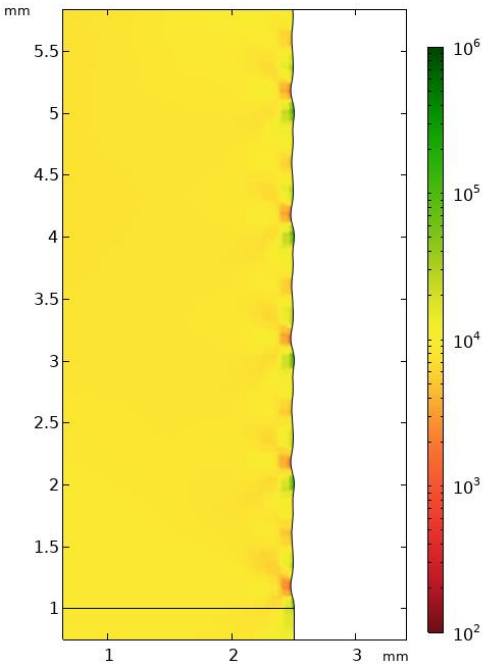
2)



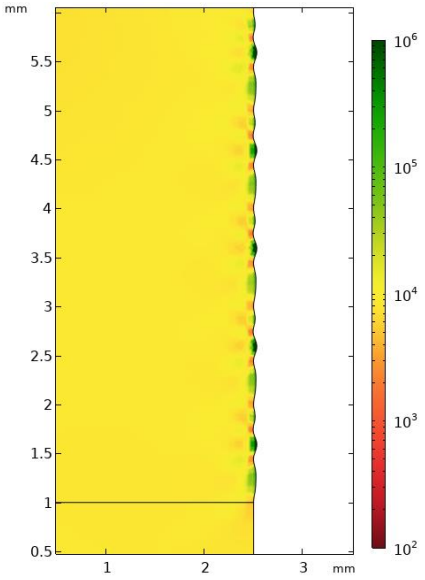
3)



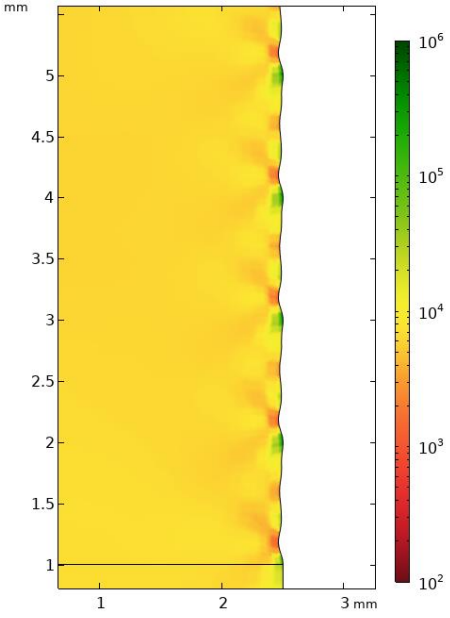
4)


mm
5.5
5
4.5
4
3.5
3
2.5
2
1.5
1
1
2
3
mm
10^6
10^5
10^4
10^3
10^2

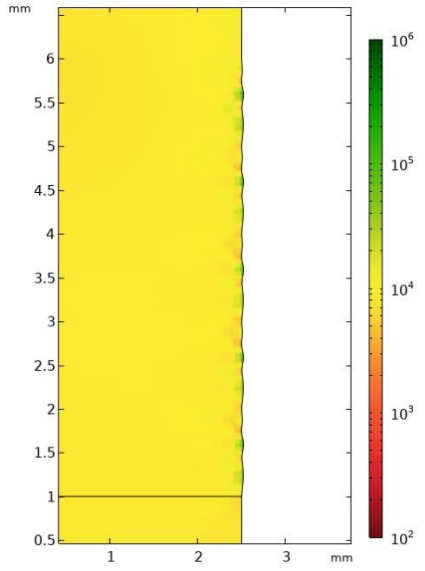
5)


mm
5.5
5
4.5
4
3.5
3
2.5
2
1.5
1
0.5
1
2
3
mm
10^6
10^5
10^4
10^3
10^2

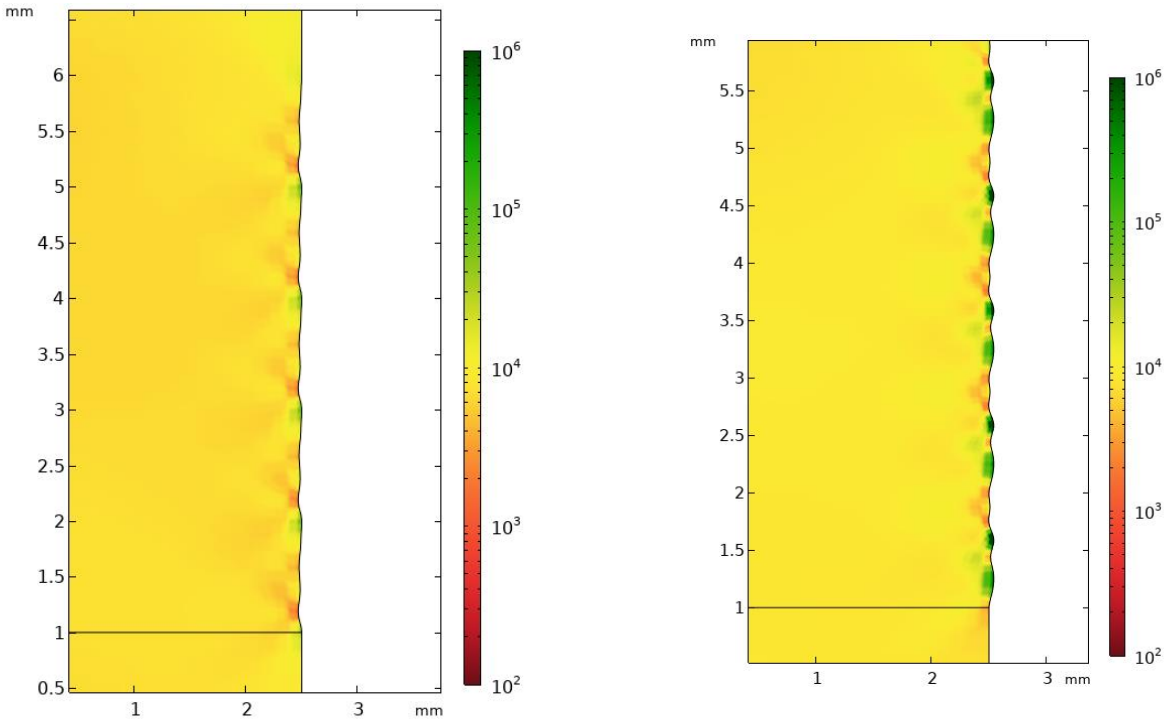
6)


mm
5
4.5
4
3.5
3
2.5
2
1.5
1
1
2
3 mm
10^6
10^5
10^4
10^3
10^2

7)


mm
6
5.5
5
4.5
4
3.5
3
2.5
2
1.5
1
0.5
1
2
3
mm
10^6
10^5
10^4
10^3
10^2

8)



9) *10)*

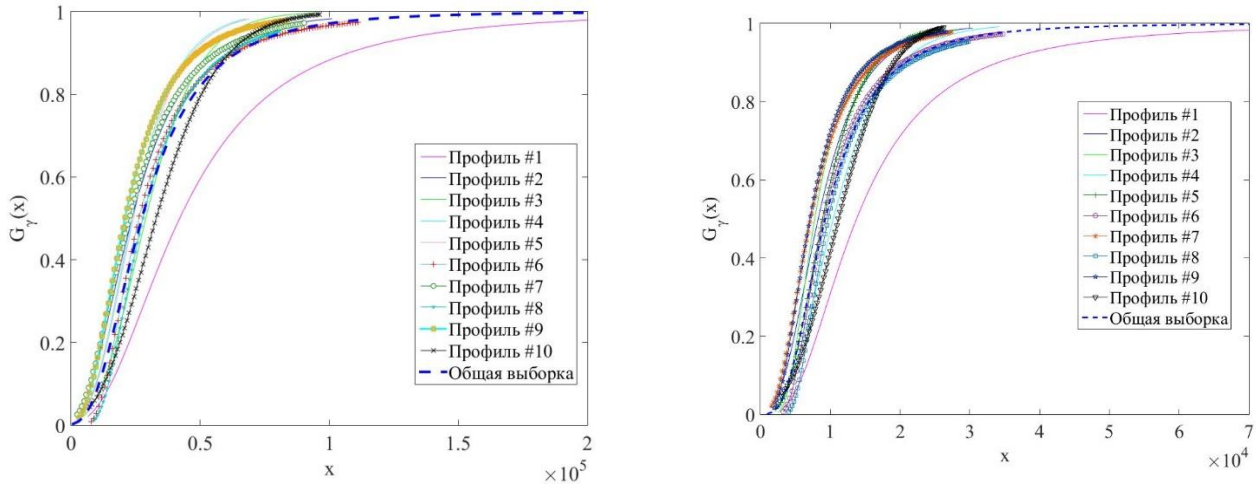
Рисунок 3.74. Распределение усталостной долговечности при Δε/2=0.25 % рабочей части образца с профилем, полученным средствами моделирования (1-10 соответственно).

Для каждого профиля шероховатости по полученным данным найдены параметры распределения усталостной долговечности (рис.3.75) методом максимального правдоподобия (таблицы 3.22, 3.23)

Таблица 3.22

Параметры вероятностного распределения усталостной долговечности на удалении 0.05 мм от поверхности профилей шероховатости при амплитуде деформации 0.2 %.

Номер профиля	P_f=1 %	P_f=50 %	Среднее	Дисперсия	μ	σ	γ
#1	6514	41280	55702	$2.9 \cdot 10^9$	32940.6	23552.8	0.286
#2	1982	24010	29271	$5.8 \cdot 10^8$	18385.2	13733.5	0.181
#3	4100	29140	31283	$2.8 \cdot 10^8$	23927.4	13789.8	-0.046
#4	3464	23610	26209	$2.3 \cdot 10^8$	19310	11696.8	0.012
#5	3550	24030	26763	$2.4 \cdot 10^8$	19736.5	11896.7	0.013
#6	7686	26510	35020	$1.4 \cdot 10^8$	21673.7	11755.3	0.365
#7	2354	22810	28878	$6.7 \cdot 10^8$	17408.6	13324.5	0.225
#8	8841	27780	34884	$8.1 \cdot 10^8$	23190	11824.4	0.298
#9	3050	20890	25983	$4.5 \cdot 10^8$	16572.8	11161.3	0.214
#10	7233	33340	35405	$3.8 \cdot 10^8$	26952.6	16574.5	-0.072
общая выборка	3019	27560	34265	$7.8 \cdot 10^8$	21867.4	14457.1	0.223



а) *б)*

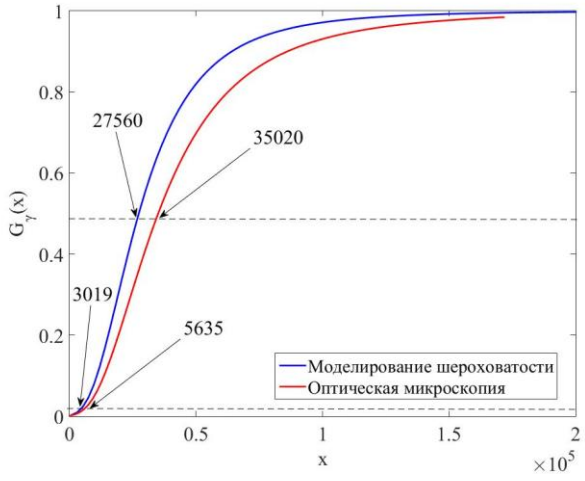
Рисунок 3.75. Накопленная плотность вероятности усталостной долговечности при: а) Δε = 0,4 %, б) Δε = 0,5 %

Таблица 3.23

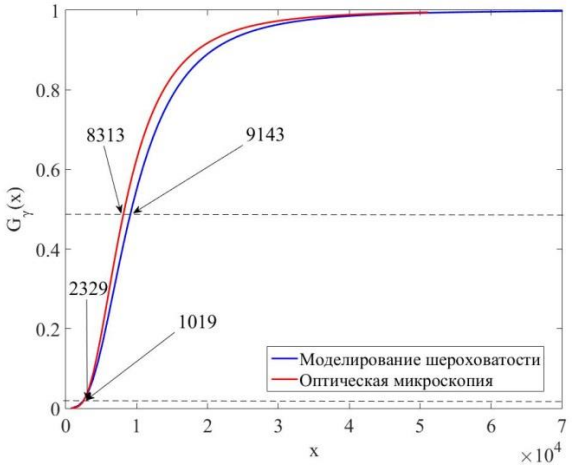
Параметры вероятностного распределения усталостной долговечности на удалении 0.05 мм от поверхности профилей шероховатости при амплитуде деформации 0.25 %.

Номер профиля	P_f=1 %	P_f=50 %	Среднее	Дисперсия	μ	σ	γ
#1	3143	14100	18332	$3.5 \cdot 10^8$	11084.9	6879.7	0.330
#2	1421	8153	9603	$3.9 \cdot 10^7$	6735.2	4098.2	0.111
#3	2486	7676	9275	$3.7 \cdot 10^7$	6630.1	2988.8	0.240
#4	2651	10310	11638	$4.5 \cdot 10^7$	8599.3	4997.4	0.030
#5	2210	8893	9928	$2.8 \cdot 10^7$	7490.8	3803	0.061
#6	3254	8977	11750	$1.3 \cdot 10^8$	7664.7	3634.6	0.361
#7	1643	7106	8966	$5.1 \cdot 10^7$	5824.4	3623.7	0.229
#8	4066	9779	12702	$2.0 \cdot 10^8$	8292.8	3579.8	0.403
#9	1913	7143	8699	$4.3 \cdot 10^7$	5817.5	3269.2	0.238
#10	2954	11180	11594	$3.2 \cdot 10^7$	9312.1	5206.3	-0.161
общая выборка	1019	9143	11519	$8.1 \cdot 10^7$	7600.0	4374.8	0.246

Выполнено сравнение статистических распределений усталостной долговечности, полученных для представительного профиля шероховатости, сформированного различными методами (рис. 3.76).



а)



б)

Рисунок 3.76. Сравнение накопленной плотности вероятности усталостной долговечности представительного профиля шероховатости, полученного различными методами, при: а) Δε=0.4 % б) в Δε=0.5 %

Сравнение вероятностных распределений показало, что минимальные и средние значения усталостной долговечности, определённые различными методами, отличаются незначительно. Это позволяет заключить, что моделирование профилей шероховатости с использованием периодических функций при фазовом угле φ, случайным образом распределённом в диапазоне от –π до π, обеспечивает достаточную точность прогнозирования усталостного поведения тонкостенных образцов с исходной шероховатостью.

.

4. ВЫВОДЫ

1. Установлено, что при углах наклона поверхности образцов в диапазоне 35–55° обеспечивается её стабильное формирование, при этом угол около 55° является пороговым для сохранения требуемого качества поверхностного слоя. Показано, что применение высокоэнергетического контура позволяет получать поверхность с шероховатостью Ra ≈ 4–8 мкм.

2. По результатам механических испытаний и фрактографического анализа установлено, что технологическая шероховатость и приповерхностная газовая пористость являются основными факторами снижения циклической долговечности сплава ВЖ159 при температурах до 650 °C. При этом повышенная исходная шероховатость не приводит к заметному снижению длительной прочности при 800–1000 °C. Подтверждён двухстадийный механизм усталостного разрушения: зарождение и устойчивый рост трещины.

3. Получены параметры упругопластической модели циклического деформирования сплава ВЖ159 с комбинированным изотропным и кинематическим упрочнением. Их идентификация методом Левенберга–Марквардта обеспечила воспроизведение стабилизированных петель гистерезиса и корректное описание циклического поведения материала.

4. Реализована двухстадийная методика прогнозирования усталостной долговечности, включающая критерий P_{SWT} для стадии зарождения трещины и расчёт на основе J-интеграла и уравнения Пэриса для стадии её роста. Показано, что методика учитывает влияние геометрии образца, шероховатости и локальных концентраторов напряжений.

5. По результатам сопоставления расчётных и экспериментальных данных для образцов различной геометрии и состояния поверхности подтверждена применимость предложенного подхода. Расчётная долговечность согласуется с медианными экспериментальными данными с погрешностью не более 24 % и в пределах разброса порядка ±2σ.

5. ПЕРЕЧЕНЬ СОКРАЩЕНИЙ И ОБОЗНАЧЕНИЙ

ASTM — American Society for Testing and Materials; международная система стандартов испытаний материалов.

FIP — Fatigue Indicator Parameter; параметр усталостной повреждённости.

J-интеграл — энергетический параметр механики разрушения, характеризующий интенсивность поля напряжений и деформаций у вершины трещины.

P — полированные образцы.

PSWT — энергетический параметр Смита–Уотсона–Топпера, применяемый для оценки стадии зарождения усталостной трещины.

SLM — образцы с исходной шероховатостью поверхности после селективного лазерного сплавления.

SWT — параметр Смита–Уотсона–Топпера.

VG — образцы после виброгалтовки.

ВАК — Высшая аттестационная комиссия.

ВЖ159 — жаропрочный никелевый сплав, исследуемый в диссертационной работе.

ГОСТ — государственный стандарт.

КИН — коэффициент интенсивности напряжений.

КТ — диаграмма Китагавы–Такахаши.

МКЭ — метод конечных элементов.

ММ — методический материал.

МЦУ — малоцикловая усталость.

РКТ — рентгеновская компьютерная томография.

СЛС — селективное лазерное сплавление.

СТО — стандарт организации.

ТО — термическая обработка.

ΔK — размах коэффициента интенсивности напряжений.

ΔK_{eff} — эффективный размах коэффициента интенсивности напряжений.

ΔK_{th} — пороговый размах коэффициента интенсивности напряжений.

$\Delta\varepsilon/2$ — амплитуда полной деформации.

γ'-фаза — упрочняющая интерметаллидная фаза на основе Ni3Al.

K_t — теоретический коэффициент концентрации напряжений.

N — число циклов нагружения.

N_{exp} — экспериментальная долговечность.

N_{fcg}, N_{fcgr} — долговечность на стадии устойчивого роста трещины.

N_f — число циклов до разрушения.

N_{swt} — долговечность, рассчитанная по параметру PSWT.

P_f — вероятность разрушения.

R — коэффициент асимметрии цикла.

R_a — среднее арифметическое отклонение профиля шероховатости.

R_z — высота неровностей профиля по десяти точкам.

σ — напряжение.

σ_a — амплитуда напряжений.

σ_{max} — максимальное напряжение цикла.

ε — деформация.

6. СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Murakami Y. Metal fatigue. Effects of small defects and nonmetallic inclusions. Oxford. 2002. Elsevier. 758 p.

2. Zerbst U., Madia M., Klinger C., Bettge D., Murakami Y. Defects as the root cause of fatigue failure of metallic components. Part II: Non-metallic inclusions // Engineering Failure Analysis. 2019. Vol.98. P.228-239.

3. Zerbst U., Madia M., Klinger C., Bettge D., Murakami Y. Defects as the root cause of fatigue failure of metallic components. Part III: Cavities, dents, corrosion pits, scratches. // Engineering Failure Analysis. 2019. Vol.97. P. 759-776.

4. Yamashita Y., Murakami T., Mihara R., Okada M., Murakami Y. Defect analysis and fatigue design basis for Ni-based superalloy 718 manufactured by selective laser melting // International Journal of Fatigue. 2018. Vol.117. P. 485–495.

5. Murakami Y., Masuo H., Tanaka Y., Nakatani M. Defect analysis for additively manufactured materials in fatigue from a viewpoint of quality control and statistics of extremes // Procedia Structural Integrity. 2019. Vol.19. P.113–122.

6. Biswal R., Zhang X., Syed AK., Awd M., Ding J., Walther F. Critically of porosity defects on the fatigue performance of wire + arc additive manufactured titanium alloy // International Journal of Fatigue. 2019. Vol. 122. P. 208–217.

7. Зуев Л.Б. Кристаллическое тело как универсальный генератор автоволн локализованной пластичности // Известия РАН. Серия физическая. 2014. Том 78. №10. С. 1206-1213.

8. Zhang M., Sun C-N., Zhang X., Goh PC., Wei J., Li H. Elucidating the relations between monotonic and fatigue properties of laser powder bed fusion stainless steel 316L // The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society (TMS). 2018. P.390–395.

9. Persenot T., Burr A., Martin G., Buffiere JY., Dendievel R., Maire E. Effect of build orientation on the fatigue properties of as-built Electron Beam Melted Ti-6Al-4V alloy // International Journal of Fatigue. 2019. Vol.118. P. 65–76.

10. Salzbrenner B., Rodelas J., Madison J., Jared B., Swiler L., Shen Y. High-throughput stochastic tensile performance of additively manufactured stainless steel // Journal of Materials Processing Technology. 2017. Vol.241. P.1–12.
11. Fergani O., Branti Wold A., Berto F., Brotan V., Bambach M. Study of the effect of heat treatment on fatigue crack growth behaviour of 316L stainless steel produced by selective laser merting // Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures. 2018. Vol. 41. P. 1102-1119.
12. Wang K., Bao R., Thang T., Liu B., Yang Z., Jiang B. Fatigue crack branching in laser deposited Ti-55511 alloy // International Journal of Fatigue. 2019. Vol. 124. P. 217–226.
13. Liu F., Lin X., Huang C., Song M., Yang G., Chen J. The effect of laser scanning path on microstructures and mechanical properties of laser solid formed nickel-base superalloy Inconel 718 // Journal of Alloys and Compounds. 2011. Vol. 509. P. 4505–4509.
14. Afkhami S., Dabiri M., Alavi S., Bjork T., Salminen A. Fatigue characteristics of steels manufactured by selective laser melting // International Journal of Fatigue. 2019. Vol.122. P. 72–83.
15. Becker T., Dimitrov D. The achievable mechanical properties of SLM produced maraging steel 300 components // Rapid Prototyping Journal. 2016. Vol. 22. P.487–494.
16. Tammas-Williams S., Zhao H., Leonard F., Derguti F., Todd I., Prangnell P. XCT analysis of their influence of melt strategies on defect population in Ti-6Al-4V components manufactured by Selective Electron Beam Melting // Materials Characterization. 2015. Vol.102. P. 47–61.
17. Mugwagua L., Dimitrov D., Matope S., Yadroitsev I. Evaluation of the impact of scanning strategies on residual stresses in selective laser melting // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2019. Vol. 102. P. 2441–2450.
18. Bartlett J., Li X. An overview of residual stresses in metal power bed fusion // Additive Manufacturing. 2019. Vol. 27. P. 131–149.

19. Cheng B., Shrestha S, Chou K. Stress and deformation evaluations of scanning strategy effect in selective laser melting // Additive Manufacturing. 2016. Vol. 12. P. 240- 251.

20. Beevers E., Brandao A., Gumpinger J., Gschweitl M., Seyfert C., Hofbauer P. Fatigue properties and material characteristics of additively manufactured AlSi10Mg – Effect of the contour parameter on the microstructure, density, residual stress, roughness and mechanical properties // International Journal of Fatigue. 2018. Vol. 117. P.148–162.

21. Gumpinger J., Brandao A., Beevers E., Ghidini T., Beretta S., Romano S. Expression of additive manufacturing surfaced irregularities through a flaw-based assessment // ASTM International. Conference: STP ASTM symposium AM structural integrity. Washington. 2018.

22. Mukherjee T., Zhang W., DebRoy T. An improved prediction of residual stresses and distortion in additive manufacturing // Computational Materials Science. 2017. Vol. 126. P. 360–372.

23. DebRoy T., Wie H., Zuback J., Mukherjee T., Elmer J., Milewski J. Additive manufacturing of metallic components – process, structure and properties // Progress in Materials Science. 2018. Vol. 92. P. 112–224.

24. Nadammal N., Kromm A., Saliwan-Neumann R., Farahbvod L., Haberland C., Portella P. Influence of support configurations on the charactzeristics of selective laser-melted Inconel 718 // The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society (TMS). 2018. Vol. 70. P. 343–348.

25. Cordova L., Campos M., Tinga T. Revealing the effects of powder reuse for selective laser melting by powder characterization // The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society (TMS). 2019. Vol. 71. P. 1062–1072.

26. Quintana O., Alvarez J., McMillan R., Tong W., Tomonto C. Effects of reusing Ti-6Al-4V powder in a selective laser melting additive system operated in an industrial setting // The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society (TMS). 2018. Vol. 70. P. 1863–1869.

27. Carrion P., Soltani-Tehrani A., Phan N., Shamsaei N. Powder recycling effects on the tensile and fatigue behavior of additively manufactured Ti-6Al-4V parts // The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society (TMS). 2019. Vol. 71. P. 963–973.

28. Yadollahi A., Shamsaei N. Additive manufacturing of fatigue resistant materials: Challenges and opportunities // International Journal of Fatigue. 2017. Vol.98. P.14–31.

29. Afkhami S., Dabiri M., Alavi H., Bjork T., Salminen A. Fatigue characteristics of steels manufactured by selective laser melting // // International Journal of Fatigue. 2019. Vol.122. P.72–83.

30. Chen Z., Cao S., Wu X., Davies J. Surface roughness and fatigue properties of selective laser melted Ti-6Al-4V alloy // Additive Manufacturing for the Aerospace Industry. 2019. P. 283–299.

31. Qiu C., Panwisawas C., Ward M., Basoalto C., Brooks W., Attallah M. On the role of melt flow into the surface structure and porosity development during selective laser melting // Acta Materialia. 2015. Vol.96. P.72–79.

32. Covarrubias E., Eshraghi M. Effect of build angle on surface properties of nickel superalloys processed by selective laser melting // The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society (TMS). 2018. Vol.70. P. 336–342

33. Fritsch T., Farahbod-Sternahl L.,Serrano-Muñoz I., Léonard F.,Haberland C., Bruno G. 3D Computed Tomography Quantifies the Dependence of Bulk Porosity, Surface Roughness, and Re-Entrant Features on Build Angle in Additively Manufactured IN625 Lattice Struts // Advanced Engineering Materials. 2022. Vol. 24. P. 2100689.

34. Beretta S., Gargourimotlagh M., Folletti S., Rigoni L., Riccio M. Fatigue strength assessment and surface rating for “as built” AlSi10Mg manufactured by SLM with different build directions // International Journal of Fatigue. 2020. Vol. 139. P.105737.

35. Vayssette B., Saintier N., Brugger C., El May M., Pessard E. Numerical modelling of surface roughness effect on the fatigue behaviour of Ti-6Al-4V obtained

by additive manufacturing // International Journal of Fatigue. 2019. Vol. 123. P.180–195

36. Du Plessis A., Le Roux S. Standardized X-ray tomography testing of additively manufactured parts: A round robin test // Additive Manufacturing. 2018. Vol.24. P.125–136

37. Du Plessis A., Glaser D., Moller H., Mathe N., Tshabalala L., Mfusi B. Pore closure effect of laser shock peening of additively manufactured AlSi10Mg // 3D Printing and Additive Manufacturing. 2019. Vol.6. P.245–252.

38. Andrews S., Sehitoglu H. Computer model for fatigue crack growth from rough surfaces // International Journal of Fatigue. 2000. Vol.22. P.619–630.

39. Savaidis G., Savaidis A., Tsamasphyros G., Zhang C. On size and technological effects in fatigue analysis and prediction of engineering materials and components // International Journal of Mechanical Sciences. 2002. Vol.44. P.521–534.

40. As K., Skallerud B., Tveiten B. Surface roughness characterization for fatigue life predictions using finite element analysis // International Journal of Fatigue. 2008. Vol. 30. P.2200–2209.

41. Solberg K., Berto F. Notch-effect interaction in additively manufactured Inconel 718 // International Journal of Fatigue. 2019. Vol.122. P.35–45.

42. Pegues J., Shamsaei N., Roach M., Williamson R. Fatigue life estimate of additive manufactured parts in the as-built surface condition // Material Design & Processing Communication. 2019. Vol. 1. P.36.

43. Ellyin F. Fatigue Damage, Crack Growth and Life Prediction. London: Chapman & Hall, 1997. 486 P.

44. Yu C.-H., Leicht A., Peng, R., Moverare J. Low cycle fatigue of additively manufactured thin-walled stainless steel 316L // Materials Science and Engineering A. 2021. Vol. 821. P. 141598

45. Park J., Nelson D. Evaluation of an energy-based approach and a critical plane approach for predicting constant amplitude multiaxial fatigue life // International Journal of Fatigue. 2000. Vol. 22. P. 23–39.

46. Benedetti M., Berto F., Le Bone L., Santus C. A novel Strain-Energy-Density based fatigue criterion accounting for mean stress and plasticity effects on the medium-to-high-cycle uniaxial fatigue strength of plain and notched components // International Journal of Fatigue. 2020. Vol. 133. P. 105397.

47. Halford G.R. The energy required for fatigue (Plastic strain hystersis energy required for fatigue in ferrous and nonferrous metals) // Journal of materials. 1966. Vol. 1. P. 3–18.

48. Liao D., Zhu S.P. Probabilistic framework for fatigue life assessment of notched components under size effects // International Journal of Mechanical Sciences. 2020. Vol. 181. P. 105685

49. He J.C., Zhu S.P., Taddesse A.T., Niu X. Evaluation of critical distance, highly stressed volume, and weakest-link methods in notch fatigue analysis // International Journal of Fatigue. 2022. Vol. 162. P. 106950.

50. Рыжков П.В., Горбовец М.А., Ходинев И.А. Энергетический критерий усталостного разрушения жаропрочного никелевого сплава // Труды ВИАМ. 2023. № 11 (129). Ст. 11. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 17.03.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-11-111-122.

51. Neuber H. Theory of stress concentration for shear-strained prismatical bodies with arbitrary nonlinear stress-strain law // Journal of Applied Mechanics. 1961. Vol. 28. P. 544–550.

52. Mowbray D.F., Mccooiee J.E. Application of finite element stress analysis and stress-strain properties in determining notch fatigue specimen deformation and life // ASTM STP 519. American Society for Testing and Materials, Philadelphia. 1973. P. 151-169.

53. Wu Y.S. The improved Neuber’s rule and low cycle fatigue life estimation // Low Cycle Fatigue. ASTM STP 942. American Society for Testing and Materials. 1988. Philadelphia, P. l007-1021.

54. Neuber H. Theory of notch stresses. Springer Publishers. Berlin. 1958. P.181.

55. Alshoaibi M. Fatigue Crack Growth Analysis under Constant Amplitude Loading Using Finite Element Method // Materials. 2022. Vol. 15(8). P. 2937.

56. Visvanatha S.K., Straznicky P.V., Hewitt R.L. Influence of strain estimation methods on life predictions using the local strain approach // International Journal of Fatigue. 2000. Vol.22. P. 675–681.

57. Wan H.Y., Luo Y.W., Zhang B., Song Z.M., Wang L.Y., Zhou Z.J., Li C.P., Chen G.F., Zhang G.P. Effects of surface roughness and build thickness on fatigue properties of selective laser melted Inconel 718 at 650 °C // International Journal of Fatigue. 2020. Vol. 137. P.105654.

58. Zerbst U., Madia M., Klinger C., Bettge D., Murakami Y. Defects as the root cause of fatigue failure of metallic components. Part I: Basic aspects // Engineering Failure Analysis. 2019. Vol. 97 P.777–792.

59. Madia M., Zerbst U., Beier H.Th., Schork B. The IBESS model – elements, realisation and validation // Engineering Fracture Mechanics. 2018. Vol. 198. P. 171–208.

60. Ngoula D., Madia M., Beier H.Th., Vormwald M., Zerbst U. Cyclic J-integral: Numerical and analytical investigations for surface cracks in weldments // Engineering Fracture Mechanics. 2018. Vol.198. P. 24–44.

61. Yamashita Y., Murakami T., Mihara R., Okada M., Murakami Y. Defect analysis and fatigue design basis for Ni-based superalloy 718 manufactured by selective laser melting // International Journal of Fatigue. 2018. Vol. 117. P. 485–495.

62. Vayssette B., Saintier N., Brugger C., El May M., Pessard E. Numerical modelling of surface roughness effect on the fatigue behavior of Ti-6Al-4V obtained by additive manufacturing // International Journal of Fatigue. 2019. Vol. 123. P. 180-195

63. Crossland B. Effect of large hydrostatic pressures on the torsional fatigue strength of an alloy steel // Proceedings of the international conference on Fatigue of Metals. 1956. London. P. 12.

64. Li P., Li W., Li B., Yang S., Shen Y., Wang Q., Zhou K. A review on phase field models for fracture and fatigue // Engineering Fracture Mechanics. 2023. Vol. 289. P. 109419

65. Li C., Fang J., Wan Y., Qiu N., Steven G., Li Q. Phase field fracture model for additively manufactured metallic materials // International Journal of Mechanical Sciences. 2023. Vol. 251, P. 108324.

66. Ruan H., Rezaei S., Yang Y., Gross D., Xu B.-X. A thermo-mechanical phase-field fracture model: Application to hot cracking simulations in additive manufacturing, // Journal of the Mechanics and Physics of Solids. 2023. Vol. 172. P. 105169

67. Горбовец М. А., Ходинев И. А., Рыжков П. В. Малоцикловая усталость при высоких температурах жаропрочного никелевого сплава, полученного селективным лазерным сплавлением // Авиационные материалы и технологии. 2019. № 4(57). С. 65-73. DOI 10.18577/2071-9140-2019-0-4-65-73.

68. ТУ 1-595-16-1512–2015. Металлический порошок из жаропрочного никелевого сплава марки ХН58МБЮ (ВЖ159). — М.: ФГУП «ВИАМ», 2015.

69. ГОСТ 5632–2014. Легированные нержавеющие стали и сплавы коррозионно-стойкие, жаростойкие и жаропрочные. Марки. — Введ. 01.01.2015. — М.: Стандартинформ, 2015.

70. Мазалов И.С., Евгенов А.Г., Прагер С.М. Перспективы применения жаропрочного структурно-стабильного сплава ВЖ159 для аддитивного производства высокотемпературных деталей ГТД // Авиационные материалы и технологии. — 2016. — № S1 (43). — С. 3–7. — DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-S1-3-7.

71. ГОСТ 1497-2023 МЕТАЛЛЫ. Методы испытаний на растяжение.

72. ГОСТ 10145-81 Металлы. Метод испытания на длительную прочность.

73. ASTM E606-04. «Standard Practice for Strain-Controlled Fatigue Testing» ASTM International, 100 Barr Harbor Drive, PO Box C700, West Conshohocken, PA 19428-2959, United States.

74. ASTM E2207-15. « Standard Practice for Strain-Controlled Axial-Torsional Fatigue Testing with Thin-Walled Tubular Specimens» ASTM International,

100 Barr Harbor Drive, PO Box C700, West Conshohocken, PA 19428-2959, United States.

75. ASTM E647-15e1. «Standard Test Method for measurement of Fatigue Crack Growth Rates». ASTM International West Conshohocken. PA. USA, 2015.

76. Kablov E.N., Evgenov A.G., Bakradze M.M. Next-Generation Materials and Digital Additive Technologies for the Production of Resource Parts in FGUP VIAM: I. Synthesis Materials and Technologies // Russian Metallurgy (Metally). 2022. Vol. 2022. P. 611–618.

77. Kablov E.N., Evgenov A.G., Petrushin N.V. Next-Generation Materials and Digital Additive Technologies for the Production of Resource Parts in FGUP VIAM: IV. Development of Superalloys // Russian Metallurgy (Metally). 2023. Vol. 2023. P. 1879–1887.

78. Kablov E.N., Evgenov A.G., Petrushin N.V. Next-Generation Materials and Digital Additive Technologies for the Production of Resource Parts in FGUP VIAM: III. Adaptation and Creation of Materials // Russian Metallurgy (Metally). 2023. Vol. 2023. P. 743–751.

79. Kablov E.N., Evgenov A.G., Petrushin N.V. On the Mechanism of Formation of the Fine Structure of a Track in Selective Laser Melting // Metal Science and Heat Treatment. 2023. Vol. 65. P. 104–115.

80. Евгенов А. Г., Шуртаков С. В., Прагер С. М., Зайцев Д. В. Адаптация высокохромистого жаропрочного жаростойкого сплава ВЖ159 для технологии селективного лазерного сплавления // Металловедение и термическая обработка металлов. 2024. № 3(825). С. 43-50.

81. Gorbovets M. A., Hodinev I. A., Ryzhkov P. V. Application of Statistical Criteria for Checking the Homogeneity of Dispersions of Results of Fatigue Tests of Heat-Resistant Alloys Produced by Selective Laser Melting // Polymer Science, Series D. 2023. Vol. 16, No. 2. P. 427-434.

82. Ryzhkov P. V., Suhov D. I., Hodinev I. A., Monin S. A. High Temperature Low Cycle Fatigue of Co–Cr–Ni–W–Ta Heat Resistant Alloy Produced by Additive

Technological Processes // Inorganic Materials: Applied Research. 2022. Vol. 13, No. 6. P. 1719-1726.

83. Ryzhkov P. V., Khodinev I. A., Monin S. A. Studies on Fatigue Crack Growth Rate in Heat-Resistant Nickel Alloys // Inorganic Materials: Applied Research. 2021. Vol. 12, No. 6. P. 1499-1510.

84. Ryzhkov P. V., Koshelev A. V., Karashaev M. M. Microstructural Effects of Heat-Resistant Nickel Alloys on the Rate of Fatigue Crack Growth // Steel in Translation. 2025. Vol. 55. P. 36–44. DOI: 10.3103/S0967091225700238.

85. Barnsley M.F., Devaney R.L., Mandelbrot B.B., Peitgen H.O., Saupe D., Voss R.F. The Science of Fractal Images. 1988. New York. Springer. P.313

86. Рыжков П. В., Горбовец М. А. Численная модель прогнозирования усталостной долговечности в условиях исходной шероховатости поверхности никелевого сплава, полученного с помощью аддитивных технологических процессов // Труды ВИАМ. – 2026. – № 3(157). – С. 183–202.

87. Рыжков П. В., Горбовец М. А., Ходинев И. А. Определение параметров модели пластичности при циклическом нагружении жаропрочного никелевого сплава при повышенной температуре // Авиационные материалы и технологии. 2025. – № 1(78). С. 72-87. DOI 10.18577/2713-0193-2025-0-1-72-87.

88. Levenberg K. A method for the solution of certain nonlinear problems in least squares // Quarterly of Applied Mathematics. 1944. Vol. 2. P. 164–168.

89. Marquardt D. W. An algorithm for least-squares estimation of nonlinear parameters // Journal of the Society for Industrial and Applied Mathematics. 1963. Vol. 11. P. 431–441.

90. Smith K.N., Watson P., Topper T.H. A stress–strain functions for the fatigue of metals // Journal of Materials. 1970. Vol. 5. №4. P. 767–778.

91. Электронная справка по моделированию структурной механики Comsol Multiphysics URL: https://www.comsol.com (дата обращения 01.12.2024).

92. Рыжков П. В., Горбовец М. А. Применение энергетического критерия для оценки усталостной долговечности никелевого сплава, полученного

селективным лазерным сплавлением // Труды ВИАМ. – 2025. – № 12(154). – С. 149–169.

93. Туманов Н. В., Лаврентьева М. А., Черкасова С. А, Воробьева Н. А., Волков М. Е., Митина Ю. Л., Калашникова А. И. Измерение и расчет устойчивого роста усталостных трещин // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2024. №90(12). С. 45-64.

94. Ince A, Glinka G. A modification of Morrow and Smith–Watson–Topper mean stress correction models // Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures. 2011.Vol. 34. P. 854–867

95. Macek W., Marciniak Z., Lesiuk G., Podulka P., Jiang C.-P. The Smith-Watson-Topper parameter and fracture surface topography relationship for additively manufactured 18Ni300 steel subjected to uniaxial variable-amplitude loading // Theoretical and Applied Fracture Mechanics. 2024. Vol. 133. P. 104607.

96. Rogers J., Elambasseril J., Wallbrink C., Krieg B., Qian M., Brandt M., Leary M. The impact of surface orientation on surface roughness and fatigue life of laser-based powder bed fusion Ti-6Al-4V // Additive Manufacturing. 2024. Vol. 85. P. 104149.

97. Stopka K.S., Yaghoobi M., Allison J.E., David L. McDowell D.L. Microstructure-Sensitive modeling of surface roughness and notch effects on extreme value fatigue response // International Journal of Fatigue. 2023. Vol. 166. P.107295.

98. Rigon D., Coppola F., Meneghetti G. Fracture mechanics-based analysis of the fatigue limit of Ti6Al4V alloy specimens manufactured by SLM in as-built surface conditions by means of areal measurements // Engineering Fracture Mechanics. 2024. Vol. 295. P. 109720.

99. Beretta S. More than 25 years of extreme value statistics for defects: Fundamentals, historical developments, recent applications // International Journal of Fatigue. 2021. Vol. 151. P. 106407.