

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки «Федеральный
исследовательский центр «Казанский научный центр Российской академии наук»
Институт энергетики и перспективных технологий

На правах рукописи



СУЛАМАНИДЗЕ АЛЕКСАНДР ГЕЛАЕВИЧ

**АНАЛИЗ И ЗАКОНОМЕРНОСТИ РАЗВИТИЯ ТРЕЩИН УСТАЛОСТИ
ПРИ ИЗОТЕРМИЧЕСКОМ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ
В ЖАРОПРОЧНОМ СПЛАВЕ**

Специальность 1.1.8. – Механика деформируемого твердого тела

ДИССЕРТАЦИЯ

на соискание ученой степени
кандидата физико-математических наук

Научный руководитель:
доктор технических наук, профессор
Шлянников Валерий Николаевич

КАЗАНЬ – 2024

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ.....	5
ГЛАВА 1. ПРОБЛЕМЫ И ПЕРСПЕКТИВЫ МЕХАНИКИ ТРЕЩИН ПРИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ.....	11
1.1. Методы исследований характеристик сопротивления деформированию и разрушению материалов при циклическом нагружении в условиях повышенных температур.....	12
1.2. Интерпретация экспериментальных результатов в терминах энергетических, силовых и деформационных параметров сопротивления разрушению.....	22
1.3. Модели прогнозирования скорости роста трещин и остаточной долговечности при термомеханическом нагружении.....	38
1.4. Особенности численных расчетов полей параметров НДС в зонах концентрации напряжений.....	50
ПОСТАНОВКА ЗАДАЧИ ИССЛЕДОВАНИЯ.....	52
ГЛАВА 2. МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ СКОРОСТИ РОСТА ТРЕЩИН ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ В УСЛОВИЯХ СЛОЖНЫХ ТЕПЛООБМЕННЫХ ПРОЦЕССОВ.....	54
2.1. Исследуемый материал, геометрия образцов и программы испытаний.....	54
2.2. Основные характеристики сплава ХН73МБТЮ при монотонном нагружении в диапазоне температур 23°С-700°С.....	61
2.3. Испытательное оборудование и средства измерений для проведения экспериментов при усталости, взаимодействии усталости и ползучести и термомеханическом нагружении.....	65
2.4. Прямые и косвенные методы измерения размеров трещины в процессе испытаний.....	68
2.5. Тарировки температуры в испытательном образце при индукционном нагрев.....	69

2.6. Алгоритм интерпретации характеристик роста трещин при термомеханическом нагружении с учетом формы цикла деформирования.....	71
ГЛАВА 3. ЧИСЛЕННЫЙ АНАЛИЗ НДС В ЗОНЕ КОНЦЕНТРАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ ИСПЫТАТЕЛЬНЫХ ОБРАЗЦОВ ПРИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ.....	74
3.1. Разработка и реализация алгоритма сопряженных мульти-физических численных расчетов в последовательности электромагнитного, теплообменного анализа и определения деформированного состояния твердого тела.....	76
3.2. Верификация и валидация расчетов в сопряженной мульти-физической постановке по анализу чувствительности на примере термомеханического нагружения при сложных теплообменных процессах с привлечением тепловизионной техники.....	96
3.3. Поцикловой расчет полей температуры и упруго-пластических напряжений в образце с исходным надрезом с учетом сдвига фаз компонент нагружения.....	117
3.4. Анализ полей напряжений в вершине трещины по стадиям циклического деформирования при изотермическом и термомеханическом нагружении.....	129
ГЛАВА 4. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ И ИНТЕРПРЕТАЦИЯ СКОРОСТИ РОСТА ТРЕЩИН ПРИ ИЗОТЕРМИЧЕСКОМ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ В ЖАРОПРОЧНОМ СПЛАВЕ ХН73МБТЮ.....	147
4.1. Диаграммы усталостного разрушения для усталости, взаимодействия усталости и ползучести, термомеханической усталости и закономерности изменения характеристик циклической трещиностойкости сплава ХН73МБТЮ в терминах упругого КИН.....	147
4.2. Формулировка и расчет параметра разрушающего воздействия при изотермическом и термомеханическом циклическом деформировании.....	154
4.3. Интерпретация скорости роста трещин при изотермической и термомеханической усталости по параметру разрушающего воздействия.....	167
4.4. Прогнозирование остаточной долговечности на стадии развития дефектов на основе параметра разрушающего воздействия.....	169

4.5. Распространение трещины в диске турбины авиационного двигателя на основе имитационного моделирования.....	173
ВЫВОДЫ.....	192
ЗАКЛЮЧЕНИЕ.....	193
СПИСОК СОКРАЩЕНИЙ И УСЛОВНЫХ ОБОЗНАЧЕНИЙ.....	195
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ.....	201

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность и степень разработанности темы исследования

Стремление улучшить эффективность и экологические характеристики тепловых машин приводит к ужесточению эксплуатационных условий, совместно с внедрением более сложных технологий. Повышение требований к характеристикам материалов, воспринимающих циклическое высокотемпературное нагружение при переходных полях температуры, предопределяет исследование характеристик сплавов в условиях приближенных к эксплуатационным.

Традиционно для корректного учета характеристик сопротивления материала деформированию и разрушению в условиях высокотемпературного нагружения проводятся стандартные испытания при монотонном растяжении или сжатии, малоциклового (МЦУ) и многоциклового усталости (МнЦУ), а также испытания по определению скорости роста трещины усталости (СРТУ) в изотермических условиях. Современная практика изотермических испытаний по определению характеристик циклической трещиностойкости конструкционных материалов основана на стандартах [ASTM E647-00, ASTM E740-03, ASTM E1457-07, ASTM E2760-10, РД 50-345-82]. Однако, эти стандарты не регламентируют методику исследования развития трещин в условиях переходных температурных полей. Известные методы интерпретации скорости роста усталостной трещины и прогнозирования остаточной долговечности материалов и элементов конструкций в практических приложениях ограничены узким кругом условий и требуют проведения серии длительных и затратных испытаний.

Несмотря на уже накопленный опыт изучения развития трещин в термомеханических условиях, актуальной является задача комплексного расчетно-экспериментального исследования, включающего разработку методики испытаний, численный анализ напряженно-деформированного состояния (НДС) и интерпретацию результатов по скорости роста трещин с учетом эффектов

переменного температурного и напряженного состояния конструкционного материала.

Цель и задачи работы

Целью диссертационной работы является разработка расчетно-экспериментального метода исследования развития трещин для условий изотермического и нестационарного температурного состояния материала при циклическом механическом нагружении и обоснование прогнозирования и интерпретации результатов в терминах нового параметра разрушающего воздействия.

Для достижения поставленной цели необходимо решить следующие **задачи**:

1. Разработать расчетно-экспериментальную методику исследования роста трещин в условиях термомеханической усталости (ТМУ) при синфазной и противофазной форме цикла деформирования.

2. Выполнить расчетно-экспериментальные исследования влияния вида нагружения и температуры на характеристики циклической трещиностойкости жаропрочного никелевого сплава ХН73МБТЮ.

3. Разработать метод и реализовать алгоритм численного сопряженного мультифизического анализа циклического механического нагружения при нестационарном температурном состоянии материала в условиях индукционного нагрева и конвективного воздушного охлаждения.

4. Выполнить параметрические исследования и сформировать структуру полей напряженно-деформированного состояния в вершине трещины для условий ТМУ с учетом сдвига фаз.

5. Ввести и обосновать параметр разрушающего воздействия для интерпретации и прогнозирования эффектов совместного влияния нестационарного теплового состояния и нелинейного циклического деформирования материала на скорость роста трещины.

6. Представить оценку развития трещин в диске турбины авиационного двигателя на основе имитационного моделирования.

Научная новизна работы

Научная новизна работы состоит в:

- разработке расчетно-экспериментального метода исследования развития трещин при термомеханической усталости с учетом сдвига фаз нагрузки и температуры;
- анализе эффектов циклического механического нагружения при нестационарном распределении температур на напряженно-деформированное состояние в вершине трещины на основе реализованного численного алгоритма сопряженного мультифизического расчета;
- формулировке и обосновании параметра разрушающего воздействия для интерпретации скорости роста трещины и остаточной долговечности в условиях стационарного и нестационарного теплового состояния материала при циклическом нагружении;
- установлении закономерностей влияния термомеханического деформирования на характеристики циклической трещиностойкости жаропрочного никелевого сплава ХН73МБТЮ.

Теоретическая и практическая значимость работы

Теоретическая значимость работы состоит в формулировке и обосновании нового параметра разрушающего воздействия для условий нестационарного температурного состояния материала при циклическом нагружении. Значимость экспериментального плана в работе составляют установленные закономерности влияния термомеханического нагружения на характеристики циклической трещиностойкости жаропрочного сплава на никелевой основе ХН73МБТЮ при вариации сдвига фаз температуры и нагрузки в цикле, профилей температуры и деформаций. Значимость методического плана состоит в разработке и реализации алгоритма численно-экспериментального исследования развития трещин в условиях циклического нагружения при нестационарном температурном состоянии образцов. Найденные в результате численных расчетов и экспериментальных исследований распределения параметров НДС, параметра разрушающего воздействия трещины для различных условий термомеханического

деформирования имеют обобщенный характер, пригодный для широкого использования. Практическая значимость настоящей работы состоит в обосновании подхода для количественной оценки эффектов термомеханического нагружения на характеристики остаточной долговечности элементов турбомашин.

Методология и методы диссертационного исследования

Экспериментальные исследования выполнены на специализированных испытательных установках с применением высокоточных средств инвазивного и дистанционного измерения. Численные исследования выполнялись на основе теории упругости, теплообмена, деформационной теории пластичности, классической электродинамики, механики жидкости и газа, метода конечных элементов, методов математического и компьютерного моделирования.

Основные положения, выносимые защиту:

- Моделирование условий экспериментального исследования развития трещин при термомеханическом деформировании состоит в разработке метода и реализации алгоритма численного сопряженного мультифизического анализа циклического механического нагружения при нестационарном температурном состоянии материала в условиях индукционного нагрева и конвективного воздушного охлаждения. Последовательность взаимосвязанных численных расчетов включает модули электромагнетизма, вычислительной гидродинамики и нелинейной механики деформирования;
- Верификация и валидация расчетов в сопряженной мультифизической постановке включает анализ чувствительности в сложных теплообменных процессах термомеханического нагружения с привлечением тепловизионной техники и проводится для обеспечения установившегося решения, корректности численных моделей с учетом топологии сетки, шагов интегрирования по времени и граничных условий;
- Результаты численного анализа напряженно-деформированного состояния с учетом температурной зависимости основных свойств материала устанавливают соответствие упруго-пластических полей по фронту трещины стадиям циклического

деформирования и выявляют различия для синфазного и противофазного профилей вариации нагрузки и температуры;

– Прогнозирование остаточной долговечности в условиях стационарного и нестационарного температурного состояния материала при циклическом нагружении включает формулировку и экспериментальное обоснование приложений нового нелинейного параметра разрушающего воздействия. Данный параметр основан на текущих и предельных значениях плотности энергии деформации и в порядке интерпретации скорости роста трещины имеет смысл обобщенной характеристики циклической трещиностойкости для условий гармонической усталости и термомеханического синфазного и противофазного нагружения.

Степень достоверности результатов

Достоверность полученных результатов подтверждается валидацией и верификацией численных моделей на основе предложенного алгоритма анализа чувствительности вариации выборки данных. Установлено и подтверждено взаимное соответствие результатов численных расчетов, модельных представлений и данных экспериментальных исследований. Результаты экспериментальных исследований согласуются с известными литературными данным.

Апробация результатов

Результаты работы представлялись на итоговых научных конференциях КазНЦ РАН (Казань, 2020-2023гг.); на XIII всероссийском съезде по теоретической и прикладной механике (Санкт-Петербург 21 – 25 августа 2023г.), the 23st European Conference of Fracture (ECF23) (Madeira, Portugal June 27 – July 1, 2022), the 6th International Conference on Structural Integrity and Durability (ICSID 2022) (Dubrovnik, Croatia September 20 – 23, 2022), the 6th IJFatigue and FFEMS Joint Workshop “Characterisation of Crack/Notch Tip Fields” (CCTF) (Dubrovnik, Croatia April 11 – 13, 2022), 21st International Conference on Fracture and Damage Mechanics 12-14 September 2023, London, UK, International Conference FATIGUE 2024 (Jesus College, Cambridge, UK, 19-21 June 2024)

Личное участие соискателя в получении результатов

Личное участие соискателя в получении результатов, изложенных в диссертации, состояло в анализе методических вопросов проведения численных и экспериментальных исследований, выполнении комплекса численных расчетов электромагнетизма, вычислительной гидродинамики и механики твердого тела в изотермической и неизотермической упругой и упруго-пластической постановке, обработке результатов расчетов, проведении всего комплекса экспериментальных исследований, обобщении результатов испытаний, формулировке и обосновании параметра разрушающего воздействия, а также в оценке остаточной долговечности на основе предложенного параметра разрушающего воздействия для изотермических и термомеханических условий проведенных испытаний образцов из никелевого сплава ХН73МБТЮ.

ГЛАВА 1. ПРОБЛЕМЫ И ПЕРСПЕКТИВЫ МЕХАНИКИ ТРЕЩИН ПРИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Термомеханическому воздействию подвергаются наиболее ответственные элементы турбомашин и энергетических установок. Явление термомеханической усталости (ТМУ) можно встретить в эксплуатируемых при повышенных температурах элементах, в режиме запуска и останова.

В процессе нагрева и охлаждения материалов в неоднородных переходных полях температуры возникают термические напряжения, величина которых зависит от градиента температуры. Примерами возникновения ТМУ служат жаровая труба, лопатки и диски турбин, последних ступеней компрессора высокого давления, а также компоненты микроэлектроники и узлы трения. Особенного внимания требуют охлаждаемые лопатки турбин с пленочным и внутренним конвективным охлаждением. Некорректный учет или упрощенное рассмотрение на этапе проектирования температурных полей в элементах турбомашин может привести к усталостному разрушению элемента или аварии в эксплуатации.

В общем случае отличительной чертой термомеханической усталости от изотермической усталости является нестационарное и неоднородное поле температуры в цикле нагружения. Возникновение термических напряжений в комбинации с механическим номинальным нагружением может существенно исказить напряженно-деформированное состояние (НДС) в сравнении с изотермическим условием механического нагружения. Таким образом при ТМУ можно выделить следующие характерные эффекты:

- однородное или неоднородное изменение свойств материала при деформировании, нагреве или охлаждении;
- однородное или неоднородное нестационарное тепловое расширение в объеме образца;
- нестабильность структуры материала и накопление повреждений.

В качестве основных проблем исследований в условиях термомеханической усталости можно назвать ограниченность функционала средств численного моделирования и экспериментального оборудования. Разработка исследований в условиях ТМУ требует квалификации в различных областях науки и техники.

В настоящей главе представлен обзор экспериментальных и расчетных подходов к исследованию высокотемпературной и термомеханической усталости материалов, а также методы качественной и количественной интерпретации результатов исследования.

1.1 Методы исследований характеристик сопротивления деформированию и разрушению материалов при циклическом нагружении в условиях повышенных температур

Методы испытаний металлов и сплавов на усталость обеспечивают получение корректных и повторяемых первичных экспериментальных данных, последующая интерпретация которых позволяет оценивать характеристики сопротивления разрушению и влияние на них различных факторов.

Общей для различных вариантов геометрии образцов особенностью усталостных испытаний является циклически заданное нагружение. Испытания проводят при растяжении, растяжении-сжатии, изгибе и кручении. Заданными параметрами цикла в высокотемпературных изотермических испытаниях обычно являются номинальные значения максимальных напряжений цикла σ_{max} (рис. 1.1.1) [10] или деформаций ε_{max} , диапазон напряжений $\Delta\sigma$ или деформаций $\Delta\varepsilon$, среднее значений напряжений или деформаций σ_m (ε_m), а также скорость нагружения, период цикла ϕ^* или частота цикла $f^* = 1/\phi^*$. Также характеристикой цикла является коэффициент асимметрии напряжений $R_\sigma = \sigma_{min}/\sigma_{max}$ и деформаций $R_\varepsilon = \varepsilon_{min}/\varepsilon_{max}$. При проведении стандартных испытаний различают симметричный (рис. 1.1.1, кривая 1) и асимметричный (рис. 1.1.1, кривая 2) циклы нагружения. Для симметричного цикла значения максимального и минимального напряжений равны по величине и противоположны по знаку. Асимметричный цикл отличается от симметричного

тем, что заданная кривая напряжений отклоняется на некоторую величину постоянного значения напряжения или деформации σ_m (ε_m). Номинальные напряжения в цикле задаются по синусоидальному (рис. 1.1.1, кривая 1), треугольному (рис. 1.1.1, кривая 3) или другому периодическому закону с постоянными параметрами.

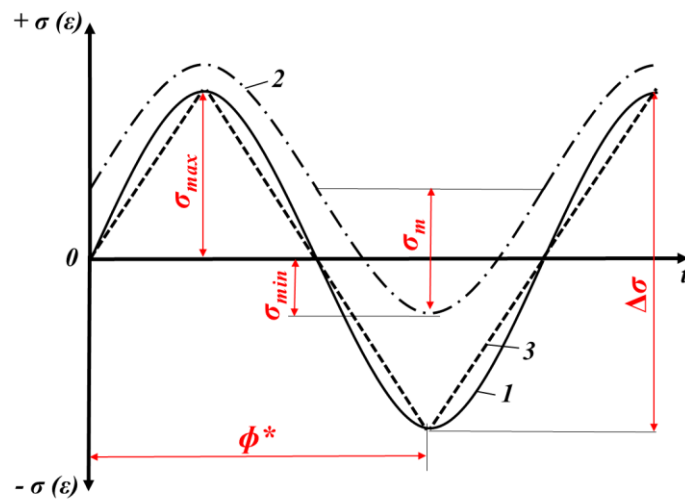


Рисунок 1.1.1 — Разновидности циклов нагружения

Специальные испытания проводят также в режиме программно-блочного циклического нагружения (рис. 1.1.2(а)) и в режиме полетного цикла или в его упрощенном виде (рис. 1.1.2(б)).

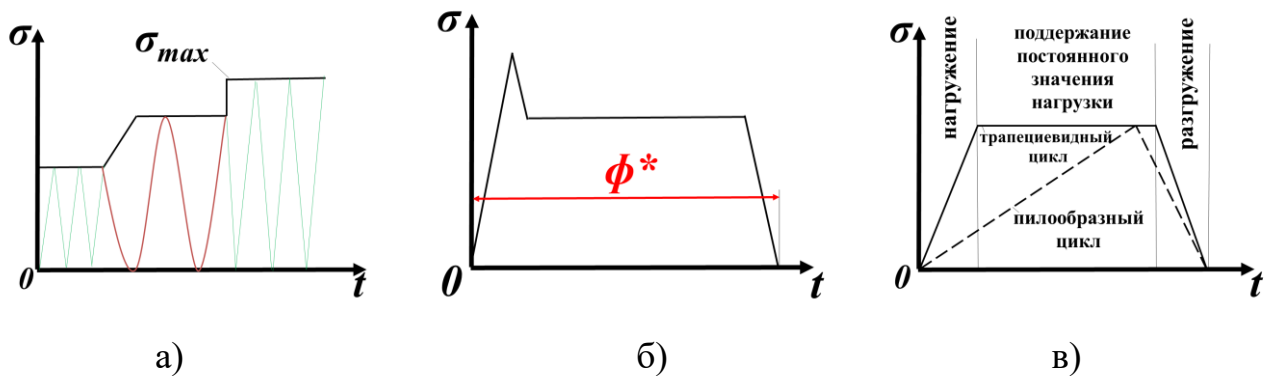


Рисунок 1.1.2 — (а) программно-блочный цикл нагружения и (б) упрощенный полетный цикл нагружения (в) трапециевидный и пилообразный цикл нагружения

Практика экспериментального исследования взаимодействия усталости и ползучести предусматривает использование треугольной, пилообразной и трапециевидной формы цикла нагружения (рис. 1.1.2б) [73]. Трапециевидная форма цикла отличается от треугольной тем, что максимальное значение номинальной нагрузки поддерживается на постоянном уровне в течении заданного времени. Значение номинальной нагрузки может корректироваться по мере роста трещины для проведения испытаний в условиях поддержания постоянного значения параметра сопротивления разрушению.

Испытания для определения циклических характеристик трещиностойкости проводят в режиме трещины нормального отрыва, когда нагрузка прикладывается перпендикулярно плоскости трещины (Тип I) (рис. 1.1.3). Рост трещин реализуется также по типу II – поперечного сдвига и типу III – продольного сдвига. Отдельный класс исследований посвящен росту трещин в диапазоне значений коэффициента двухосности нагружения [50]. Для определения характеристик циклической трещиностойкости проводят не менее трех испытаний в диапазоне скорости роста трещины от 10^{-7} до 10^{-2} мм/цикл.

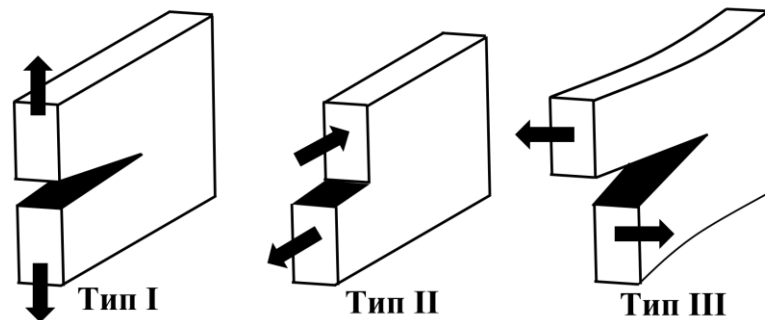


Рисунок 1.1.3 — Разновидности типов разрушения в результате роста трещины

В указанных выше условиях проводят испытания на усталость МЦУ [11,68], МнЦУ, СВМУ и СРТУ [31,71,66,73].

При циклическом нагружении циклически разупрочняющихся (рис. 1.1.4) и циклически стабильных материалов реализуется разрушение, связанное с накоплением усталостных повреждений, сопровождаемое образованием и

распространением трещин, а также квазистатическое разрушение, обусловленное накоплением пластической деформации до критического уровня [34, 179]. При затухающем поведении накопления пластической деформации возможно осуществить только усталостное разрушение.

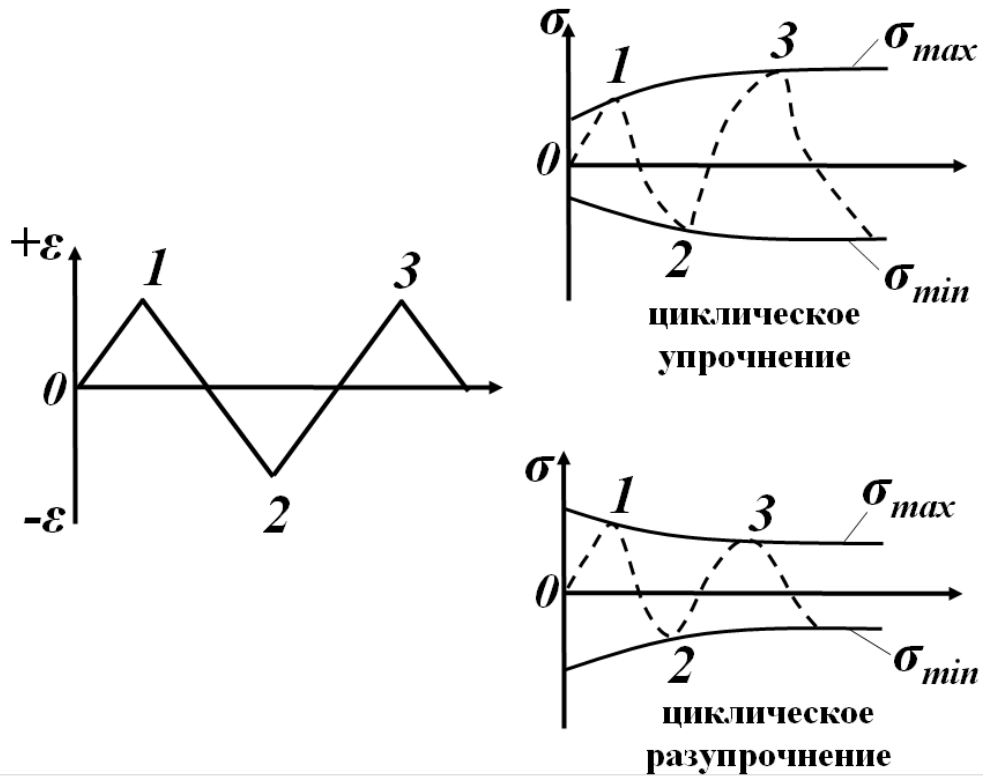


Рисунок 1.1.4 — Циклическое упрочнение и разупрочнение материалов

Наиболее часто корреляцию изменения характеристик сопротивления деформированию и разрушению с изменением температуры рассматривают путем циклического нагружения материала, находящегося в постоянном и равномерном поле температуры в атмосферной среде. Однако, некоторые эффекты вступают в сложное совместное взаимодействие, чем затрудняют идентификацию вклада конкретного явления в общую долговечность. Изучение поведения материала, как реакции на различные воздействия и условия затруднено из-за высокой стоимостью испытательного оборудования, обеспечивающего специфичные условия среды, а также требуемого количества и длительности проведения испытаний, которые необходимы для выявления и подтверждения

закономерностей изменения характеристик материалов. Тем не менее, разрабатываются новые испытательные установки и вспомогательное оборудование, позволяющие снизить стоимость испытаний, унифицировать и автоматизировать процесс определения характеристик материалов.

ТМУ

Сочетание циклов термического и силового воздействий вызывает ряд специфических особенностей в процессах циклического упругопластического деформирования и накопления повреждений, в связи с чем ТМУ является предметом самостоятельного изучения [7,20,67]. Текущая практика стандартизированных испытаний в условиях термомеханического нагружения до образования макротрещин включает стандарты [21,67]. Наиболее часто ТМУ испытания проводят в условиях синфазного (рис. 1.1.5(а)) и противофазного (рис. 1.1.5(б)) нагружения. Для синфазного цикла (СЦ) моменты достижения максимума нагрузки P, σ и температуры T в цикле совпадают, а для противофазного цикла (ПЦ) момент достижения максимума нагрузки совпадает с моментом достижения минимального значения температуры в цикле (сдвиг фаз нагрузки и температуры соответствует 180°). Проводят испытания с различными значениями сдвига фаз нагрузки и температуры в диапазоне (рис. 1.1.5(в)) $(-180^\circ \dots 0^\circ \dots 180^\circ)$.

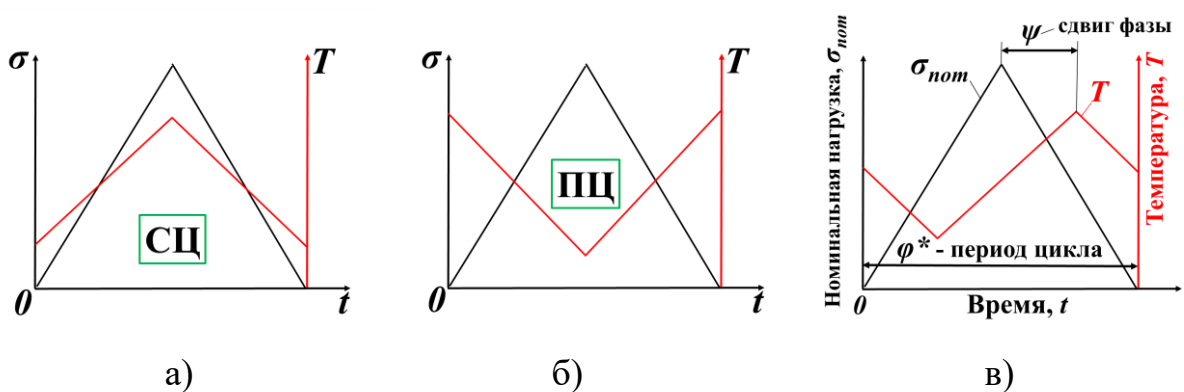


Рисунок 1.1.5 — Типы ТМУ режимов нагружения: (а) СЦ, (б) ПЦ, (в) общий случай сдвига фаз нагрузки и температуры

Стандарт [12] распространяется на ТМУ испытания в малоцикловой упругопластической области, с общей долговечностью до 10^5 циклов. В свою

очередь стандарт [67] распространяется только на испытания в мягком режиме, но допускает проведение испытаний при любых максимальных и минимальных значениях механического напряжения. Испытания проводят в жестком и мягком режимах. В жестком режиме в качестве условия разрушения принимают момент падения напряжений или нагрузки до уровня 50% от начальных значений или установившегося на первых циклах значения, или до появления макроскопической трещины [12]. На протяжении всего испытания осуществляется поцикловая запись петель гистерезиса, зависимости напряжений от деформаций с компенсацией температурного расширения.

Для построения кривой МЦУ усталости или долговечности в двойных логарифмических или в полулогарифмических координатах используется не менее 10-12 зачетных результатов на не менее чем на 4 уровнях нагрузки [11,12,68] и 15 результатов в области МнЦУ [11].

Нагружение

В качестве нагружающих устройств используют машины обеспечивающие воспроизводимость заданных параметров цикла. К нагружающим установкам предъявляются требования к обеспечению заданной жесткости механической цепи. Применяют испытательные установки, основанные на электромеханическом или электрогидравлическом приводе с обратной связью по положению. Ошибка выполнения заданных номинальных значений нагрузки не должна превышать:

$\pm 2\%$ — при $f^* \leq 0.5$ Гц;

$\pm 3\%$ — при $0.5 \leq f^* \leq 50$ Гц;

$\pm 5\%$ — при $f^* \geq 50$ Гц [11].

Корректности работы испытательной установки в циклических и статических условиях проверяются путем периодической поверки с использованием эталонного динамометра [69,70].

Обеспечение заданного температурного состояния

Изотермические высокотемпературные МЦУ испытания проводят различными методами, включая нагрев индукционным методом, нагрев в высокотемпературной закрытой печи, тепловое излучение, погружение в нагретую

среду. Требования к температурному состоянию образцов в изотермическом режиме включают требование обеспечения температуры образца на протяжении всего испытания в диапазоне $\pm 2^\circ\text{C}$, а также разброса температуры во всем объеме образца не более 2°C или 1% от заданной номинальной температуры [68]. Требуется исключать превышение допустимого диапазона температуры из-за диссипации тепла в результате деформации материала при высокой частоте нагружения.

Для нагрева образцов в ТМУ испытаниях используют нагревательные печи, тепловое излучение ламповыми нагревателями, стержневые нагреватели из тугоплавких и жаропрочных материалов, непосредственно пропускание тока через образец, индукционный нагрев вихревыми токами высокой частоты и др.

Охлаждение образца чаще всего осуществляется принудительной воздушной конвекцией. Рекомендуются также методы естественной конвекции, за счет теплопроводности от образца к системе теплосъема [12].

Исследования скорости роста трещины при ТМУ в последние годы [125,126,143,155,163,164,165,166,176,193,194,222] проводились в условиях вынужденного воздушного конвективного охлаждения и индукционного или инфракрасного радиационного нагрева. Индукционный нагрев и принудительное воздушное конвективное охлаждение по своей физической природе не обеспечивают поля температуры и теплового потока, которые можно было бы в упрощенной форме задать на модели в рамках анализа нелинейной механики твердого тела. Теплообмен интенсифицируется в области турбулизаторов воздушного потока, которыми могут выступать края образца или геометрические неровности. Также потери тепла от индукционного нагрева интенсифицируются в области расположения катушек индуктора. Быстрый нагрев или охлаждение тел обычно вызывает термические напряжения из-за неравномерности температуры и теплового расширения.

Согласно стандарту [12] погрешность измерений, регистрации и поддержания температур не должна превышать $\pm 1,0\%$ от заданного максимального значения температуры в течение всего процесса испытаний.

Согласно [67] требуется выдерживать значения температуры между циклами в пределах ± 2 °С. При проведении испытаний в условиях взаимодействия усталости и ползучести требуется обеспечивать отклонение реализуемой температуры от заданной в пределах ± 2 °С до 1000 °С и ± 3 °С более 1000 °С [73].

Неравномерность температурного поля в пределах базы экстензометра и отличие реализуемой максимальной температуры на базе экстензометра и в зоне разрушения ограничивается значением 1 % от заданной максимальной температуры в цикле [12]. Перепад температуры в направлении приложения нагрузки в рамках базы датчика деформаций не должен превышать 3 °/мм, а в перпендикулярной плоскости 1 °/мм [12]. Согласно [67] поперечный и осевой перепады температуры ограничены значением 1 % от максимальной температуры в цикле или 7°С и 6°С соответственно.

Стандарт [12] ограничивает верхний предел температуры материала в испытаниях ТМУ на уровне 1100 °С. В свою очередь стандарт [67] допускает проведение испытаний при любых максимальных и минимальных значениях температуры.

Измерение температуры

Температура рабочей зоны образца измеряется контактным или бесконтактным методом с помощью термопар или пирометрии с поправкой на изменения излучательной способности. Допускается приваривать термопары к образцу, при условии исключения преимущественного разрушения в месте приварки [12]. Выбирать термопары следует с учетом минимального радиуса горячего спая термопары, обеспечивающего достаточную прочность контакта для уменьшения инерции показаний, а также для уменьшения размеров дефекта на поверхности образца в результате точечной сварки.

В ТМУ испытаниях испытательная установка должна иметь возможность контролировать температуру и общую деформацию, с возможностью ее последующего разделения на механическую и тепловую составляющие.

Измерение деформаций

Измерение деформаций осуществляется контактными и бесконтактными экстензометрами. Для ТМУ испытаний гладких образцов до образования макротрещин при жестком цикле нагружения запись диаграмм деформирования производится с исключением свободной температурной деформации образца выделяя для записи и управления режимом нагружения механическую деформацию [12]. Для этого проводят предварительное термоциклирование образца с целью измерения теплового расширения за весь цикл на установившемся температурном режиме. Затем корректность измеренного теплового расширения проверяется путем задания цикла жесткого нагружения по измеренным данным теплового расширения и отслеживается возникающее усилие, которое должно быть минимальным. Измеренные перемещения или деформации в местах контакта датчика с образцом в условиях неоднородного переходного температурного поля могут существенно отличаться от перемещений в зоне разрушения из-за неоднородного теплового расширения. Рекомендуется автоматизировано записывать измеряемые данные не менее, чем в 200 точках за цикл [67].

Геометрия образцов

Испытания на усталость проводятся на гладких образцах при наличии и отсутствии концентрации напряжений. Обычно используют гладкие и полые цилиндрические или плоские образцы [11] с гладкой или резьбовой захватной частью.

Наиболее распространенными образцами для испытаний на СРТУ являются компактные образцы, пластины, образцы с односторонним надрезом и др [31]. Поверхностные [71], сквозные и внутренние надрезы и концентраторы напряжений выполняют в образцах на СРТУ в целях минимизации времени, необходимого для инициирования трещины, а также для получения заданной формы фронта трещины (прямой или криволинейный фронт). Радиус заострения надрезов рекомендуется выполнять меньше 0.25 мм [66].

Для проведения испытаний в условиях постоянного диапазона значений параметра сопротивления разрушению применяют образцы специальной формы.

На этапах разработки деталей и узлов машин обосновано проведение усталостных испытаний натуральных деталей и имитационных моделей [37,57,204].

В термомеханических условиях для испытаний до образования макротрещины используют сплошные или трубчатые цилиндрические образцы [12,67]. Испытания полномасштабных компонентов и конструкций не охватываются нормами стандартов на проведение ТМУ испытаний [12,67]. Стандарт [67] рекомендует использовать в ТМУ испытаниях геометрию образцов с равномерной рабочей зоной в осевом направлении.

Измерения длины трещины

В стандартных испытаниях рекомендуется использование методов измерения прироста длины трещины в 0.1 мм, или для образцов с шириной больше 100 мм прироста в 0.001 % от ширины. При этом прирост трещины должен многократно превышать погрешность измерения. Согласно стандартам [66,73] рекомендуемый минимальный прирост трещины составляет 0.25 мм, а замеры длины сквозной трещины ведут с двух сторон образца, если накопленный опыт экспериментальных данных не показывает постоянство симметричности формы трещины.

Предварительное выращивание трещины

В целях минимизации времени, необходимого для получения данных, обеспечивающих определение характеристик трещиностойкости, проведению испытаний СРТУ предшествует предварительная процедура циклического нагружения образцов до инициирования трещины или выращивания трещины заданной длины. Исходную трещину допускается инициировать при нагрузках, превышающих стартовые в испытании или нагружать образец в диапазоне отрицательного коэффициента асимметрии номинальной нагрузки R . В момент инициирования трещины и ее начального распространения нагрузку ступенчато или плавно понижают до значений, соответствующих упругому коэффициенту интенсивности напряжений (КИН) меньше начального заданного в эксперименте [66]. Рекомендуется обеспечивать близкие к экспериментальным условия

предварительного инициирования усталостной трещины, к которым относится температура и обработка материала [31].

Первичными экспериментальными данными для определения характеристик сопротивления циклическому разрушению являются количество циклов нагружения N , длина трещины a , измеренные поперечные или продольные деформации или раскрытие берегов трещины в течении испытания, а также прикладываемое усилие.

В результате последующей обработки данных определяют амплитуду напряжений, деформаций, ширину петли упругопластического гистерезиса, циклически и односторонне накопленные деформации ползучести, пластической и необратимой деформации. На основе анализа петель гистерезиса в отдельных циклах истории нагружения, делают выводы об изменении свойств материала при циклическом нагружении.

1.2 Интерпретация экспериментальных результатов в терминах энергетических, силовых и деформационных параметров сопротивления разрушению

Классифицируя критерии и уравнения усталости по характеру используемых в них параметров сопротивления разрушению и характеристик материала, принято разделять их на силовые, деформационные и энергетические. В зависимости от вклада в общую долговечность таких факторов как амплитуда нагружения, тип НДС в вершине трещины, уровень температуры и форма цикла нагружения в изотермических условиях результаты экспериментов интерпретируют различными параметрами сопротивления разрушению.

Подтвержденные изохроматическими наблюдениями результаты аналитических исследований распределения напряжений и их сингулярности в окрестности вершины трещины дали основу для предложенных позднее критериев и характеристик трещиностойкости. Так Вестергард [237] и Уильямс [239] используя комплексные переменные Мусхелишвили [26] и функцию напряжений

Эри [74] описали упругие поля напряжений и деформаций в окрестности вершины трещины для условий плоской деформации и плоского напряженного состояния, а также обосновали необходимость учета членов уравнения функции напряжений более высокого порядка. В работе [187] был введен параметр T-напряжение (действующее параллельно граням трещины напряжение), который имеет функцию качественного и количественного описания формы полей напряжений и деформаций в окрестности вершины трещины, описание трехостности НДС, прогнозирование траектории роста трещины и тенденции к изменению размера зоны пластических деформаций [157,178,202,203,220].

В 1921 году Гриффитс [113] описал теорию, основанную на зависимости затраченной на единичный прирост трещины работы к скорости высвобождения энергии и ее связь с условием распространения трещин.

Появившиеся полуинверсивные методы определения НДС в окрестности вершины трещины и теория Гриффитса, а также параллельно проведенная работа Снедона [219] позволили Ирвину [121] в 1957 году предложить силовой параметр сопротивления разрушению - упругий коэффициент интенсивности напряжений (КИН) K_I для оценки тенденции управляющей скоростью роста трещины силы. Нижние индексы I, II, III в обозначении упругого КИН указывают на соответствующий тип трещины: нормальный отрыв, поперечный сдвиг или продольный сдвиг (рис. 1.1.3). Упругий КИН K_I [121] является классическим, наиболее часто применяемым на практике параметром сопротивления разрушению.

Упругий КИН K_I требует выполнения необязательного, но обеспечивающего более точное решение, условия выхода распределения среднего напряжения в плоскости роста трещины на постоянный уровень на отдалении от вершины трещины, и условия отсутствия τ_{xy} касательных напряжений вдоль оси роста трещины x , на продолжении роста трещины. Ирвин предупреждает, при высокой скорости роста трещин, напряжения на большом отдалении от вершины трещины следует определять в результате динамического анализа. Кроме того, применение K_I ограничивается масштабами возникающей в вершине трещины пластической

деформации. Упругие поля напряжений у вершины трещины характеризуются упругим КИН и функцией формы и размеров образца, когда размер зоны пластической деформации на порядок и более меньше расстояния от вершины трещины до края образца и длины трещины. На скорость роста трещины могут влиять дополнительные факторы, такие как закрытие и притупление вершины трещины, которые не учитываются упругим КИН.

Упругие поля напряжений в вершине трещины можно представить с помощью упруго КИН K_I , как функцию координат r и θ в полярной системе центром в вершине трещины (рис. 1.2.1) и тарировочной функции $f_{ij}(\theta)$ согласно уравнениям (1.2.1) и (1.2.2) [47].

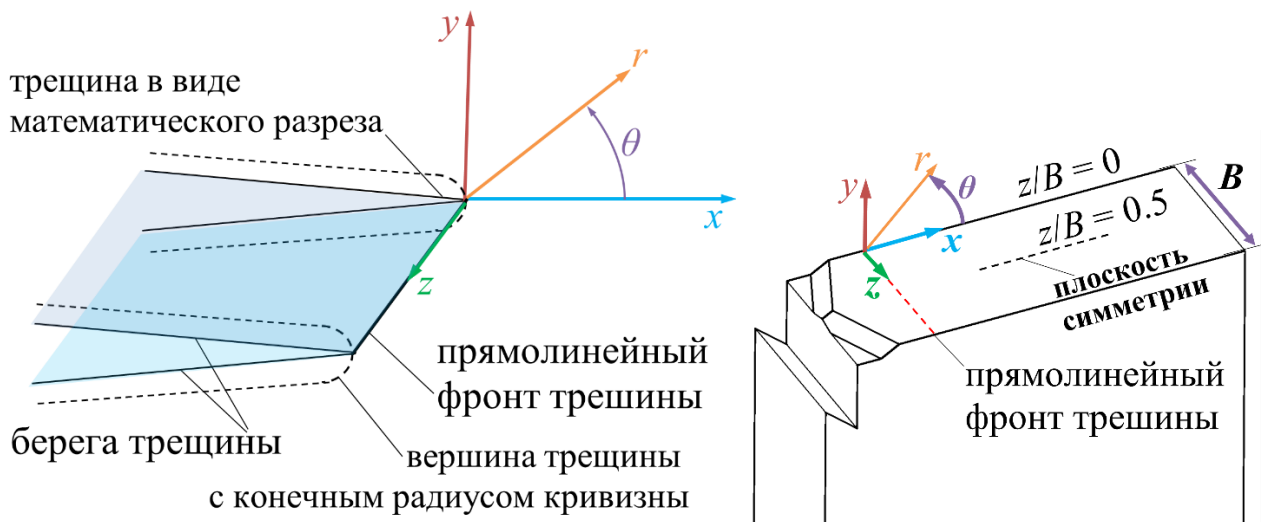


Рисунок 1.2.1 — Ориентация системы координат в вершине трещины

$$\sigma_{ij} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\theta) \quad (1.2.1)$$

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi a} \quad (1.2.2)$$

где σ – номинальное напряжение в направлении оси приложения нагрузки, a – длина трещины. В результате измерения деформаций непосредственно в окрестности вершины трещины возможно рассчитать поля НДС без использования в расчетах прикладываемой нагрузки.

Определенную в результате последующей обработки экспериментальных данных скорость роста трещины [66,31,67] ставят в соответствие K_I , или диапазону ΔK_I на диаграмме в двойных логарифмических шкалах осей (рис. 1.2.2). Подобная диаграмма усталостного разрушения характеризуется участками 1 – низких и 3 – высоких скоростей роста трещины и 2 – среднего участка, аппроксимируемого прямой [31].

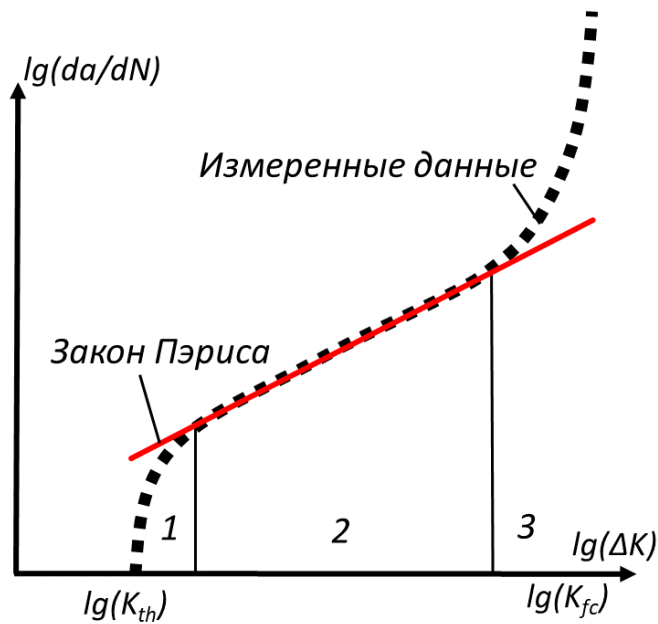


Рисунок 1.2.2 — Типичный вид кинетической диаграммы усталостного разрушения

На основе упругого КИН трещиностойкость материалов оценивают с использованием закона Пэриса [167,168]

$$\frac{da}{dN} = C_p (\Delta K_I)^m \quad (1.2.3)$$

$$\Delta K_I = K_{I\max} - K_{I\min} \quad (1.2.4)$$

$$\Delta K_I = (1 - R)K_{I\max} \quad \text{для } R \geq 0 \quad (1.2.5)$$

$$\Delta K_I = K_{I\max} \quad \text{для } R \leq 0 \quad (1.2.6)$$

где ΔK_I – диапазон упругого коэффициента интенсивности напряжений в вершине трещины, $K_{I\max}$ и $K_{I\min}$ – максимальное и минимальное значение упругого КИН в

вершине трещины за цикл нагружения, C_p и m – размерная и безразмерная характеристики уравнения Пэриса (характеристики сопротивления развитию трещины при циклическом нагружении), da – увеличение длины трещины за dN циклов нагружения. Таким образом, уравнение Пэриса описывает изменение скорости роста трещины только на линейном участке диаграммы усталостного разрушения. Уравнение Яремы-Микитишина (1.2.7) [55] описывает полную диаграмму усталостного разрушения в диапазоне изменения КИН от порогового значения (порог роста усталостной трещины ΔK_{th} при котором da/dN стремится к нулю) до циклической вязкости разрушения K_{fc} .

$$\frac{da}{dN} = v_0 \left(\frac{\Delta K_I - (1-R)K_{th}}{(1-R)K_{fc} - \Delta K_I} \right)^{q_y}, \quad (1.2.7)$$

$$R = \frac{K_{Imin}}{K_{Imax}}, \quad (1.2.8)$$

где v_0 , q_y – постоянные уравнения Яремы-Микитишина.

Закон Пэриса в классическом виде не учитывает эффекты влияния коэффициента асимметрии R на скорость роста трещины, а также плохо описывает скорость роста трещины в диапазоне значений K_I , близком к критическому значению вязкости разрушения K_{fc} . Форман [108,109] предложил модификацию уравнения Пэриса в форме уравнения (1.2.9), которое показало хорошее соответствие с экспериментальными данными в широком диапазоне значений R .

$$\frac{da}{dN} = \frac{C(\Delta K_I)^m}{(1-R)K_{IC} - \Delta K_I}, \quad (1.2.9)$$

где K_{IC} - вязкость разрушения (инициирующий разрушение критический КИН).

В общем случае смешанного режима разрушения, совместного отрыва, поперечного и продольного сдвига (рис. 1.1.3), вместо соответствующего типу I диапазона упругого КИН применяют эквивалентный коэффициент интенсивности напряжений K_{eq} [213,227]. Танака [227] предложил следующее уравнения для эквивалентного КИН K_{eq}

$$K_{eq} = \left(\Delta K_I^4 + 8\Delta K_{II}^4 + \frac{8\Delta K_{III}^4}{1-\nu} \right)^{0.25} \quad (1.2.10)$$

где ν – коэффициент Пуассона, а ΔK_I , ΔK_{II} и ΔK_{III} – диапазоны упругого КИН для I, II и III типов разрушения (рис. 1.1.3).

Хатчинсон [116,119,120] представил амплитуду K , которая описывает поля упруго-пластических напряжений (1.2.11) и деформаций (1.2.12) вокруг вершины трещины за пределами условия малого по сравнению с длиной трещины размера зоны пластической деформации, а также соотношение между ними (1.2.13). В формулировке предполагалось рассмотрение монотонного нагружения без разгрузки. Поле напряжений и деформаций было описано с использованием степенного закона упрочнения материала

$$\sigma_{ij} = K_\sigma \cdot r^{-1/(n+1)} \tilde{\sigma}_{ij}(\theta), \quad (1.2.11)$$

$$\varepsilon_{ij} = K_\varepsilon \cdot r^{-n/(n+1)} \tilde{\varepsilon}_{ij}(\theta), \quad (1.2.12)$$

$$K_\varepsilon = K_\sigma^n, \quad (1.2.13)$$

где K_σ и K_ε – пластические коэффициенты интенсивности напряжений и деформаций, n – показатель деформационного упрочнения, показатель степени и константа материала.

Амплитуда K для растяжения при условии плоского напряженного состояния и малого масштаба пластической деформации в вершине трещины представлена уравнением [119]

$$K = \left(\frac{\pi}{\alpha' \cdot I} \right)^{1/(n+1)} + (\sigma^\infty)^{2/(n+1)}, \quad (1.2.14)$$

где σ^∞ — величина растягивающего напряжения вдали от вершины трещины. Величина I определяется как [120]

$$I = \int_{-\pi}^{\pi} \left\{ \frac{n}{n+1} \tilde{\sigma}_e^{n+1} \cos \theta - \left[\sin \theta \left(\tilde{\sigma}_{rr} \left(\tilde{u}_\theta - \frac{d\tilde{u}_r}{d\theta} \right) - \tilde{\sigma}_{r\theta} \left(\tilde{u}_r + \frac{d\tilde{u}_\theta}{d\theta} \right) \right) + \right. \right. \\ \left. \left. (n(s-2)+1)(\tilde{\sigma}_{rr} \tilde{u}_r + \tilde{\sigma}_{r\theta} \tilde{u}_\theta) \cos \theta \right] \right\} d\theta. \quad (1.2.15)$$

Сравнение изохроматических картин изолиний напряжений вокруг вершины трещины с численно полученными изолиниями упруго-пластических напряжений

для различных значений показателя упрочнения n показало некоторое качественное согласие [119].

Шлянников [205] представил (1.2.16) формулировку пластического коэффициента интенсивности напряжений с использованием пластического M_P [51] параметра смешанности моды разрушения [198]. Так поле напряжений задано в виде

$$\bar{\sigma}_{ij} = \bar{K}_M^P \cdot r^{-1/(n+1)} \tilde{\sigma}_{ij}(\theta, M_P), \quad (1.2.16)$$

где $\bar{\sigma}_{ij}$ — компоненты тензора нормированных напряжений, K_M^P — пластический КИН для смешанного режима нагружения, который можно связать с J -интегралом и численно рассчитанным значением I_n как

$$\bar{K}_M^P = \left(\frac{\bar{J}}{\alpha \cdot I_n} \right)^{1/(n+1)}, \quad (1.2.17)$$

где для плоского деформированного состояния [197]

$$J = \frac{K_I^2 + K_{II}^2}{E'} = \frac{\alpha \sigma_y^2}{E'} \cdot I_n (K_M^P)^{n+1}, \quad (1.2.18)$$

где E – модуль упругости, E' – эффективный модуль упругости

$$E' = \frac{E}{1-\nu^2}. \quad (1.2.19)$$

Теоретическое определение I_n Хатчинсона [120], рассчитанное в ходе численного анализа методом конечных элементов соответствует следующему выражению (1.2.20) [206] для заданной геометрии испытуемого образца

$$I_n^{FEM}(\theta, M_P, n, (a/W)) = \int_{-\pi}^{\pi} \Omega(\theta, M_P, n, (a/W)) d\theta, \quad (1.2.20)$$

$$\Omega^{FEM}(\theta, M_P, n, (a/W)) = \frac{n}{n+1} (\tilde{\sigma}_e^{n+1}) \cos \theta - \left(\tilde{\sigma}_{rr} (\tilde{u}_\theta - \frac{d\tilde{u}_r}{d\theta}) - \tilde{\sigma}_{r\theta} (\tilde{u}_r + \frac{d\tilde{u}_\theta}{d\theta}) \right) \sin \theta - \frac{1}{n+1} (\tilde{\sigma}_{rr} \tilde{u}_r + \tilde{\sigma}_{r\theta} \tilde{u}_\theta) \cos \theta, \quad (1.2.21)$$

где W – ширина образца. Согласно представленным соотношениям, численный интеграл поля вершины трещины I_n меняется не только в зависимости от

показателя деформационного упрочнения n , но также изменяется в зависимости от длины трещины a , угла наклона и конфигурации образца [207].

Зависимость напряжений и деформаций в упругой и упруго-пластической области была задана на основе нелинейного изотропного закона упрочнения по модели Рамберга-Осгуда [180].

Современные модели механики разрушения включают такой параметр, как характерная длина. Эта длина может быть масштабом моделей фазового поля [136], размером зерен и частиц структуры материала [105,132,189,233], размером пластической зоны [136,243,211] или критической области вокруг вершины трещины [208,195,196,212,231,232,158,181]. Параметры характерной длины обычно определяются косвенными методами на основе допущений, вносимых в связи со сложностью измерения или отсутствием четких различимых границ измеряемого объекта. Согласно модели Ирвина размер зоны пластической деформации в вершине трещины определяется уравнением (1.2.22) [90]

$$r_p^* = \frac{1}{2 \cdot \pi} \frac{K_I^2}{\sigma_y}, \quad (1.2.22)$$

где σ_y – предел текучести материала.

Некоторые модели механики разрушения связаны с представлением о критическом расстоянии перед вершиной трещины. Невилл [158] предположил, что полуцилиндрический объем разрушается на критическом расстоянии от вершины трещины. Невилл определил критическое расстояние как расстояние между точками максимального напряжения и минимального напряжения разрушения в плоскости роста трещины. Согласно модели, предложенной Северином [195,196], радиус критической области вокруг вершины трещины определяется на основе уравнения (1.2.22) с использованием критического коэффициента интенсивности напряжений K_{I0C} и напряжений разрушения σ_c . Шлянников [205,208,212] и Могаддам и др. [181] использовали плотность энергии деформации (ПЭД) для расчета размера зоны процесса разрушения и прогнозирования скорости роста трещины. При этом в работе [205] относительный размер зоны разрушения определялся из условия достижения некоторого

критического значения ПЭД в элементе у вершины трещины. В качестве критической ПЭД использовалось значение ПЭД в момент разрушения материала при одноосном растяжении. Твергаард и Хатчинсон [231,232] использовали вязкость инициирования и установившегося роста трещины, чтобы предсказать начало роста трещины, а также форму вершины трещины и механизм разрушения в случае установившегося распространения трещины. Твергаард и Хатчинсон считали, что зона процесса разрушения более чем в два раза превышает размер зоны процесса, включающей множество взаимодействующих пустот перед вершиной трещины.

Хорошо известно, что распространение усталостных макротрещин в материале носит дискретный характер [140,170]. Следствием является образование усталостных бороздок на поверхностях изломов с переменным размером ступеньки [87,140]. Согласно такому механизму в структуре материала образуются дефекты различного типа и размера, которые накапливаются на расстоянии от вершины трещины за определенное количество циклов нагружения. Слияние дефектов приводит к мгновенному отрыву материала фронта трещины под нагрузкой, что приводит к дискретному механизму распространения усталостной трещины. В работах [158,212,231,232] зона процесса разрушения или критические расстояния были связаны с образованием пустот перед вершиной трещины.

Куявский и Эллин [104,137,138] описали три типа областей перед вершиной трещины. Пластические деформации возникают в моменты максимальных и минимальных номинальных нагрузок в пределах циклической пластической области I (зона r_c). Упругая область III расположена за пределами зоны монотонной пластичности r_m . В области II, между r_c и r_m , пластические деформации наблюдались только в момент максимальной номинальной нагрузки. Используя решение Райса [184], отношение напряжений $R_\sigma(r) = \sigma_{\theta min}(r)/\sigma_{\theta max}(r)$ изменяется с локализацией вдоль направления роста трещины, где $\sigma_{\theta min}$ и $\sigma_{\theta max}$ — минимальное и максимальное окружное напряжение за цикл соответственно. Куявский и Эллин сообщили, что материал накапливает большую часть повреждений в зоне процесса (непосредственно перед вершиной трещины), достигая примерно постоянного

значения R_σ . Модель [138] требует идентификации механических, циклических и усталостных свойств, но хорошо согласуется со скоростью распространения трещины при низких и промежуточных значениях упругого диапазона КИН.

Параметр скорости плотности энергии деформации $\dot{\omega}$, используется для определения критического расстояния r_{cr} в окрестности вершины трещины при воздействии ползучести [208]. Обозначая через σ_f максимальное значение длительной прочности при заданной температуре и времени ползучести, критическое значение $\dot{\omega}$ получено следующим образом

$$\dot{\omega}_{cr}^f = \sigma_0 \dot{\varepsilon}_0 \frac{n_{cr}}{n_{cr} + 1} \left(\frac{\sigma_f}{\sigma_0} \right)^{n_{cr} + 1}, \quad (1.2.23)$$

$$\dot{\omega}_{cr}^f = B_{crs} \frac{n_{crs}}{n_{crs} + 1} \sigma_f^{n_{crs} + 1}. \quad (1.2.24)$$

где n_{crs} и B_{crs} — показатель ползучести и зависимый от температуры коэффициент, параметры степенного закона Нортона [162] для условий установившейся ползучести (1.2.25), определяются в результате испытаний при одноосном растяжении, σ_{ij} и $\dot{\varepsilon}_{ij}$ — компоненты тензора напряжений и скоростей деформации, точка означает дифференцирование по времени [208].

$$\dot{\varepsilon} = B_{crs} \sigma^{n_{crs}}. \quad (1.2.25)$$

Условие предельного состояния нелинейно-вязкого материала по модели Нортона в терминах $\dot{\omega}$ может быть представлено как

$$\dot{\omega}_{cr} \Big|_{r=r_{cr}} = \dot{\omega}_{cr}^f. \quad (1.2.26)$$

В результате подстановки уравнений (1.2.23) и (1.2.24) в критерии (1.2.26), разрешение по критическому расстоянию в вершине трещины при ползучести $r = r_{cr}$ приводит к следующему уравнению размера зоны процесса разрушения при ползучести

$$\bar{r}_{cr} = \frac{3}{2} \left(\frac{\sigma_0 \bar{K}_{cr}}{\sigma_f} \right)^{n_{crs} + 1} \cdot (\tilde{\sigma}_e^{cr})^{n_{crs}} \cdot \tilde{S}_d, \quad (1.2.27)$$

где σ_0 — среднее напряжение при определении констант Нортона, $\tilde{\sigma}_e^{cr}$ — безразмерное эквивалентное напряжение при ползучести, σ_{f*} — предел прочности при ползучести, \tilde{S}_d - безразмерная функция девиатора напряжений [209], K_{cr} — амплитуда сингулярности в виде напряжения ползучести, коэффициент интенсивности напряжений ползучести [204,210]

$$\bar{K}_{cr} = \frac{1}{\sigma_0} \left(\frac{C^*}{BI_n^{cr} L} \right)^{\frac{1}{n_{cr}+1}}, \quad (1.2.28)$$

где C^* - независящий от пути интегрирования C -интеграл [72,141,160,188], отличающийся от J -интеграла заменой деформации на скорость деформации, L - характерная длина образца с трещиной.

Деформационные критерии

В случае МЦУ и МнЦУ чаще пользуются деформационными характеристиками сопротивления разрушению, в качестве которых выступают пластический и упругий диапазон деформации за цикл нагружения. Наиболее известными моделями такого типа являются модель Коффина-Менсона [99,145,100], Лэнджера [142], и др., которые связывают число циклов до образования макроскопических трещин с величинами характеристик сопротивления разрушению, а также с некоторыми механическими характеристиками материала.

Полученные в испытаниях на усталость данные лежат в основе построения кривой усталости и определения предела выносливости, а также построения диаграмм упругопластического деформирования и определения их параметров [11].

Известное выражение Коффина-Менсона (1.2.29) [99,145,100] может описывать изменение долговечности материала N_f при варьировании амплитудой пластической деформаций $\Delta\varepsilon_{pl}$. Очевидно, выражение Коффина-Менсона не применяется в области МнЦУ и сверхмногоциклового усталости (СВМУ) [44,45], где пластическая составляющая деформаций незначительна.

$$\Delta\varepsilon_{pl} = \zeta_{cm} N_f^{\sigma_{cm}}, \quad (1.2.29)$$

ζ_{cm} и ϖ_{cm} – эмпирические константа и экспонента модели Коффина-Менсона.

На основе комбинированного уравнения Коффина-Менсона [99] и Баскена [83], авторы [94] представили аппроксимационные константы для расчета количества циклов до разрушения от амплитуды деформаций.

Авторы [182] представили скорость роста трещины da/dN как функцию диапазона коэффициента интенсивности линейной упругой деформации ΔK_ε

$$\Delta K_\varepsilon = \Delta \varepsilon \cdot \sqrt{\pi a} \cdot f \quad (1.2.30)$$

где $\Delta \varepsilon$ — номинальный диапазон общей деформации, f – поправочная функция геометрии.

Закрытие в вершине трещины устанавливается экспериментально методами измерений цифровой корреляции изображений (DIC), падения потенциала постоянного тока (DCPD), раскрытия трещины (COD) и другими тензо-датчиками. Установлено, что степень закрытия вершины трещины U_ε (1.2.31) оказывает влияние на скорость роста трещины [122].

$$U_\varepsilon = \frac{\Delta \varepsilon_{eff}}{\Delta \varepsilon} = \frac{\varepsilon_{max} - \varepsilon_{cl}}{\varepsilon_{max} - \varepsilon_{min}}, \quad (1.2.31)$$

где $\Delta \varepsilon_{eff}$ — эффективный диапазон деформаций, компенсированный для случая закрытия трещины, а ε_{cl} — деформация, при которой трещина закрывается. Для интерпретации экспериментально измеренной скорости роста трещины при ТМУ используют диапазон коэффициента интенсивности деформации ΔK_ε в соответствии с уравнением (1.2.30), и диапазон эффективного коэффициента интенсивности деформации ΔK_{eff} согласно уравнению (1.2.32)

$$\Delta K_{eff} = \Delta \varepsilon_{eff} \cdot \sqrt{\pi a} f = U_\varepsilon \Delta \varepsilon \cdot \sqrt{\pi a} f. \quad (1.2.32)$$

Проведенные на нержавеющей стали марки 316 испытания на рост усталостных трещин показали [130], что скорости роста хорошо коррелируют с эффективным коэффициентом интенсивности деформации при различных диапазонах заданных напряжений и деформаций, геометрии образцов и режимах нагружения (мягкий и жесткий циклы).

Энергетические критерии

К классическим энергетическим параметрам механики разрушения относятся J , I , C^* – интегралы [72] и плотность энергии деформации ω . Современные исследования направлены на описание протекающих в вершине трещины эффектов сложносоставных процессов. Предлагаются способы учета таких факторов, как точечные дефекты в материале [106], когезия, окисление, поврежденность, диссипация тепловой энергии и т.д.

Предложенный Черепановым [93] и Райсом [187] J -интеграл (1.2.33) послужил основной характеристикой оценки упруго-пластического НДС в вершине трещины для упрочняющихся материалов.

$$J = \int_{\Gamma} \omega dY - \hat{T}_i \left(\frac{\partial u_i}{\partial X} \right) d\hat{s}, \quad (1.2.33)$$

где Γ – произвольный контур вокруг вершины трещины (рис. 1.2.3), ω (1.2.34) – плотность энергии деформации, T_i – вектор нормали к Γ , u – вектор перемещений, X, Y – координаты пространства в декартовой системе отсчета с центром в вершине трещины, \hat{s} – сегмент угловой длины.

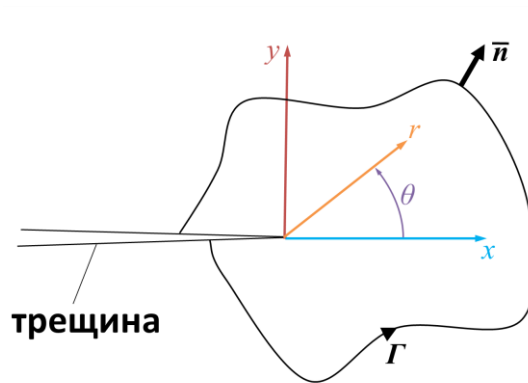


Рисунок 1.2.3 — Трещина в двумерном пространстве

$$\omega = \int_0^{\varepsilon} \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij}, \quad (1.2.34)$$

$$\hat{T}_i = \sigma_{ij} n_j, \quad (1.2.35)$$

где σ_{ij} и ε_{ij} – тензоры напряжений и деформаций. В упругой постановке J -интеграл определяется с помощью упругого КИН как

$$J = \frac{K_I^2}{E'}. \quad (1.2.36)$$

Затем Хатчинсон используя в своей работе [120] J -интеграл и закон упрочнения по модели Рамберга-Осгуда [180] показал качественные и количественные отличия состояния плоской деформации и плоского напряженного состояния в окрестности вершины трещины. Аналитически и численно были обнаружены более высокие растягивающие напряжения в области плоской деформации, а также вдвое большую пластическую зону в вершине трещины при плоском напряженном состоянии относительно плоской деформации. Следственно для консервативной оценки характеристик трещиностойкости необходимо проводить исследования в рамках плоской деформации. Упомянутый выше J -интеграл имеет некоторые ограничения к его применению, связанные с диаграммой одноосного растяжения. Так как модель упрочнения Рамберга-Осгуда описывает монотонное увеличение напряжений с ростом деформации, предложенный на основе данной модели J -интеграл в классическом виде не рекомендуется к использованию для материалов, имеющих на диаграмме одноосного растяжения участки отрицательной или равной нулю касательной к кривой зависимости напряжений от деформации. Также предполагалось применение J -интеграла только для анализа процесса монотонного нагружения без разгрузки и повторного циклического нагружения.

В результате работы Хатчинсона, Райса и Розенгрин (ХРР) сформированы аналитические зависимости, описывающие поля напряжений и деформаций в окрестности вершины трещины для упруго-пластического случая [187,120,186]. Введя функцию Эри, удовлетворяющую условию совместности деформаций и условию равновесия, было установлено, что в области упруго-пластического НДС сингулярность напряжений зависит от расстояния от вершины трещины r в степени $-1/(1+n)$, где n – показатель деформационного упрочнения (1.2.11) [180]. Метод оценки концентрации деформаций, на основе J -интеграла, степенного закона

упрочнения Рамберга-Осгуда [162] и условия пластичности Мизеса [152], являясь основой для предложенной модели ХРР [186] полей НДС вокруг вершины трещины в упруго-пластическом, изотропно упрочняющемся материале.

J -интеграл представляет собой критерий стабильного роста трещины и вязкопластического разрушения, при котором размер пластической зоны мал по сравнению с длиной трещины. Если постулировать справедливость ХРР поля параметров НДС в вершине трещины [120,186], которое основано на изотропном степенном законе упрочнения материала в результате процесса монотонного нагружения, то вершину трещины можно охарактеризовать J -интегралом. Однако процесс разгрузки, связанный с циклическим распространением трещины, нарушает постулат, на котором основан J -интеграл.

Даулинг и Бигли [102] в качестве критерия роста усталостной трещины предложили циклический J_{cy} -интеграл. Значения J_{cy} определялись на основе уравнения (1.2.37) [185] по площадям под кривой петли нагрузки и перемещения при увеличении нагрузки, как показано на рис. 1.2.4. Влияние закрытия трещины было учтено путем ограничения площади под кривой на уровне нагрузки закрытия трещины.

$$J = \frac{2}{B^*b} \int_0^{\delta_0} Pd\delta, \quad (1.2.37)$$

где B^* и b размеры образца, δ – перемещение.

Заменяя в уравнениях (1.2.33-1.2.35) тензор напряжений σ_{ij} , тензор деформаций ε_{ij} и вектор смещения u_i на их диапазоны, т.е.

$$J = \int_{\Gamma} \Delta\omega dY - \Delta\hat{T}_i \left(\frac{\partial \Delta u_i}{\partial X} \right) d\hat{s}, \quad (1.2.38)$$

$$\Delta\omega = \int_0^{\Delta\varepsilon_0} \Delta\sigma_{ij} d\Delta\varepsilon_{ij}, \quad (1.2.39)$$

можно представить модифицированный ΔJ -интеграл.

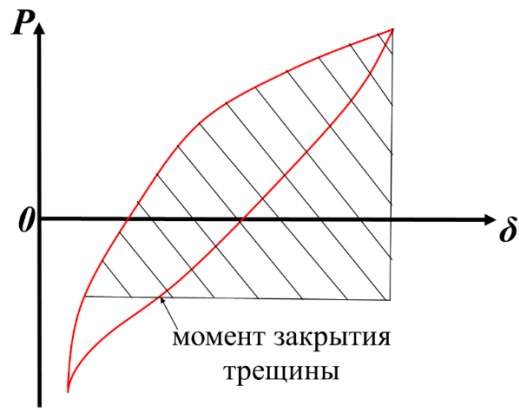


Рисунок 1.2.4 — Определение момента закрытия и открытия вершины трещины в работе [102] на основе петли гистерезиса

Предполагается, что сжимающее напряжение не приводит к накоплению усталостных повреждений, когда трещина находится в закрытом состоянии. Эффективный диапазон ΔJ_{eff} -интеграла [242], соответствующий диапазону эффективных напряжений, определяют используя различные условия закрытия и открытия вершины трещины.

Теория Си [217] положена в основу многих моделей механики разрушения, использующих в качестве параметра ПЭД в вершине трещины. Си ввел понятие коэффициента ПЭД S_e для анализа распространения трещины в смешанном режиме, которое связано с амплитудой сингулярности ПЭД $1/r$ в вершине трещины. Предполагалось, что разрушение происходит, когда S_e достигает критического значения вязкости разрушения внутри объема у вершины трещины. В дальнейшем ряд исследований был посвящен обоснованию различных подходов к ограничению области учета ПЭД в окрестности вершины трещины и формулировке критического значения ПЭД S_{cr} для условия инициации разрушения. Другие модели теории критического расстояния обсуждаются в [229,225,226].

1.3 Модели прогнозирования скорости роста трещин и остаточной долговечности при термомеханическом нагружении

Современные модели механики разрушения включают такие параметры, как коэффициенты интенсивности упругих и пластических напряжений K_I [121], K_p [208], коэффициент интенсивности деформаций K_ε [122,182], эффективный K_{eff} [103,165,130] и эквивалентные K_{eq} [228,227,213] коэффициенты интенсивности напряжений, учитывающие закрытие трещины и распространение усталостной трещины в смешанном режиме нагружения, а также раскрытие вершины трещины [161,199], скорость энерговыделения G [113,114], J [187,93,120,122] и C^* -интегралы [72], коэффициент плотности энергии деформации (ПЭД) S_e [217] и другие. В некоторых моделях управляющими переменными являются фрактографические характеристики, например: размер, ориентация зерен и частиц включений [105,132,233,189], полоса размытого трещинообразования [136]. Связь линейных и нелинейных параметров сопротивления разрушению и характеристик роста трещин со скоростью роста трещин, позволяет сформулировать модели распространения усталостных трещин.

Традиционные методы прогнозирования скорости роста усталостных трещин и остаточной долговечности в практических приложениях ограничены. Упругий КИН K_I обеспечивает устойчивую корреляцию со скоростью роста трещины в изотермических условиях и гармоническом нагружении. Определение характеристик сопротивления циклическому разрушению материала на основе упругого КИН в соответствии с эмпирическим законом Пэриса (1.2.3) [167] или в усовершенствованной форме с использованием закона Формана (1.2.9) [108,109] требует проведения серии длительных и дорогостоящих экспериментов для всего диапазоны интересующих температур и нескольких уровней номинальной нагрузки.

Направления исследований роста трещины в условиях термомеханической усталости (ТМУ) были сосредоточены на различных комбинированных эффектах закрытия вершины трещины и мгновенных значений температуры в синфазных и

противофазных циклах [126,161]. Моменты максимума нагрузки и температуры совпадают для СЦ, а моменты максимальной нагрузки и минимальной температуры совпадают для ПЦ. Исследования скорости роста трещин в условиях ТМУ также направлены на установление взаимосвязи между скоростью роста трещин и фазовым углом между нагрузкой и температурой в рамках линейной механики разрушения. Результаты экспериментов показывают, что СЦ нагружения приводит к значительно более высокой скорости роста трещин по сравнению с ПЦ. Некоторые исследования сосредоточены на учете влияния закрытия трещины и фазового угла на процесс окисления материала в вершине трещины. Однако, общей среди различных сплавов картины влияния фазового угла на механизм окисления не наблюдается [29].

Грей и др. [161] сформулировали эмпирическую модель для прогнозирования долговечности при различных значениях фазового угла в условиях ТМУ цикла нагружения. Влияние температуры на долговечность обеспечено за счет корреляции зависимости значений модуля упругости от температуры. Результаты прогнозирования долговечности показали нестабильную точность при изменении фазового угла [112].

Феноменологическая модель [86,135], включающая влияние окисления и ползучести на рост трещин, была упрощена и модернизирована Энжелом и др. [105]. Принципиальной особенностью предлагаемой модели является использование приведенного напряжения вместо упругого КИН в модели Формана [108,109]. Скорость роста трещины можно линейно разложить на две составляющие: гармонической усталости и ползучести, согласно уравнению (1.3.1) [86].

$$da = \left(\frac{da}{dN} \right)_{fatigue} dN + \left(\frac{da}{dt} \right)_{creep} dt . \quad (1.3.1)$$

Учитывая только гармоническое нагружение, авторы [105] предсказали скорость роста трещин при ТМУ, адаптировав включенные в модель [33,34] параметры под размеры частиц γ' -фазы в конкретных образцах. Вышеупомянутые модели требуют

проведения серии испытаний и измерений с помощью сканирующей электронной микроскопии для определения свойств и констант.

Температурное влияние учтено согласно введенному авторами параметру зависящего от времени t редуцированного напряжения $S_r(t)$, согласно уравнению

$$S_r(t) = \frac{K_I(t)}{K_{cv}(T(t))}, \quad (1.3.2)$$

где $K_I(t)$ – текущее значение упругого КИН в отдельном цикле нагружения, $K_{cv}(T(t))$ – зависящая от времени и температуры величина вязкости разрушения материала (без острой трещины), в условиях пренебрежимо малого влияния оксидации. Температурная зависимость $K_{cv}(T(t))$ моделируется с использованием функция типа Аррениуса (1.3.3) для изменения опорного значения K_{cv}^0

$$K_{cv}(T(t)) = K_{cv}^0 \cdot \exp\left(\frac{Q_a}{(\eta_f^* - 1) \cdot R_u \cdot T(t)}\right), \quad (1.3.3)$$

где η_f^* – температурно-независимый параметр материала, по аналогии с безразмерным коэффициентом m в модели Формана (1.2.9), Q_a – энергия активации, R_u – универсальная газовая постоянная. Согласно модели Формана [108,109], а также уравнениям (1.3.1) и (1.3.2), скорость роста трещины усталости $(da/dN)_{fatigue}$ записана авторами в следующей форме

$$\frac{da}{dN} = \frac{C_f^* (\Delta S)^{\eta_f^*}}{(1-R)(S_C - S_M)}, \quad (1.3.4)$$

где C_f^* – параметр материала, по аналогии с размерным коэффициентом C в модели Формана (1.2.9), и ΔS – диапазон нормированного эффективного независящего от температуры КИН. S_C и S_M – критическое и максимальное в рассматриваемом цикле значение параметра $S(t)$.

Затем составляющее скорости роста трещины ползучести $(da/dt)_{creep}$ определено в рамках решения обратной задачи, где из экспериментально полученной общей скорости роста трещины вычитается рассчитанная составляющая скорости роста трещины при чистой гармонической усталости. Зависимостью от скорости деформации в работе пренебрегли на основании общих

для всех условий испытаний формы цикла и скорости нагружения. Взаимодействие ползучести и усталости, учтено путем снижения порогового значения усталости в соответствии с уравнением эволюции типа релаксации.

На рис. 1.3.1 показано типовое поведение номинальных параметров цикла и соответствующей скорости роста трещины ползучести для СЦ и ПЦ ТМУ цикла нагружения по модели Энжел и др. [105]. На рисунке ясно видно, что рост трещины зависит от совместного текущего значения температуры и нагрузки в цикле ТМУ нагружения. В закрытом состоянии вершины трещины рост трещины полностью прекращается.

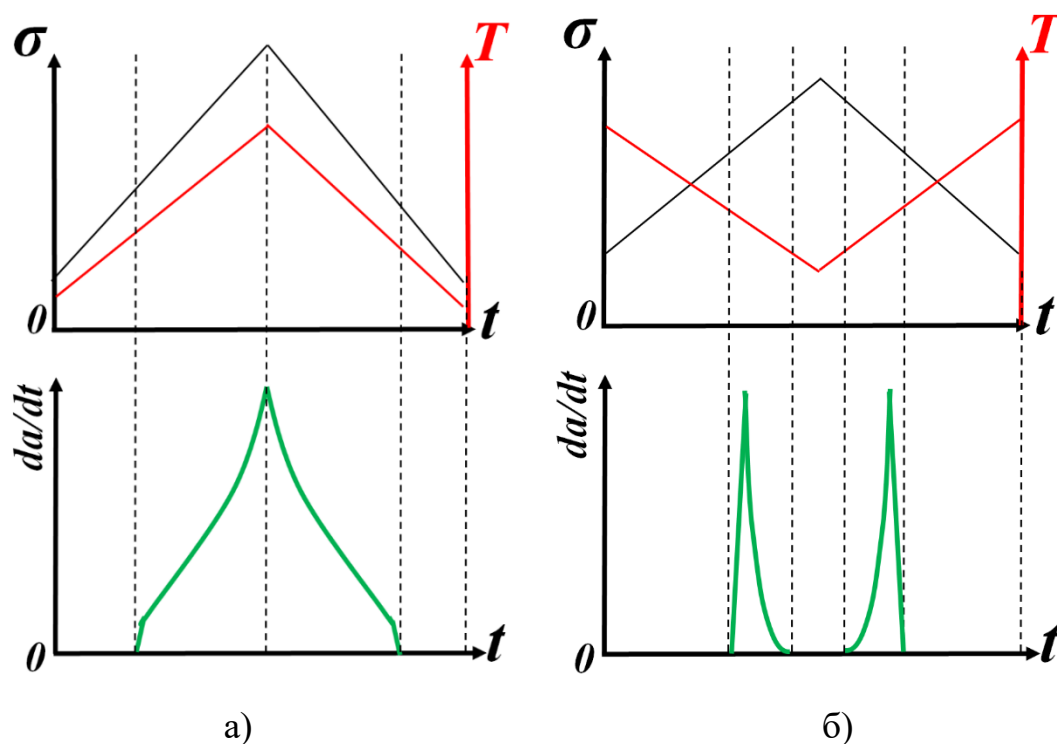


Рисунок 1.3.1 — Типичное представление роста трещины в пределах цикла по модели [105] для (а) СЦ и (б) ПЦ

Результаты как Боварда [86], так и Энжела и др. [105] показывали некоторое увеличение ошибки прогнозирования скорости роста трещины при изменении фазового угла. Однако, Энжел и др. [105] связали полученную ошибку с существенным влиянием разброса размеров частиц γ' -фазы и скорректировали параметры модели с учетом зависимости от величины частиц γ' -фазы.

Действительно, известно, что для некоторых крупнозернистых никелевых сплавов степень влияния окружающей среды на скорость роста трещины показывает чувствительность к химическому составу, а также технологии изготовления и обработки (порошковая металлургия, воздействие давлением, литье и монокристаллическое литье) [173].

Таким образом, для использование модели Энжела и др. [105] необходимо в качестве входных данных предположительно экспериментально получить независящий от температуры параметр η_f^* , параметры C_f^* , Q_a , K_{cv} на нескольких уровнях температуры в условиях вакуума для последующей аппроксимации уравнением (1.3.3), а также пороговый КИН в условиях СРТУ и набор параметров ползучести в условиях вакуума. Затем значения всех параметров материала были оптимизированы, т.е. определены перебором для обеспечения минимальных отклонений прогноза от эксперимента.

Принцип линейного суммирования повреждений применен также в работах [123,133,134], где Кремер и др. представили модель типа О.С.Ф (oxidation, creep, fatigue). Общая скорость роста трещины складывалась из составляющих вклада окисления, ползучести и чистой усталости, согласно уравнению (1.3.5)

$$\frac{da}{dN} = \left(\frac{da}{dN} \right)_{fatigue} + \left(\frac{da}{dN} \right)_{creep} + \left(\frac{da}{dN} \right)_{oxidation} . \quad (1.3.5)$$

Полный СЦ нагружения с участком выдержки разбивался на отдельные интервалы времени Δt_i . В результате уравнение (1.3.5) трансформируется в форму (1.3.6)

$$\frac{da}{dN} = \sum_{t_i} \Delta a_{o,t_i} + \sum_{t_i} \Delta a_{c,t_i} + \left(\frac{da}{dN} \right)_{fatigue} . \quad (1.3.6)$$

Согласно модели усталостная составляющая скорости роста трещины определяется на основе уравнения типа Пэриса (1.3.7) с использованием диапазона упругого эффективного КИН $\Delta K_{I,eff}$ Ньюмана [159] и характеристик C_{ff} и m_{ff} , определенных из изотермических испытаний СРТУ, проведенных для нескольких значений температуры.

$$\left(\frac{da}{dN} \right)_{fatigue} = C_{ff} \Delta K_{1,eff}^{m_{ff}} \quad (1.3.7)$$

Скорость роста трещины ползучести da/dt также рассматривается в рамках степенного уравнения, но с использованием упругого КИН, вместо C^* интеграла, а также коэффициента C_{cc} и показателя m_{cc} степенного уравнения. Их зависимость от температуры описывается уравнением типа Аррениуса на основе проведенных испытаний на скорость роста трещины ползучести на нескольких уровнях температуры. Таким образом, авторами [133] подразумевается, что скорость роста трещины зависит от температуры и времени только для составляющих ползучести и окисления. Однако, из результатов [133] видно, что при чистой усталости кривые на диаграмме для разных значений температуры не укладываются в общий тренд при интерпретации результатов с использованием диапазона упругого эффективного КИН $\Delta K_{I,eff}$ и общих для рассматриваемых температур свойств. Как при чистой усталости, так и при чистой ползучести, наблюдались отклонения скорости роста трещины от степенного закона в некоторых диапазонах значений $\Delta K_{I,eff}$ и K_I .

По наблюдениям авторов [133] связанный с оксидацией прирост Δa трещины коррелирует с накопленной толщиной образования γ' обедненной зоны перед вершиной трещины в течении одного цикла. Кинетика толщины γ' обедненной зоны задается на основе серии проведенных испытаний на нескольких уровнях температуры и фактографических измерений эмпирическим степенным законом, с учетом температурной зависимости коэффициента A_o и показателя m_o , реализованной через уравнение типа Аррениуса. Авторами [134] предполагается, что γ' обедненные зоны, расположенные между зонами подповерхностных слоев оксидов алюминия и хрома и γ/γ' матрицы, имеют пониженную устойчивость к распространению трещин по сравнению с исходной микроструктурой γ/γ' матрицы. Нано-индентированное измерение на образцах без трещин в форме диска из сплава Rene 80, показали значительное снижение твердости в пределах обедненный региона в условиях воздействия окисления. Было обнаружено образование обедненного слоя на берегах усталостной трещины при температуре 900 °С, и его

отсутствии при температуре 550 °С [134]. Несмотря на отсутствие обедненного слоя в диапазоне температуры от комнатной до 550 °С, в том же диапазоне умеренных значений температуры была выявлена температурная зависимость скорости роста трещины, сопоставимая по влиянию с условиями более высоких температур ($T > 550$ °С).

Отношение отдельных составляющих скорости роста трещины к общей скорости роста трещины рассматривается как составляющие доли повреждения каждого механизма. Так влияние окисления в общей скорости роста трещины усиливается с увеличением температуры и снижается с увеличением нагрузки или длины трещины в отдельном испытании от максимума - в начале испытания приближаясь к нулю – при некотором значении длины трещины. Влияние фактора ползучести усиливается с увеличением температуры, нагрузки или длины трещины и полностью исключается при напряжениях сжатия. Влияние фактора усталости пропорционально значениям нагрузки и длины трещины [133]. Предсказания долговечности показали в основном консервативные результаты для ТМУ испытаний с контролем нагрузки и неконсервативные для ТМУ испытаний с контролем деформации, с ошибкой в пределах $\pm 300\%$. Авторы отмечают, что структура модели обеспечивает возможность замены параметра линейной механики разрушения K_I на J -интеграл или параметр C^* [134].

Ямадзаки [241] рассмотрел механизмы инициации и роста трещины при ТМУ в низкоуглеродистой нержавеющей стали 316FR. Представлен прогноз скорости роста трещины по закону суммирования компонент ТМУ, наложенного МЦУ и роста трещины при ползучести на основе J -интеграла усталости. Ошибка прогноза скорости роста трещины для СЦ, ПЦ ТМУ, а также при наложенном цикле МЦУ укладывается в диапазон с коэффициентом 2.

Палмер и др. [163] провели моделирование поведения роста трещин в образце с односторонним надрезом, изготовленным из монокристаллического сплава на основе никеля под воздействием СЦ ТМУ нагружения с длительным временем выдержки при максимальной нагрузке и температуре. Компонента скорости роста трещины ТМУ описана в модели степенным законом с помощью параметра

упругого эффективного диапазона КИН. Моделирование компоненты скорости роста трещины ползучести рассмотрено двумя разными способами. Первый метод основан на осредненной за цикл величине параметра C_t (1.3.8) [163], который является модификацией C^* интеграла, полученного на основе измерений в испытаниях скорости деформации (раскрытия берегов трещины) $\dot{\delta}_c$. Второй метод основан на значениях упругого КИН во время выдержки.

$$C_t = \frac{P \cdot \dot{\delta}_c}{B^* (W - a)} \eta_{C_t}, \quad (1.3.8)$$

где $\dot{\delta}_c$ - принимается как среднее значение за каждый период поддержания постоянной нагрузки, B^* и W – толщина и ширина образца, η_{C_t} - поправочный коэффициент. Интерпретация результатов показала общую зависимость вдоль одной линии тренда для всех температур испытания с использованием зависимости da/dt от осредненного параметра C_t , в то время как при использовании значений упругого КИН наблюдался набор отдельных кривых для каждого значения температуры. С использованием осредненного C_t модель описывает результаты проведенных испытаний в пределах полосы разброса с коэффициентом около 5. Исходя из хорошей корреляции скорости роста трещины с осредненным C_t при различных температурах, авторами [163] предположено, что температурная зависимость скорости роста трещины была связана с усилением эффектов ползучести, в то время как влияние окисления было минимальным.

Шпахтольц и др. [221] провели моделирование роста усталостных трещин при термомеханической нагрузке в монокристаллическом сплаве PWA 1484 на основе никеля с диффузионным покрытием в виде слоя интерметаллического никель-алюминид. Все параметры материала, включенные в модель, оценивались на основе монотонных изотермических испытаний на растяжение и ползучесть, а также на основе экспериментов при изотермической МЦУ. Несмотря на особую роль особенностей структуры на рост трещины, характеристики структуры не входят в формулировку параметров представленной модели. Подход основан на допущении о степенной зависимости функции скорости роста трещины от

раскрытия в вершине трещины. Раскрытие вершины трещины (CTOD) оценивалось путем моделирования упругой деформации по закону Гука, пластической деформации и упрочнения, согласно модели Рамберга-Осгуда и пластической деформации ползучести, описываемой концепцией порогового напряжения [139,193,221]. Прогнозирование долговечности показало хорошую точность со значением отклонения в пределах около 15% в относительно узком диапазоне рассмотренных авторами условий [221] ТМУ нагружения (один набор номинальных параметров цикла по нагрузке и температуре, разная начальная длина трещины в четырех образцах).

Баркер и др. [82] исследовали влияние взаимодействия температурной зависимости свойств материала и механического нагружения на характеристики роста трещин для создания модели, способной предсказывать скорость роста трещин в диапазоне условий работы тепловых машин. Основное внимание было уделено размеру пластической зоны перед вершиной трещины и зависимости размера пластической зоны от изменения значений предела текучести с изменением температуры. Авторы [82] модифицировали мульти-параметрическую модель пластической зоны (MPYZ) Джонсона [124], в результате чего учли влияние перегрузок (торможение и ускорение роста трещины) и недогрузок (ускорение роста трещины), влияние температуры, а также ПНС и ПДС. Влияние перегрузки, т.е. превышение номинального максимального уровня нагрузки, на торможение роста трещины в модели учтено с использованием концепции остаточного КИН K_R^W (1.3.9) введенного Галлахером и Хьюзом [110]. Уравнение (1.3.9) модифицировано в форме (1.3.10) температурной зависимостью предела текучести и коэффициентом α_s , зависящим от напряженного состояния.

$$K_R^W = K_{\max}^{OL} \sqrt{1 - \frac{\Delta a}{Z_{OL}}} - K_{I\max}, \quad (1.3.9)$$

$$K_R^* = \sigma_y \sqrt{(Z_{OL} - (\Delta a + Z))\pi\alpha}, \quad (1.3.10)$$

где K_{\max}^{OL} – значение упругого КИН в момент перегрузки, Δa – приращение длины трещины в пределах пластической зоны в вершине трещины при перегрузке, Z_{OL} –

размер пластической зоны в вершине трещины при перегрузке. Показано, что существует переходная область влияния отношения $K_{\max}^{OL} / K_{I\max}$ на торможение роста трещины, в которой по мере увеличения $K_{\max}^{OL} / K_{I\max}$ от значений примерно (1 ... 1.5) до (1.8 ... 2.3) торможение начинает проявляться и усиливается [124]. Также установлено, что недогрузка, т.е. занижение нагрузки ниже значений номинальной минимальной нагрузки в цикле, может существенно снизить эффект замедления, наблюдаемого при перегрузке [124].

Однако, несмотря на снижение значений предела текучести с ростом температуры в рассмотренном авторами сплаве на основе никеля In-100, подобная закономерность не наблюдается во всем диапазоне температур практической применимости для всех сплавов на основе никеля. Кроме того, скорость роста трещин увеличивается с увеличением температуры даже при увеличении предела текучести материала. Следует отметить, что для учета всего диапазона рассмотренных факторов влияния на рост трещины, потребовалось провести масштабную серию испытаний на скорость роста трещины, в результате которой были тарированы модели [82,124] для рассматриваемого сплава.

В работе [191] Руппом и др. для учета влияния сложной последовательности нагружения (локальные пики перегрузки и недогрузки) применена модифицированная модель Вилленборга [238], которая относится к уже описанному выше классу моделей MPYZ Джонсона [124], основанных на линейной теории механики разрушения. Модель обеспечивает учет влияния коротких трещины на пороговое значение упругого КИН. При рассмотрении сложных профилей изотермического (рис. 1.1.2) и термомеханического (рис. 1.1.5) нагружения применено разбиение цикла на интервалы времени. Важным обстоятельством при выборе модели прогнозирования остаточной долговечности является трудоемкость определения входных данных для проведения анализа. Для использования представленной авторами модели необходимо задать 29 температурно-зависимых параметров материала [191]. В изотермических условиях нагружения модель показала способность качественно описывать эффекты замедления скорости роста после локальных перегрузок, варьирования

коэффициента асимметрии нагрузки и порогового участка кинетической диаграммы усталостного разрушения. Модель хуже описывает скорость роста трещины в диапазоне пороговых значений КИН в условиях ТМУ.

Ряд современных моделей механики разрушения предполагает, что скорость роста трещины зависит от текущей температуры, а также от соответствующего параметра механики разрушения, оцененного в пределах одного цикла. В моделях [105,182] скорость роста трещины в пределах цикла моделируется как функция параметров НДС.

Данные [146] о росте трещин в сплаве Hastelloy-X были представлены с использованием упругого КИН, коэффициента интенсивности деформаций ΔK_ϵ и циклического J_{cy} -интеграла. Ни один параметр не показал устойчивой корреляции со скоростью роста трещины в диапазоне номинальных параметров цикла и между различными условиями испытаний (синфазный, противофазный и изотермический циклы нагружения). Авторами [146] также был предложен модифицированный коэффициент интенсивности напряжений ΔK_σ (1.3.11), рассчитанный с использованием измеренной нагрузки, замыкающего изгибающего момента, вызванного увеличением длины трещины и эффективного напряжения открытия трещины.

$$\Delta K_\sigma = \frac{P}{B^*W} \sqrt{\pi a} \cdot f. \quad (1.3.11)$$

Параметр показал сравнительно лучшую корреляцию со скоростью роста трещины в переменных температурных условиях.

Для проведенной на сплавах на основе кобальта и никеля серии изотермических и ТМУ испытаний [182], для разных номинально заданных параметров цикла по диапазону деформации результаты показали, что скорости роста трещин при скоростях от 10^{-6} до 10^{-4} дюймов/цикл укладывались в общую зависимость от диапазона ΔK_ϵ . При этом диапазон номинальных деформаций варьировался в пределах 0.0025 и 0.0040 дюйм/дюйм. Для скоростей роста трещин около 10^{-3} дюйм/цикл и выше, получены отклонения от поведения линейной механики упругого разрушения [182], что выражается в более высоких значениях

скорости роста трещины для более высоких значений диапазона номинальной деформации в цикле $\Delta\varepsilon$. Выводы подтвердились и для других сплавов с отличиями в структуре и свойствах. Авторы [182] обосновывают применимость ΔK_ε при проектировании в машиностроении, поскольку большая часть долговечности приходится на диапазон низких значений ΔK_ε .

Большановичем и др. [88] предложена модель прогнозирования усталостной долговечности, основанная на концепции ПЭД. В качестве критерия разрушения использовалось следующее условие: энергия, поглощаемая на единицу приращения трещины $W_c \cdot da$, равна пластической энергии ω_p , рассеиваемой внутри зоны процесса за цикл, где W_c определяется как площадь под кривой циклической зависимости напряжение-деформация [88]. Пластическая энергия ω_p рассчитывалась исходя из предположения о справедливости поля ХРР [186,187] в пределах зоны процесса. Для применения модели [153] необходимо определить значения порогового диапазона коэффициента интенсивности напряжений ΔK_{Ith} [101], поправочную функцию упругого КИН для геометрии каждого объекта, а также усталостные свойства в рамках МЦУ испытаний во всем диапазоне температур.

Многие модели и подходы рассматриваются с существенно разными, иногда взаимоисключающими, представлениями и предположениями относительно механизмов и условий состояния разрушения материала в вершине трещины. Однако в конкретных условиях испытаний все вышеупомянутые модели показали удовлетворительные прогнозы.

Многими авторами подчеркивается актуальность разработки простых и доступных в практическом применении моделей прогнозирования скорости роста трещины и остаточной долговечности при ТМУ [112,127]. С инженерной точки зрения желательно иметь возможность прогнозировать скорость роста трещин при ТМУ на основе более многочисленных и доступных для получения изотермических данных [127]. Разнообразие возможных на практике типов ТМУ циклов нагружения, характеристик окружающей среды и структурных особенностей сплавов очевидно не способствует практичности в использовании

моделей, для которых требуется проводить предварительные испытания в близких к эксплуатационным условиям.

В настоящее время решение задач изучения роста трещин при ТМУ нагружении еще не завершено и исследования в этом научно-прикладном направлении требуют продолжения.

1.4 Особенности численных расчетов полей параметров НДС в зонах концентрации напряжений

Получение данных об НДС объекта исследования путем проведения экспериментальных измерений зачастую не представляется возможным вследствие существенной неоднородности картины деформирования или затрудненного доступа к областям наблюдения. Подобные проблемы возможно решить с помощью численного воспроизведения процессов деформирования. При численном решении задач механики наиболее распространен метод конечных элементов [15,16] (МКЭ), основанный на решении системы линейных дифференциальных уравнений, составленных из матрицы жесткости построенной численной модели. Решение находится в узлах элементов, наполняющих собой объем объекта исследования и усредняется внутри элемента по заданному закону формы. Таким образом, зная воздействующие на узлы перемещения, находятся ответные реакции при выполнении условия минимальной потенциальной энергии системы.

В механике деформируемого твердого тела конечно-элементные модели (КЭМ) проектируют с использованием балочных, плоских, объемных и др. элементов. Многие задачи механики, и модели с трещиной в особенности, проявляют сопровождаются большими значениями деформации, деформационной и геометрической нелинейностью, а также нарушение континуальности материалов. В области концентрации напряжений в численной модели важно обеспечить достаточно высокую плотность сетки для описания нелинейных сингулярных полей. Описание градиентов напряжений в области концентрации

напряжений требует плавного сгущения размеров элементов по мере приближения к концентратору. Если пренебрегать плавным сгущением сетки и задавать чрезмерно мелкий или крупный общий для всего объема модели размер конечных элементов, это приведет к необоснованным вычислительным затратам или грубому описанию градиентов параметров НДС. Плавное сгущение сетки достигается предварительным проектированием фрактальной топологии геометрии для обеспечения желаемой фрактально-сгущающейся топологии сетки гексаэдральных элементов (рис. 1.4.1). Более простым способом является автоматическое сгущение неструктурированной сетки алгоритмами используемого программного обеспечения [148], что обычно приводит к увеличению общего количества элементов модели и снижению качества формы элемента.

Бессеточные методы [19], например, метод частиц мог бы также найти применение при моделировании процесса роста трещин, однако слабо распространен.

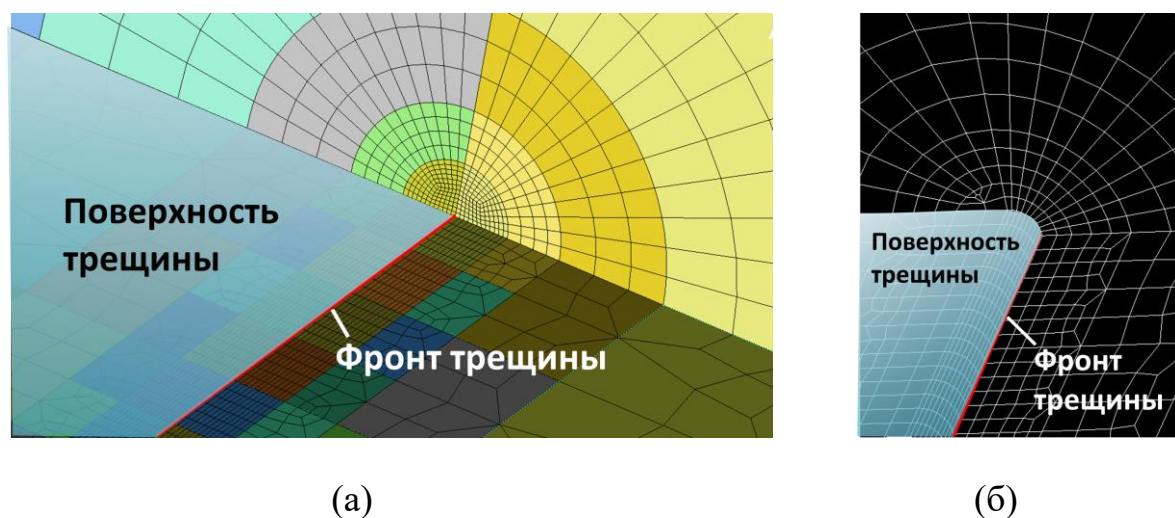


Рисунок 1.4.1 — Трещины в численных моделях образцов методами (а) математического разреза и (б) конечного радиусного сопряжения

Значения напряжений в рассматриваемом процессе нагружения могут не превышать предел текучести материала. Тогда при определении параметров НДС достаточно задать модуль упругости в качестве свойства материала. При превышении предела текучести эквивалентными напряжениями Мизеса в области

концентрации, необходимо задать функцию зависимости напряжений от упруго-пластических деформаций. Функции могут быть линейными (билинейная модель) и нелинейными (степенная, экспоненциальная и др.). Для моделирования процесса упруго-пластического монотонного нагружения принято использовать изотропное упрочнение, а в случае процесса циклического упруго-пластического нагружения – кинематическое или комбинированное изотропно-кинематическое упрочнение, учитывающие эффект смещения центра поверхности текучести.

Моделирование НДС в образце с трещиной реализуется путем геометрического обеспечения поверхностей раздела (поверхностей берегов трещины, рис. 1.4.1) или путем ограничения несущей способности локальных объемов пространства материала модели в результате последствия смоделированной предыстории нагружения («размытые» берега трещины, метод фазовых полей [136,129]). Берега трещины в численной модели, в свою очередь, могут смыкаться в остром математическом разрезе [204] (рис. 1.4.1а) или в радиусном сопряжении (рис. 1.4.1б). Другим перспективным и развивающимся направлением является расширенный метод конечных элементов (XFEM), позволяющий моделировать разрывные поля параметров НДС и нашедший применение в задачах с разрывами сплошной среды и поверхностями раздела.

Постановка задачи исследования

Проведенный анализ литературных данных показал, что в последнее время специалисты уделяют особое внимание задачам разработки методов оценки характеристик циклической трещиностойкости материалов в условиях ИУ и ТМУ. При интерпретации результатов по скорости роста трещины и прогнозирования остаточной долговечности традиционные критерии, модели и параметры механики трещин должным образом не учитывают переменное температурное состояние материала образца при нагружении. Известные подходы к численному анализу напряженно-деформированного состояния образцов в типичных условиях проведения ТМУ испытаний, как правило, игнорируют неоднородность температуры, теплового расширения и вклад термических напряжений. В

настоящее время решение задач изучения роста трещин при термомеханическом нагружении еще не завершено в плане методических вопросов проведения экспериментов, численного анализа напряженно-деформированного состояния, интерпретации результатов и исследования нуждаются в продолжении.

Таким образом, целью данной работы является разработка расчетно-экспериментального метода исследования развития трещин для условий изотермического и нестационарного температурного состояния материала при циклическом механическом нагружении и обоснование прогнозирования и интерпретации результатов в терминах нового параметра разрушающего воздействия.

Для достижения поставленной цели необходимо решить следующие **задачи**:

1. Разработать расчетно-экспериментальную методику исследования роста трещин в условиях термомеханической усталости при синфазной и противофазной форме цикла деформирования.

2. Выполнить расчетно-экспериментальные исследования влияния вида нагружения и температуры на характеристики циклической трещиностойкости жаропрочного никелевого сплава ХН73МБТЮ.

3. Разработать метод и реализовать алгоритм численного сопряженного мультифизического анализа циклического механического нагружения при нестационарном температурном состоянии материала в условиях индукционного нагрева и конвективного воздушного охлаждения.

4. Выполнить параметрические исследования и сформировать структуру полей напряженно-деформированного состояния в вершине трещины для условий ТМУ с учетом сдвига фаз.

5. Ввести и обосновать параметр разрушающего воздействия для интерпретации и прогнозирования эффектов совместного влияния нестационарного теплового состояния и нелинейного циклического деформирования материала на скорость роста трещины.

6. Представить оценку развития трещин в диске турбины авиационного двигателя на основе имитационного моделирования.

ГЛАВА 2. МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ СКОРОСТИ РОСТА ТРЕЩИН ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ В УСЛОВИЯХ СЛОЖНЫХ ТЕПЛООБМЕННЫХ ПРОЦЕССОВ

В настоящее время отсутствует стандарт для определения скорости роста трещин в условиях ТМУ нагружения. В литературе известен ряд работ, направленных на разработку методики ТМУ экспериментального исследования скорости роста трещины. Основное внимание уделялось таким особенностям методологии экспериментальных исследований, как предварительное инициирование и выращивание трещины, подготовка поверхности образцов, измерение температуры и длины трещины, методы нагрева и охлаждения [105,222,161,86,143,125,164,176,165,171,107,163,155,166,194,126,96,246]. В этой связи актуальной является разработка методики исследования скорости развития трещин при изотермическом и термомеханическом циклическом деформировании в приложении к жаропрочным сплавам на никелевой основе.

2.1 Исследуемый материал, геометрия образцов и программы испытаний

Геометрия образцов

В ранее проведенных исследования при ТМУ нагружении [125,222] обычно использовались образцы прямоугольного и квадратного сечения, толщиной и шириной около 12 мм.

В настоящей работе объектом численного и экспериментального исследования выступал образец с односторонним надрезом на растяжение (SENT) (рис. 2.1.1a) с прямоугольным поперечным сечением.

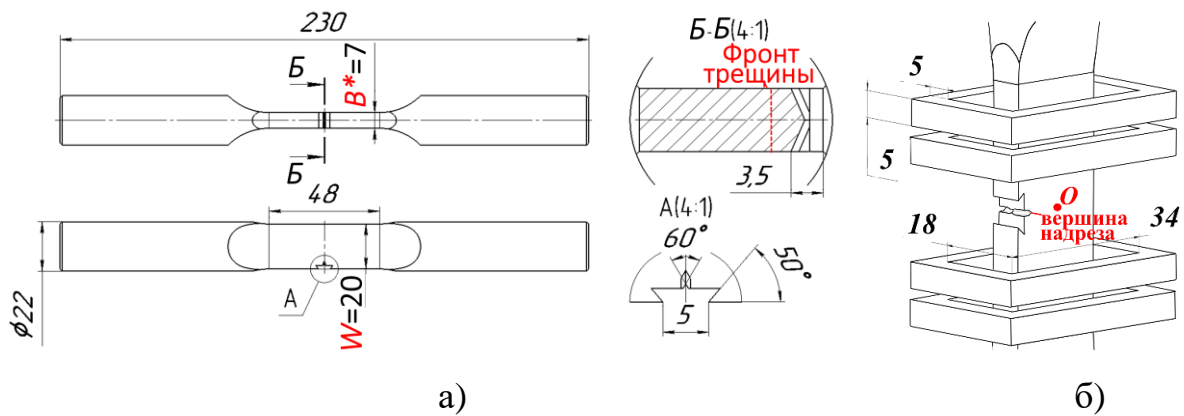


Рисунок 2.1.1 — Геометрия и размеры (а) образца и (б) индуктора

Геометрия SENT образца была выбрана с учетом требований к испытаниям на скорость роста трещин, что позволило обеспечить изменение скорости роста трещины в относительно широком диапазоне от начала испытания до разрушения. Суммарная длина острой трещины и надреза (3,5 мм, рис. 2.1.1а) относительно внешней грани образца обозначается как длина трещины размером a . В данном исследовании начальная длина трещины a составляла примерно 5 мм. Подробный чертеж SENT образца представлен на (рис. 2.1.1а), где W — ширина, r — расстояние от вершины трещины, B^* — толщина. Размер поперечного сечения образца $W = 20$ мм обеспечивал дальнейшее распространение трещины до значений около $a = 15...19$ мм перед разрушением, что приводило к изменению скорости роста трещины примерно на три порядка. Шевронный надрез (рис. 2.1.1б) был использован для получения прямой линии фронта предварительно выполненной усталостной трещины. Образец изготовлен с применением метода электроэрозионной обработки. Поверхность рабочей области образца полировалась по траектории роста трещины полосой шириной около 7 мм.

Геометрия образца может существенно влиять на реализуемые в испытаниях температурные поля в плоскости роста трещины. Поэтому перед началом серии испытаний образцов необходимо убедиться в достижении необходимого теплового состояния в рабочей зоне на протяжении всего ТМУ цикла.

Программа испытаний

Согласно поставленным в работе задачам, рассмотрены условия циклического механического изотермического нагружения (рис. 1.1.1 и 2.1.2а,б) при температурах 26 °С, 400 °С, 650 °С и ТМУ (рис. 2.1.2в,г). ТМУ испытания при СЦ (рис. 2.1.2в) и ПЦ (рис. 2.1.2г) проводились на воздухе, в условиях мягкого режима нагружения при различных уровнях номинальной нагрузки с коэффициентом асимметрии нагрузки $R = 0.1$, а также при треугольной форме траектории нагружения (рис. 2.1.2). Максимальное номинальное значение напряжений для СЦ составило 70 и 80 МПа, а для ПЦ — 200 и 220 МПа. Общее время цикла составило $\phi^* = 60$ секунд при изменении температуры от 400 °С до 650 °С. Максимальная температура 650 °С и температурный диапазон (250 °С), используемые при испытаниях ТМУ, достаточны для обеспечения существенного изменения механических свойств (см. раздел 2.2). Испытания при трапециевидном цикле нагружения проведены при температурах 650 и 400 °С с участками 5 с нагружения/разгрузки и 60 с поддержания постоянной максимальной нагрузки (рис. 2.1.2а).

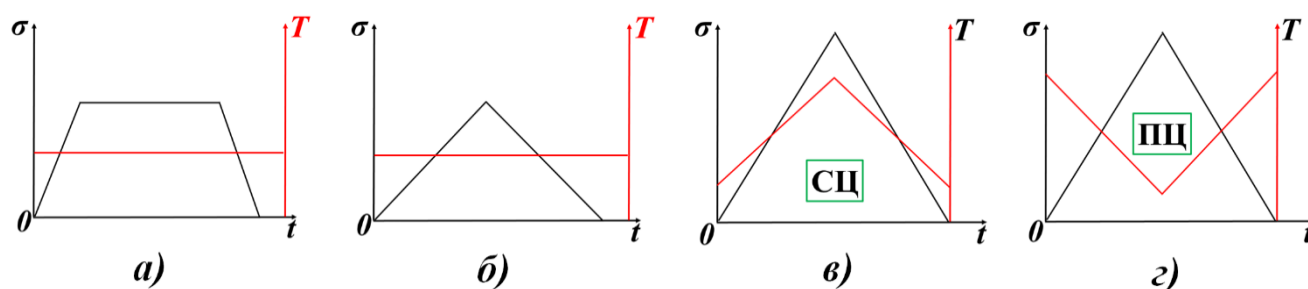


Рисунок 2.1.2 — Программа испытаний SENT образцов для изотермических условий (а) трапециевидного цикла, (б) треугольного цикла, а также ТМУ условий (а) СЦ и (б) ПЦ

В большинстве случаев испытания на скорость роста трещин в условиях повышенных температур проводят при значении коэффициента асимметрии нагрузки $R = 0.1$. Очевидно, объективной идентификации закономерностей нагружения ТМУ может способствовать использование параметров цикла

нагружения, по которым накоплен большой объем экспериментальных данных. Кроме того, коэффициент нагрузки $R = 0.1$ находит применение в различных упрощенных полетных циклах и является типичным для промышленного применения [86]. Сводная информация о проведенных испытаниях на распространение трещин представлена в таблице 2.1.1.

Таблица 2.1.1 — Условия испытаний

Фазовый режим	Номинальные напряжения, σ_{nom} (МПа)	Температура, T (°C)
СЦ	7-70	400-650
	8-80	
ПЦ	15-150	
	20-200	
ИУ	16-160	26
	20-200	400
	7-70	650
	8-80	

Материал

SENT образцы были изготовлены из коррозионно-стойкого жаропрочного сплава ХН73МБТЮ на основе никеля. Химический состав приведен в таблице 2.1.2 [24,249]. Стандартная трехстадийная термическая обработка сплава состоит из закалки (1120 °C, 8 ч, воздух), отпуска (1000°C, 4 ч, воздух), старения (750-775°C, 16-25 ч, воздух).

Таблица 2.1.2 — Химический состав сплава ХН73МБТЮ

Элемент	C	Cr	Ti	Al	Mo	Nb	Ni	Fe
Массовая доля (%)	0.08	13–16	2.3–2.7	1.3–1.7	2.8–3.2	1.9–2.2	основа	< 2.0

Известные из литературы общие особенности жаропрочных никелевых сплавов заключаются в следующем. Жаропрочные никелевые сплавы являются дисперсионно-упрочненными (дисперсионно-твердеющими). Из имеющей ГЦК решетку матрицы на основе никеля γ -твердого раствора при охлаждении выделяется когерентная упрочняющая матрицу (путем торможения дислокаций) γ' -фаза (интерметаллидное соединение Ni_3Al или Ni_3Ti) [53,36]. Тугоплавкие

упрочняющие твердый раствор элементы (ниобий и молибден) могут также входить в состав γ' -фазы. Al, Ti и Nb могут образовывать с Ni связанные частицы γ'' (Ni_3Al , Ni_3Nb , Ni_3Ti) дискообразной структуры в матрице с ГЦК решеткой, представляющие собой объединение двух упорядоченных элементарных ячеек [173]. Как это известно, для жаропрочных сплавов на основе никеля увеличение размера зерна приводит к улучшению сопротивления ползучести при ухудшении свойств малоциклового усталости. Крупно-зернистая микроструктура достигается закалкой выше или вблизи температуры полного растворения γ' -фазы ($T_{\text{пр}\gamma'}$) [2,21,29,32].

На сопротивление ползучести сплава в большей степени влияет выделившиеся по границам зерен и стабилизирующие их карбиды M_{23}C_6 [249]. В свою очередь, зоны химической неоднородности возникают на поверхностях раздела и приводят к охрупчиванию и ухудшению прочностных свойств [53]. Известно, что с точки зрения стойкости к сульфидному растрескиванию под напряжением дисперсионное упрочнение предпочтительнее дислокационного, поскольку дислокации имеют повышенную способность улавливать и удерживать водород, что может привести к охрупчиванию материала. Размер, форма, степень сфероидизации карбидов и их состав управляют механизмом образования скоплений водорода в структуре и, как следствие, вероятностью развития механизма сульфидного растрескивания под напряжением. Наиболее неблагоприятными, с этой точки зрения, карбидами являются M_{23}C_6 , M_3C , (M - Fe, Cr, Mo), а оптимальными для обеспечения стойкости к сульфидному растрескиванию под напряжением являются карбиды типа MC (M - V, Mo) [54].

По данным ранее проведенных исследований сплава ХН73МБТЮ, его микроструктура состоит из γ -твердого раствора, упрочненного частицами γ' -фазы соединения Ni_3Al . Размеры произвольно ориентированных зерен составляют около 30-60 мкм по данным [249]. Крупные частицы карбидов неопределенной формы расположены по телам зерен и мелкие частицы по границам [30]. Частицы γ' -фазы имеют шаровидную форму с размерами частиц крупной фракции 0.2...0.6 мкм [5,30,249]. Массовая доля содержания γ' -фазы составляет 20.5 %, а легирующими

элементами выступают Cr, Al, Ti, Nb, Mo [22]. По данным измерений в работе [248] сферические первичные γ' частицы имеют средний размер около 0.06 мкм и их объемная доля составляла примерно 35%. Когерентные γ' частицы были равномерно распределены в матрице с ГЦК (FCC) решеткой. Крупные карбиды типа MC встроены в матрицу, и более мелкие частицы карбида $M_{23}C_6$ осаждались вдоль границы зерна.

Негативно влияющей на характеристики особенностью сплава ХН73МБТЮ является нестабильность его структуры при повышенной температуре [5,53]. Представленные Великановой и Протасовой [5,30] результаты исследования влияния эксплуатационной наработки показали, что в процессе длительной эксплуатации временное сопротивление и предел текучести жаропрочного сплава на никелевой основе для деталей турбин практически не изменяются. В свою очередь для характеристик пластичности, относительное удлинение и относительное сужение показали выраженную тенденцию к снижению значений со временем на 35...50 %. При этом характеристики пластичности существенно влияют на долговечность при МЦУ [6]. Выявлены изменения микроструктуры сплава под действием высокотемпературного нагружения с выдержкой, которое заключалось в накоплении полос скольжения дислокаций в разных системах скольжения, вызывающем снижение пластичности. Также было показано [5], что после длительной наработки в эксплуатации в микроструктуре вторичной упрочняющей γ' -фазы наблюдается эффект достаривания (растворение частиц крупной фракции, выделение и коалесценция частиц мелкой фракции γ' -фазы), что обуславливает уменьшение характеристик пластичности. Длительное воздействие высоких температур сплава приводило к микроструктурной нестабильности, что являлось причиной деградации сопротивления ползучести [249]. Представленные в работе [53] результаты электронной спектроскопии показали, что в условиях выдержки 8000 ч при повышенной температуре под нагрузкой, не выявлено дополнительного обогащения границ зерен сплава ХН73МБТЮ вредными примесями серы и фосфора, в сравнении с термообработанным состоянием. Обогащение фосфором выявлено при температуре более 700 °С, серой при

температуре 750 °С. В интервале температуры 650-800 °С обнаружено обогащение границ зерен бором механизмами выделения мелкодисперсных боридов и диффузии. Продолжительное воздействие температуры более 750 °С приводило впоследствии к существенному усилению доли межзеренного разрушения при ударных нагрузках. До температуры 700 °С, снижение когезионной прочности границ зерен объясняется образованием вблизи них плоских скоплений дислокаций и дополнительного выделения упрочняющей γ' -фазы, повышающих локальный уровень напряжений в приграничной области, без выявленного дополнительного обогащения границ зерен легирующими элементами и примесями [53].

Анализ поверхности образцов, испытанных в рамках представленной работы, осуществлялся на сканирующем электронном микроскопе Zeiss Merlin. Сплав ХН73МБТЮ имеет крупнозернистую разно-ориентированную структуру (рис. 2.1.3).

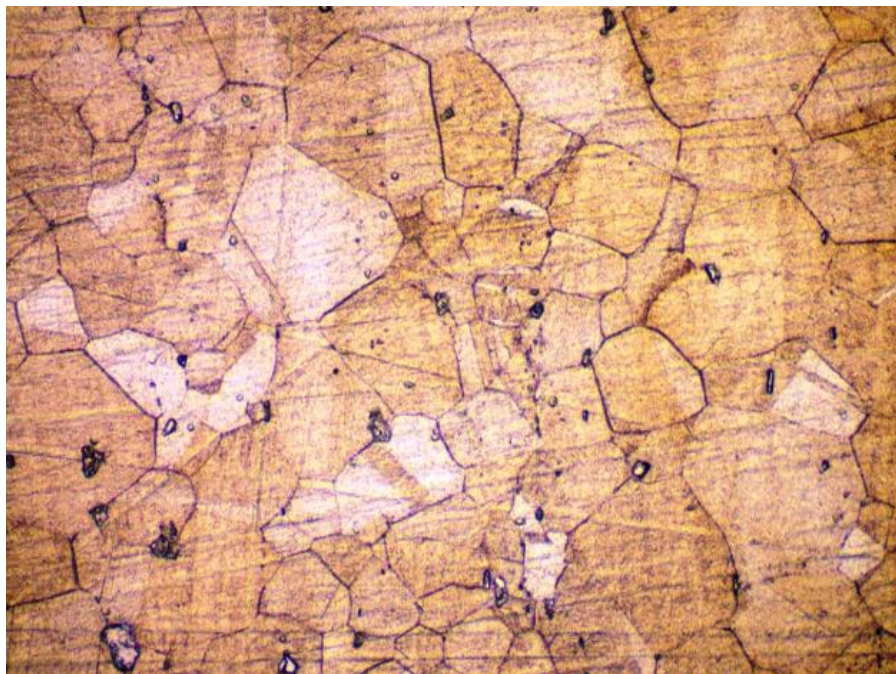


Рисунок 2.1.3 — Структура поликристаллического сплава ХН73МБТЮ на основе никеля

При температуре до 550 °С разрушение цилиндрических образцов при проведенных испытаниях на монотонное одноосное растяжение сопровождалось образованием шейки, а на поверхности рабочей зоны наблюдались полосы Людерса-Чернова. При температуре 650-700 °С поперечная деформация сжатия по рабочей зоне была близка к однородной вплоть до разрушения образца. На цилиндрической поверхности рабочей зоны разрушенных образцов обнаружены множественные микротрещины, расположенные перпендикулярно к оси нагружения выше и ниже условной плоскости разрушения.

При нагреве гладких образцов в печи до относительно невысоких температур в диапазоне 400-700 °С был замечен примечательный эффект отрицательной скорости деформации (усадки), при приложении и без приложения номинального нагружения одноосного растяжения (при достаточном времени предварительной выдержки около 1.5-2.5 часов). Выявленный эффект может быть связан с уже упомянутой нестабильностью структуры сплава ХН73МБТЮ, разницей в твердости и тепловом расширении состава микроструктуры [147,84,85], с процессом выделения частиц γ' -фазы, который, как указано в работе [21], сопровождается уменьшением объема. Схожий процесс отрицательного дрейфа деформации был замечен при измерении раскрытия берегов надреза на торце SENT образца при повышенной температуре. В испытаниях на ползучесть поведение первичных кривых ползучести, кроме уменьшения деформаций после упругого нагружения, демонстрировало также скачки с некоторой периодичностью по времени.

2.2 Основные характеристики сплава ХН73МБТЮ при монотонном нагружении в диапазоне температур 23°С-700°С

Основные механические свойства сплава ХН73МБТЮ в интервале температур 26–700 °С приведены в таблице 2.2.1 [216], где σ_y — предел текучести, σ_u — временное сопротивление, σ_f — истинное напряжение разрушения, ε_f — истинная деформация разрушения, α_{th} — коэффициент линейного термического

расширения, C и γ_h — модуль упрочнения и скорость убывания модуля упрочнения по нелинейной кинематической модели упрочнения Фредерика Армстронга или Шабоса [91,92].

Таблица 2.2.1 — Механические свойства сплава ХН73МБТЮ

T (°C)	E (МПа)	σ_y (МПа)	σ_u (МПа)	σ_f (МПа)	ε_f (%)	α_{th} (°C ⁻¹)	C (МПа)	γ_h
26	215775	904.04	1298.25	2530.64	77.04	1.14E-05	5800	3.565
400	203780	829.95	1229.52	2036.73	71.09	1.36E-05	6100	5.05
550	206180	836.42	1205.93	1944.55	69.91	1.46E-05	6200	5.593
650	189236	868.09	1078.97	1249.33	18.40	1.57E-05	10800	28.321
700	174000	896.58	1046.26	1074.77	12.02	1.62E-05	11480	61.794

Процесс идентификации значений параметров C и γ_h поясняется в [27]. Инженерные кривые напряжение-деформация (рис. 2.2.1) (где ω_f – критическое значение ПЭД) получены при скорости перемещения 1 мм/мин и были преобразованы в истинные кривые напряжение-деформация согласно представленной в [8] методике.

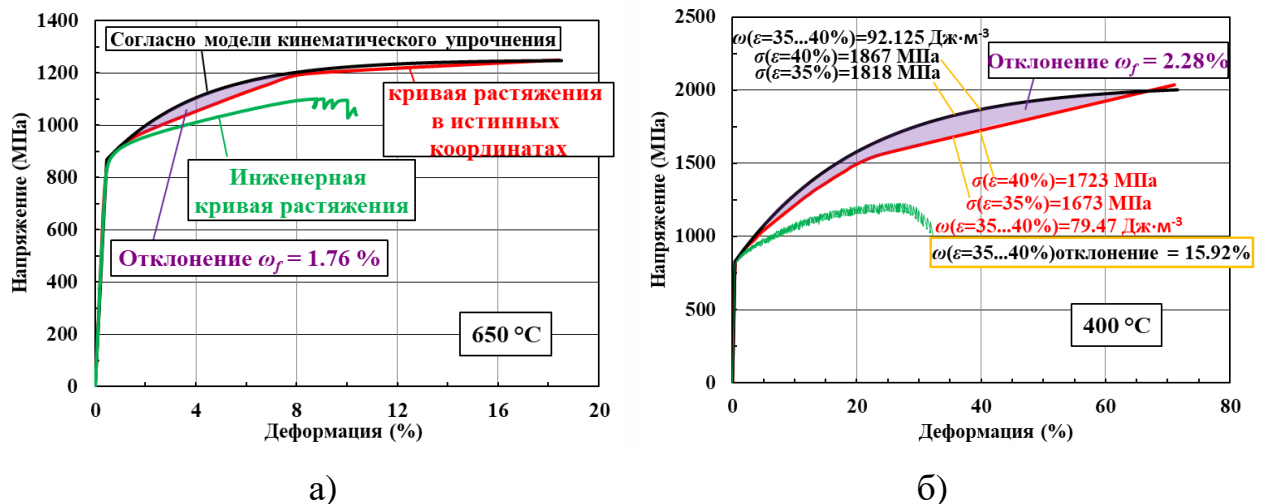


Рисунок 2.2.1 — Кривые растяжения сплава ХН73МБТЮ для температуры (а) 400 °С и (б) 650 °С

Для всех температур проведенных испытаний на одноосное монотонное растяжение проявление площадки текучести не наблюдалось. Согласно [17], это

указывает на наличие большого количества подвижных дислокаций в исходном состоянии материала.

Пилообразные участки кривых зависимостей напряжений и деформаций (рис. 2.2.1), полученных при одноосном растяжении, могут быть обусловлены эффектом Портевена-Ле Шателье (Савара-Массона) [174,190,23,40], динамическим деформационным старением и конкуренцией между закрепляющими дислокации диффундирующими растворенными веществами и высвобождающимися дислокациями. Увеличение напряжений течения с повышением температуры (400-650 °С, таблица 2.2.1) ранее уже связывалось авторами [41] с эффектом Портевена-Ле Шателье.

Экспериментальные и прогнозные данные, представленные на рис. 2.2.2, показывают, что повышение температуры приводит к ожидаемым изменениям свойств материала, таким как снижение предела прочности и предельной деформации.

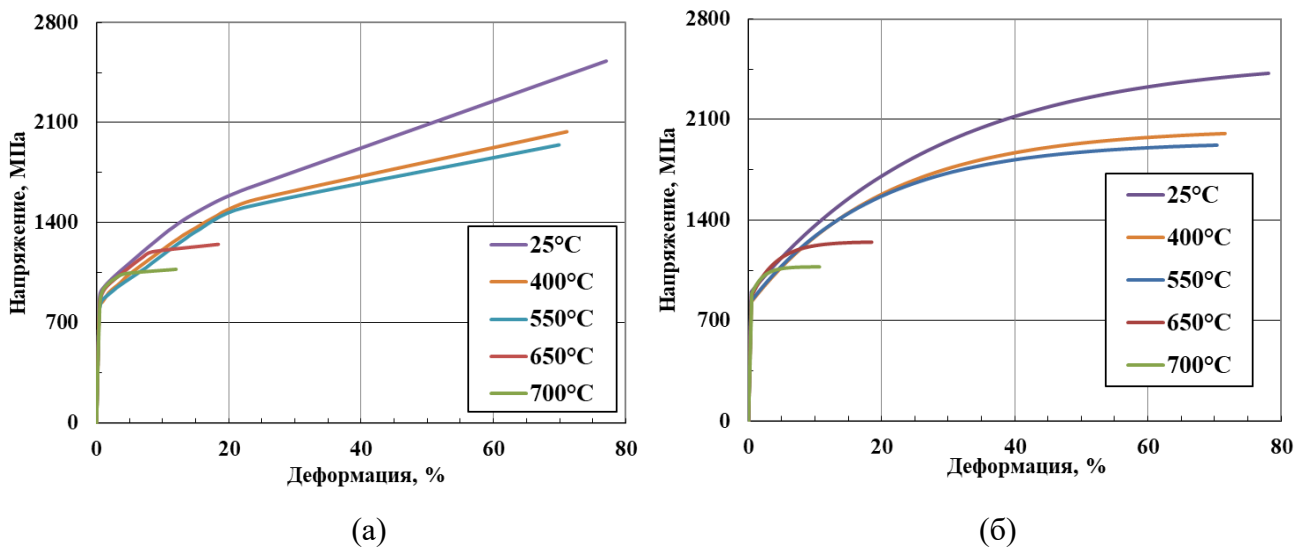


Рисунок 2.2.2 — Истинные кривые напряжение-деформация (а) экспериментальные и (б) по модели кинематического упрочнения для сплава ХН73МБТЮ

Для расчета тепловых потерь от индукционного нагрева, приводящего к повышению температуры образца, необходимо указывать такие электромагнитные

свойства, как удельная электропроводность k и относительная магнитная проницаемость μ_r (таблица 2.2.2) [24,216,223]. Тепловой поток внутри образца, вынужденная и естественная конвекция рассчитывались с учетом свойств воздуха и сплава ХН73МБТЮ по таблицам 2.2.3 и 2.2.4 [24,18], где λ — теплопроводность, μ — динамическая вязкость, ρ — плотность, C_p — удельная теплоемкость.

Таблица 2.2.2 — Электромагнитные свойства

T (°C)	0	23	100	400	550	650	700
k (См/м)	822888	813980	806342	790448	780196	768239	765306
μ_r	1.002						

Таблица 2.2.3 — Теплофизические свойства воздуха

T (°C)	λ (Вт/м·К)	μ (Па·с)	ρ (кг/м ³)	C_p (Дж/кг·К)
0	0.0244	1.72E-05	1.293	1005
23	0.0259	1.79E-05	1.205	1005
100	0.0321	2.19E-05	0.946	1009
400	0.0521	3.30E-05	0.524	1068
550	0.0595	3.77E-05	0.425	1103.5
650	0.0647	4.05E-05	0.382	1124.5
700	0.0671	4.18E-05	0.362	1135

Таблица 2.2.4 — Теплофизические свойства сплава ХН73МБТЮ

T (°C)	λ (Вт/м·К)	C_p (Дж/кг·К)
0	11.7	419
23	11.9	422
100	12.3	434
400	15.9	502
550	18.65	566
650	20.5	608
700	21.3	629

Перечень представленный в этом разделе электромагнитных и теплофизических свойств является исходной информацией для численного моделирования напряженно-деформированного состояния в неоднородном переходном температурном поле, которое является следствием реализованного в ТМУ испытаниях индукционного нагрева и принудительного воздушного конвективного охлаждения.

2.3 Испытательное оборудование и средства измерений для проведения экспериментов при усталости, взаимодействии усталости и ползучести и термомеханическом нагружении

Испытательная установка включала в себя серво-гидравлическую испытательную раму Zwick/Roell HA100 (рис. 2.3.1а) с системой управления Zwick CUBAS.

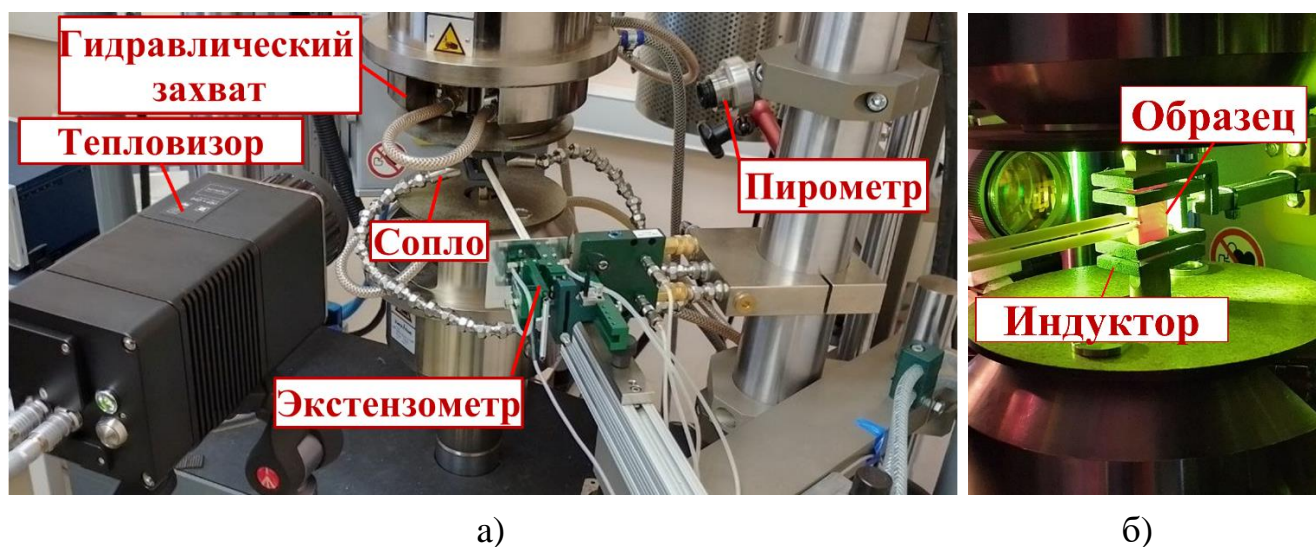


Рисунок 2.3.1 — (а) Испытательное оборудование и (б) установленный в испытательной установке образец

Захватная часть образцов зажималась в гидравлических захватах с обеих сторон. Нагрузка прикладывалась в направлении продольной оси образца. Образец располагался внутри обеспечивающего нагрев прямоугольного индуктора (рис. 2.1.16 и 2.3.1б). В процессе ТМУ испытаний, после достижения максимальной температуры в цикле 650 °С, импактная струя воздуха подавалась на поверхность образца для охлаждения до температуры 400 °С. Сравнение результатов экспериментов, проведенных с индукционным нагревом, инфракрасным нагревом и печным нагревом, не показало влияния магнитных полей и естественного воздушного конвективного охлаждения на скорость роста трещины [222,176].

Выращивание предварительной усталостной трещины осуществлялось при комнатной температуре с использованием гармонического цикла нагружения с частотой $f^* = 15$ Гц, $R = 0.1$ и снижением нагрузки по мере роста трещины.

Измерение перемещений

Во время испытаний на внешней поверхности образца измерялось перемещение, раскрытие берегов трещины (COD) с помощью высокотемпературного экстензометра (рис. 2.3.1a) Epsilon модели 3548COD с измерительной базой 5 мм. Эти датчик с жидкостным охлаждением предназначен для использования при температуре до 1200 °С. В ТМУ условиях суммарные измеренные перемещения включали как механические перемещения, так и тепловое расширение материала.

Измерение температуры

Пирометр Sensortherm SIRIUS SI16 (рис. 2.3.1a), поддерживающий температурный диапазон измерений 300–1300 °С был ориентирован на центр рабочей области образца (точка О, рис. 2.1.1б), где точно выполнялся заданный температурный цикл в течение испытания. Пирометр обеспечивает измерение температуры на поверхностях, имеющих коэффициент черноты $w = 0.2-1$, с погрешностью 0.5 % от показания в °С + 1 °С и повторяемостью 0.1 % от показания в °С + 1 °С. Пирометр отличается быстрым сбором данных со временем отклика 5 мс. В настоящей работе в условиях стационарного температурного режима для определения коэффициента черноты поверхности образца w использовались хромель-алюмелевые термопары [216].

За пределами пятная измерения температуры, на температуру влияют следующие факторы: скорость нагрева и охлаждения, геометрия образца, индуктора и сопел, характеристики индукционного нагрева, свойства материала и среды, и др.

Валидация и верификация численной модели в трехмерной постановке требует анализа распределения температуры во всей рабочей области. Поэтому, помимо измерений температуры пирометром, для проверки результатов расчета полей температуры на поверхности образца в рамках вычислительной

гидродинамики (ВГД) был использован тепловизор InfraTec TX VarioCAM (рис. 2.3.1a) с температурным диапазоном измерений 40–1200 °С.

Нагрев и охлаждение

Для ТМУ испытаний нагрев от температуры 400 °С до 650 °С осуществлялся с помощью четырехвиткового индуктора прямоугольной формы в полуцикле длительностью 30 с. Вихревые токи магнитного поля вызывали тепловые потери преимущественно в пределах «скин-слоя» образца. Импактная струя охлаждающего воздуха подавалась через два сопла на рабочую область образца (20 × 48 мм, рис. 2.1.1a) с обеих сторон.

Для обеспечения высоких скоростей нагрева (8.33 °С/с) совместно с четырехвитковым прямоугольным индуктором (рис. 2.3.1б) использовался индукционный нагревательный блок ТТН15 мощностью 15 кВт. Установка индукционного нагрева состоит из двух компонентов: генератора высокой частоты (70–450 кГц) и стационарной нагревательной станции с прямоугольным индуктором. Размеры витков индуктора показаны на рис. 2.1.1б. Номинальные скорости нагрева и охлаждения задаются в системе управления испытательной установки и осуществляются путем регулирования характеристик тока. В процессе нагрева образца на индуктор подавался ток в диапазоне частот 120–130 кГц, при этом мощность варьировалась для получения заданной треугольной формы полуцикла температуры. Сравнение круглой и прямоугольной формы витков индуктора [216] показало, что, используя прямоугольную форму витков для нагрева SENT образца (рис. 2.1.1) можно достичь более равномерного температурного профиля.

Быстрая скорость охлаждения (8.33 °С/с) была достигнута за счет вынужденного воздушного конвективного охлаждения (ВВКО). Два сопла с прямоугольным сечением канала на выходе (20 × 3 мм) устанавливались перпендикулярно обдуваемой поверхности (20 × 48 мм, рис. 2.3.1a) образцов. После достижения максимальной температуры в цикле 650 °С ударная струя воздуха, вытекающая из сопел, падала на обдуваемую поверхность образца.

Поддержание постоянной повышенной температуры в испытаниях при чистой усталости и взаимодействии усталости и ползучести осуществлялось индукционным методом.

2.4 Прямые и косвенные методы измерения размеров трещины в процессе испытаний

Применяют визуальный, разности электрических потенциалов, податливости, датчиков разрыва, токовихревой, ультразвуковой, акустический и др. методы [31]. В случае проявления туннелирования трещины допускается выполнение на поверхностях трещины маркеров формы фронта трещины в нескольких положениях длины трещины. Маркеры формы образуются в результате временного перехода на другие параметры цикла нагружения или с помощью красящих жидкостей. Рекомендуется также останавливать испытание перед разрушением образцов для обеспечения возможности последующей тарировки длины трещины, по методу разности электрического потенциала, по четко очерченному фронту трещины [73]. Количество точек записи пар значений цикла нагружения и длины трещины должно быть достаточным для описания участков переходных процессов.

Искомыми в практике экспериментальных исследований результатами обычно являются зависимости текущей длины трещины от соответствующего количества циклов нагружения. Количество циклов нагружения обычно записывается на протяжении испытания программным обеспечением испытательной установки. Длина трещины требует применения различных методов для ее определения, в зависимости от условий испытания.

Классическим и надежным способом определения длины трещины является визуальный контроль с помощью микроскопа. Данный метод измерения длины трещины доступен при условии обеспечения визуального контроля рабочей поверхности образца.

При отличающихся от комнатных температурных условиях состояния образца, для поддержания заданной температуры и характеристик среды используются печи, климатические камеры, индукционные нагревательные системы, нагрев током или излучающие лампы. Печи и климатические камеры, как правило являются закрытыми и не обеспечивают возможность размещения средств визуального контроля длины (например, микроскопа). В таких обстоятельствах для косвенного определения длины трещины на протяжении всего испытания применяют метод разности потенциалов [42,222,230]. Метод разности потенциалов постоянного или переменного тока экспериментально реализуется путем отслеживания значений напряжения тока, прошедшего через живое сечение образца. Полученное отношение текущих напряжений тока к начальным тарируется по значениям соответствующих длин трещины, измеренных по маркерам на разрушенной поверхности образца в некотором наборе положений длины трещины.

Другим способом получения зависимости длины трещины от количества циклов нагружения является метод податливости. Для использования метода податливости необходимо обеспечить измерения перемещений материала в определенных точках или на определенных областях испытываемого образца с помощью контактных или бесконтактных средств. Чаще всего используются контактный экстензометр и датчики раскрытия.

Также развивается практика применения бесконтактного метода цифровой корреляции изображений (DIC) [144,169]. Однако, данный метод имеет ограничения, связанные с возможностью измерений в условиях повышенных температур.

2.5 Тарировки температуры в испытательном образце при индукционном нагреве

Измерение и контроль температуры образца считаются наиболее важными вопросами в ТМУ испытаниях. Известно [125,164], что увеличение толщины слоя

оксидной пленки при воздействии высокой температуры приводит к изменению коэффициента черноты поверхности w , что имеет решающее значение для пирометрических измерений. Степень черноты w связана со способностью материала излучать инфракрасную энергию по сравнению с энергией идеально черного тела при определенной температуре. Таким образом, не зная величины степени черноты серого тела, невозможно корректно проводить измерения температуры. Прежде всего, w зависит от материала и свойств его поверхности, то есть шероховатости. Поэтому, чтобы обеспечить точный контроль температуры во время испытания, измерялась температура на полированной и неполированной поверхности образца в течение некоторого времени поддержания при высокой температуре.

Для определения w три термопары К-типа приварены точечной сваркой вблизи пятна измерения температуры пирометром на полированной и неполированной поверхности (20×48 мм, рис. 2.3.1а) образцов. Следует отметить, что неполированная поверхность была получена методом электроэрозионной обработки при изготовлении SENT образца. В ходе измерений заданные в настройках пирометра значения w корректировались до тех пор, пока показания температуры не совпали с показаниями термопар. Показания пирометра и термопар в зависимости от времени выдержки представлены в таблице 2.5.1 [216].

Таблица 2.5.1 — Измерения температуры и коэффициента черноты w

Время, ч	Температура, °К					Степень черноты w	
	Пирометр		Термопары			$(T_{\text{пир}}^4 - T_0^4)/(T_{\text{ТС}}^4 - T_0^4)$	
	Полированная поверхность	Неполированная поверхность	ТП ₁ Неполированная поверхность	ТП ₂ Неполированная поверхность	ТП ₃ Полированная поверхность	w_1 Неполированная поверхность	w_2 Полированная поверхность
0.00	503.15	923.15	913.15	927.15	893.65	0.983	0.089
0.08	521.15	923.15	916.15	922.15	896.15	0.994	0.104
0.22	526.15	923.15	918.15	927.15	897.15	0.983	0.108
0.75	541.15	923.15	917.85	927.15	897.35	0.983	0.122
0.98	551.15	923.15	917.95	927.15	896.85	0.983	0.132
1.27	555.55	923.15	917.85	926.95	896.75	0.984	0.137
1.57	557.65	923.15	917.75	926.95	896.25	0.984	0.139
2.33	562.95	923.15	917.55	926.45	896.15	0.986	0.145
8.92	568.15	923.15	917.15	926.15	893.15	0.987	0.153
23.8	578.15	923.15	916.85	924.15	895.15	0.996	0.164

Значения степени черноты $w_1 = 0,98$ и $w_2 = 0,1-0,16$ наблюдались после 24-часовой выдержки при температуре $650\text{ }^\circ\text{C}$ для неполированной и полированной поверхностей. Таким образом, на основе этих измерений были установлены прямые корреляции между показаниями пирометра и термопары.

2.6 Алгоритм интерпретации характеристик роста трещин при термомеханическом нагружении с учетом формы цикла деформирования

Исследование скорости роста трещины при ТМУ реализуется в следующем порядке операций:

1. Геометрия образца, способ нагрева, охлаждения и параметры цикла температуры определяются исходя из их совокупного влияния и требований к температурному состоянию образца.

2. Подготавливается поверхность образцов для проведения дистанционных измерений температуры в ТМУ испытаниях. Во-первых, путем полировки участка поверхности по траектории роста трещины для обеспечения возможности визуального наблюдения за вершиной трещины. Во-вторых, путем нанесения покрытий на поверхность образца, в области дистанционного измерения температуры для получения определенного стабильного значения коэффициента черноты w . Если качество исходной поверхности не соответствует значениям w близким к абсолютно черному телу $w \approx 1$, альтернативой нанесению покрытий на поверхность образца может выступать предварительное поддержание образца при повышенной температуре для выхода значений w на постоянный уровень с течением времени.

Для тарировки степени черноты поверхности и дублирующего метода измерения температуры к образцу привариваются термопары К или N типов. Расположения точечной сварки спаев термопар с образцом выбирается исходя из минимизации влияния термопар на поля температуры в образце. Для прямоугольной формы сечения образца, оправданным будет расположение точек сварки в серединной точке грани между ребрами, а также на ребре образца.

3. Предварительное инициирование и выращивание трещины проводится при гармоническом цикле нагружения с повышенной частотой для получения заданной формы фронта и смещения вершины трещины на некоторое расстояние от начального надреза.

4. Длина трещины измеряется оптическим методом, разности потенциалов или методом податливости. В случае нагрева индукционным методом или излучением, когда возможен визуальный контроль за поверхностью образца, оптический микроскоп располагается напротив открытой части рабочей зоны, предполагаемой траектории роста трещины. Нагрев и охлаждение образца в закрытом пространстве, в печи, позволяет определять длину трещины методами податливости и разности потенциалов. В случае использования метода разности потенциалов к образцу привариваются провода для подачи тока и измерения напряжения электрического тока. Метод податливости предполагает размещение в заранее выполненном надрезе в устье трещины экстензометра для измерений перемещений. По мере накопления циклов нагружения и роста трещины через некоторые промежутки времени фиксируются значения длины трещины, напряжения электрического тока и перемещений в вершине надреза для последующей обработки и анализа показаний.

5. Образец устанавливается в испытательной установке и в захватной части зажимается призматическими губками гидравлических захватов. Корректируется положение устройств нагрева и охлаждения в пространстве вокруг образца. Настраивается расположение пятна измерения температуры пирометром.

6. Перед запуском ТМУ испытания проводится предварительный нагрев и поддержание температуры на уровне минимальной температуры в цикле. Допускается перед механическим нагружением реализовать несколько температурных циклов для выхода теплового состояния на установившийся циклический режим. Из пространства вокруг испытательной установки исключаются устройства и механизмы наводящие помехи и шум в показания приборов.

7. Выполняется накопление ТМУ циклов нагружения до достижения заданной длины трещины или разрушения образца.

8. Проводятся серия численных расчетов отдельно для нескольких промежуточных положений длины трещины в условиях моделирующих экспериментальный ТМУ цикл нагружения с воспроизведением способа нагрева и охлаждения. Для этого предварительно обеспечивается состояние установившегося решение численных моделей, в результате верификации сеток моделей методом анализа чувствительности.

9. На основе подобных экспериментальным и численно полученных полей параметров НДС и температуры в образце, и частности в вершине трещины, определяют линейные и нелинейные параметры для последующей интерпретации.

10. Значения полученной скорости роста трещины сопоставляют на диаграмме как функцию переменных линейных и нелинейных параметров.

11. По кривой зависимости скорости роста трещины от использованного параметра определяют характеристики уравнения, описывающего полученную зависимость. Также проводится сравнение полученных зависимостей для различных условий ТМУ нагружения по соотношению фаз нагрузки и температуры.

12. Результаты реализации и применения разработанного алгоритма в деталях представлены в последующих разделах диссертации.

ГЛАВА 3. ЧИСЛЕННЫЙ АНАЛИЗ НДС В ЗОНЕ КОНЦЕНТРАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ ИСПЫТАТЕЛЬНЫХ ОБРАЗЦОВ ПРИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Ранее в работах других авторов не было представлено ни подробного рассмотрения температурного поля в объеме образца, ни рассмотрения влияния термических напряжений в SENT образце на основе численного анализа. В [79,236] при определении напряженного состояния задавалось упрощенное однородное температурное поле. Например, в [79] численно моделировалось НДС образца при ТМУ испытании с индукционным нагревом и вынужденным воздушным конвективным охлаждением (ВВКО). Температура во всем объеме образца была задана в зависимости от времени цикла. Таким образом, авторы пренебрегли влиянием температурной неоднородности на свойства испытываемых материалов и термическими напряжениями. Авторами [89] численно смоделировано поле температуры и напряжений в образце при индукционном нагреве и конвективном охлаждении. Однако, моделирование заключалось в подборе граничных условий (степени черноты w и коэффициента теплоотдачи) до тех пор, пока результаты не совпадут с измерениями температуры на поверхности образца. Другими словами, метод нагрева и охлаждения не был смоделирован. В работах [234,235] предложен метод сопряжения ВГД и механики для прогнозирования характеристик течения и трещинообразования в численной модели охлаждаемой лопатки первой ступени турбины. Результаты показывают, что термические напряжения являются доминирующими напряжениями в лопатке. Авторами [245] предложены численные методы анализа ТМУ нагружения. Однако такие подходы требуют существенного упрощения геометрии образца и условий окружающей среды, влияющих на тепловое состояние объекта исследования. Например, авторы [143] смоделировали НДС в момент зарождения трещины в гладких образцах в рамках цикла ТМУ нагружения. Вместо задания граничных условий по тепловому потоку или коэффициенту теплоотдачи, приводящих к неоднородности температурного поля,

авторы ограничили расчетную область и напрямую задали изменение температуры во времени. На практике применение этого подхода ограничено, хотя он полезен для проверки предложенных теоретических предположений в заранее выбранных экспериментальных условиях.

Если в качестве объекта исследования рассматривать идеальную модель (например, стержень, цилиндрические поверхности которого теплоизолированы, а боковые торцы обмениваются теплом), тогда можно задать граничные условия Дирихле или Неймана в конечных элементах (КЭ) в виде ограничений по температуре или тепловому потоку. При небольших диапазонах изменения температуры в цикле или малых скоростях изменения температуры, при высоких значениях теплопроводности λ в образце, можно сделать допущение о малых градиентах температуры и пренебречь неоднородностью температуры и тепловым расширением. Таким образом, задача может быть решена в рамках нелинейной механики твердого тела. Однако однородность температурного поля и отсутствие влияния термических напряжений являются предположениями, требующими численного обоснования с последующим установлением пределов допуска их изменений.

Переходные градиенты температуры в эксплуатационном и экспериментальном циклах нагружения ТМУ приводят к потере независимости функции управления заданными номинальными параметрами цикла нагружения (напряжением и деформацией) [216,223]. Поэтому для корректной интерпретации результатов ТМУ испытаний необходимо обеспечить близкую к равномерной температуру по всему объему образца или учесть влияние термического напряжения.

Очевидно, что сверление большого количества отверстий в образце для проведения измерений температурного поля термопарами в плоскости роста трещины приведет к искажению электромагнитных полей и теплового потока, а следовательно, и температурного поля [89]. Компьютерные численные методы являются единственным средством получения приблизительных, но не

подверженных искажению инвазивными методами измерений, данных о температуре внутри образца.

3.1 Разработка и реализация алгоритма сопряженных мульти-физических численных расчетов в последовательности электромагнитного, теплообменного анализа и определения деформированного состояния твердого тела

В случае существенно неоднородного переходного температурного поля результат совокупного воздействия заданных параметров циклического изменения температуры и нагрузки необходимо оценивать численно в рамках связанного мультифизического анализа, непосредственно моделирующего процесс нагрева или охлаждения.

Представленный в текущей главе мультифизический численный анализ основан на моделировании источников циклического изменения температуры, воздействующих на образец во время испытаний. Таким образом, численно моделируются реализованные в ТМУ испытаниях циклические чередующиеся процессы индукционного нагрева и вынужденного воздушного конвективного охлаждения (ВВКО) SENT образца в сочетании с номинальным нагружением для синфазного цикла (СЦ) и противофазного цикла (ПЦ). Введенная методика может быть применена для оценки НДС образцов при ТМУ испытаниях других авторов.

Разработка совместного мультифизического анализа в условиях ТМУ представляет собой сложную вычислительную задачу, хотя численное моделирование каждой задачи в отдельности может не вызвать затруднений для практических приложений. Для численного анализа был разработан и реализован новый алгоритм (рис. 3.1.1) [223] для мультифизических численных расчетов путем сопряжения модулей Maxwell 3D, Fluent и Transient Structural ANSYS 2021R1 [58]. Алгоритм основан на определении удельных тепловых потерь в образце от вихревых токов создаваемого индуктором магнитного поля и определении

переходных полей температуры, являющихся следствием процесса конвективного охлаждения и теплопроводности.

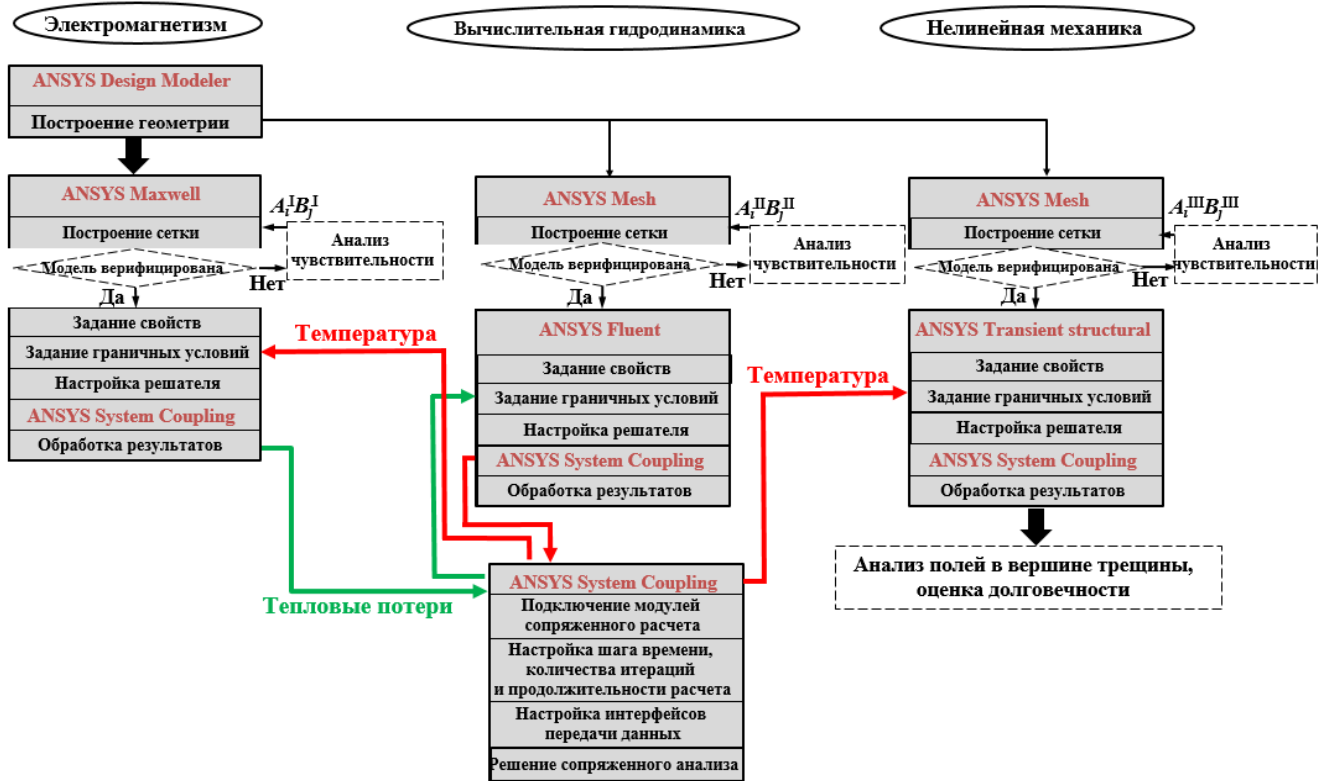


Рисунок 3.1.1 — Алгоритм сопряженного мультифизического численного анализа ТМУ

Численные модели для электромагнитного анализа, анализа ВГД и анализа механики твердого тела были построены на основе верифицированных сеток. В свою очередь, верификация сетки модели осуществлялась на основе анализа чувствительности, в ходе которого определялись параметры сетки A_i и B_j . Индексы i и j — номера значений параметров A_i и B_j в общей выборке. Затем настраивались интерфейсы передачи данных, общая продолжительность расчета, размеры временного шага, количество итераций и проводится расчет. На каждом временном шаге происходит обмен данными об удельных тепловых потерях и температуре между расчетными модулями. В предлагаемом алгоритме для процесса обмена данными использовалась универсальная вычислительная система System Coupling, разработанная в ANSYS [97]. Таким образом, с помощью графического интерфейса

пользователя настраиваются связи между расчетными модулями для двусторонней передачи необходимых данных. Требуемые результаты на каждом временном шаге поэлементно передавались в следующий вычислительный модуль. Для передачи данных о температуре, не перекрывающиеся с источником (узлы, элементы) цели (узлы, элементы) получают данные на основе соседних объектов с использованием метода «маппинг» [59].

Электромагнитные и теплофизические характеристики, а также механические свойства сплава ХН73МБТЮ были заданы с использованием кусочно-линейных аппроксимирующих функций для рассматриваемого диапазона температур.

Электромагнитный анализ

Решатель Maxwell 3D на основе уравнения Максвелла (3.1.1) [60] моделирует установившееся гармоническое магнитное поле H при заданной частоте f^* , в конечной области пространства с соответствующими граничными условиями и с определенными начальными условиями. Источником переменного магнитного поля является синусоидальный переменный ток в проводнике.

$$\nabla \left(\frac{1}{k + j \cdot \omega_w \cdot l_m} \nabla H \right) = -j_c \cdot \omega_w \cdot \mu_m \cdot H, \quad (3.1.1)$$

$$\mu_m = \mu_p \cdot \mu_0, \quad (3.1.2)$$

где μ_m - магнитная проницаемость; l_m - составляющая диэлектрической проницаемости, j_c - плотность тока и ω_w - угловая частота волны. Плотность тока и плотность магнитного потока рассчитываются из магнитного поля H .

Изменяющиеся во времени токи, текущие в проводнике (индукторе), создают изменяющееся во времени магнитное поле в перпендикулярных проводнику плоскостях. Это магнитное поле индуцирует вихревые токи в проводнике (SENT образце) и в любом другом проводнике, параллельном ему. Поле вихревых токов вычисляется путем определения МКЭ векторного магнитного потенциала Q^* и электрического потенциала \vec{E} в уравнении поля (3.1.3) [60]. Использованное в решателе Maxwell 3D уравнение вихревых токов выведено из уравнения Максвелла

$$\nabla \frac{1}{\mu_m} (\nabla Q^*) = (k + j_c \omega_w l) (-j_c \omega_w Q^* - \nabla \vec{E}). \quad (3.1.3)$$

Для вычисления Q^* и \vec{E} включается второе уравнение

$$I_T = \int_{\vec{F}} (k + j_c \omega_w l) (-j_c \omega_w Q^* - \nabla \vec{E}), \quad (3.1.4)$$

где I_T – общий ток в проводнике, \vec{F} - сечение проводника.

Решатель Maxwell 3D определяет гармонические во времени электромагнитные поля

$$\nabla H = J_c + \frac{\partial D_m}{\partial t}, \quad (3.1.5)$$

$$\nabla \vec{E} = -\frac{\partial \vec{B}}{\partial t}, \quad (3.1.6)$$

$$\nabla \vec{D}_m = \vec{\rho}, \quad (3.1.7)$$

$$\nabla \vec{B} = 0, \quad (3.1.8)$$

где D_m – электрическая индукция, \vec{B} - Магнитная индукция, $\vec{\rho}$ - плотность электрического заряда, при условии, что $\frac{\partial D}{\partial t}$ и $\frac{\partial \vec{B}}{\partial t}$ равны $j_c \omega_w D$ и $j_c \omega_w \vec{B}$.

Правая часть уравнения (3.1.3) состоит из комплексной проводимости $(k + j_c \omega_w l)$, умноженной на комплексное значение напряженности $(-j_c \omega_w Q^* - \nabla \vec{E})$. Поэтому равна комплексной плотности тока J_{cu} , которая состоит из трех компонентов:

- плотность тока источника из-за разницы в электрическом потенциале $-k \nabla \vec{E}$;
- плотность индуцированного вихревого тока из-за изменяющихся во времени магнитных полей $-j_c \omega_w k Q^*$;
- плотность тока смещения (изменяющиеся во времени электрические поля) $j_c \omega_w l (-j_c \omega_w Q^* - \nabla \vec{E})$ [60]. Мощность тепла, выделяемого в единице объема среды, пропорциональна произведению плотности тока на величину напряженности электрического поля. Искомые для поставленной задачи удельные тепловые

потери определяются согласно уравнению (3.1.9), где Re – вещественная (реальная) часть комплексной величины.

$$p_o = \frac{1}{2} \text{Re}(\vec{E} \cdot \vec{J}_c). \quad (3.1.9)$$

Поле вихревых токов определяется решателем на основе следующих допущений:

- предполагается, что изменяющиеся во времени характеристики имеют периодическую, синусоидальную форму сигнала.
- предполагается, что токи текут перпендикулярно плоскости, следовательно, связанные с этими токами магнитные поля, лежат на плоскости. В результате векторного магнитного потенциала Q^* имеет только одну компоненту [60].

Чтобы получить набор решаемых МКЭ алгебраических уравнений, расчетная область задачи (объем пространства рассматриваемого тела) разбивается на тетраэдры (четырёхгранные элементы). Трёхмерные тетраэдры модели автоматически объединяются в общую сетку. В каждом КЭ переменные величины полей параметров для расчетной области определяются многочленами второго порядка.

В наших расчетах численная модель включала SENT образец и индуктор прямоугольной формы с четырьмя параллельно соединенными витками (рис. 3.1.2). Среда моделировалась с использованием свойств вакуума.

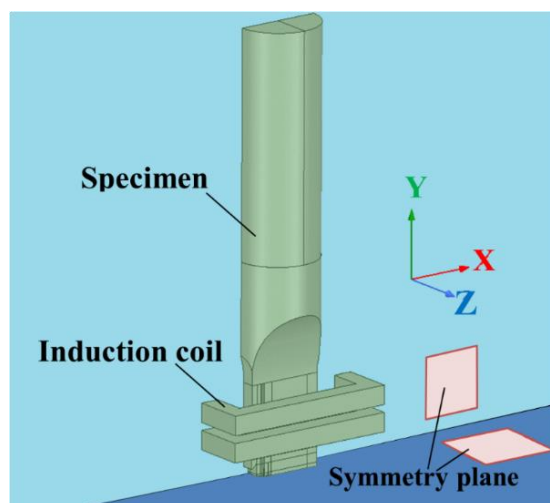


Рисунок 3.1.2 — Расчетная область электромагнитного анализа

Следующие граничные условия определяют поведение магнитного поля на границах раздела или расчетной области:

- На поверхностях одножильного проводника (медного индуктора), лежащих на границе расчетной области, был задан ток частотой $f^* = 120$ кГц и силой тока 318-358 А. Частота тока была получена по показаниям генератора во время испытаний. Сила тока в индукторе в каждый момент времени полупериода нагрева определялась методом приближений до достижения значений расчетной температуры значений показаний пирометра в точке О (рис. 2.1.1б);

- H поле непрерывно сквозь границу поверхностей поддоменов внутри тела образца или индуктора;

- Плоскость симметрии применена к двум внешним границам домена расчетной области, чем был ограничен тангенциальный или нормальный H поток.

Для переменного тока, плотность тока в образце неоднородна и экспоненциально уменьшается от внешней поверхности проводника (образца) к внутренней части. Этот эффект известен, как «скин-эффект». Глубина «скин-слоя» δ_{sd} образца является следствием «скин-эффекта». На глубине δ_{sd} плотность тока снижается на величину $1/e$ по сравнению с ее значением на поверхности, а следовательно снижается и значение местных удельных тепловых потерь, где $e = 2.718$ — число Эйлера.

Вихревые токи магнитного поля вызывают удельные тепловые потери преимущественно в пределах толщины «скин-слоя» образца. В ходе предварительных расчетов было обнаружено существенное влияние плотности сетки в пределах толщины «скин-слоя» образца на результат. Глубина «скин-слоя» зависит от свойств материала и частоты тока, и согласно уравнению (3.1.10-3.1.12) [9] равна = 1.634 мм для средней температуры цикла 525 °С [223]. Это значение использовалось в последующих расчетах.

$$\delta_{sd} = \sqrt{\frac{2 \cdot \rho_r}{\omega_c \cdot \mu_0}}, \quad (3.1.10)$$

$$\omega_k = 2 \cdot \pi \cdot f, \quad (3.1.11)$$

$$\rho_r = \frac{1}{\kappa}, \quad (3.1.12)$$

где ω_k – круговая частота тока и ρ_r - удельное сопротивление.

Входными данными для расчетов служили конфигурация SENT образца и индуктора, а также электромагнитные характеристики (таблица 2.2.2).

Анализ ВГД

В решаемой задаче анализ ВГД использовался для определения распределения температуры в образце с учетом естественной и вынужденной конвекции. Входными данными были удельные тепловые потери, полученные на этапе электромагнитного анализа. Сопряженный теплообмен включает в себя два физических аспекта: тепловой поток и теплоотдача на внешней поверхности, и теплопроводность внутри образца. Распределение температуры в образце смоделировано на основе уравнения теплопроводности и определенным коэффициентом теплоотдачи. Потoki воздуха при естественной и вынужденной конвекции рассматривались путем решения осредненных по Рейнольдсу уравнений Навье–Стокса [76]. Связанный алгоритм на основе давления использовался для решения сопряженной системы уравнений, состоящей из уравнения количества движения и уравнения неразрывности [63].

На рис. 3.1.3 и в таблице 3.1.1 показаны расчетные домены и заданные граничные условия. Задача была решена в рамках симметричной постановки. Предполагается нулевой поток всех характеристик сквозь плоскости симметрии. Конвективный поток через плоскость симметрии отсутствует, поэтому нормальная составляющая скорости в плоскости симметрии равна нулю. Диффузионный поток через плоскость симметрии отсутствует, поэтому нормальные градиенты всех переменных потока равны нулю на плоскости симметрии [149]. Условие давления (Pressure-outlet, 1 атм, $T = 26$ °C) задано на стенках домена воздуха, ограничивающего расчетную область. Условие скорости потока с температурой $T = 26$ °C задано на входе в канал сопла. Теплофизические свойства жидкости и твердого тела заданы кусочно-линейными функциями от температуры и приведены в таблицах 2.2.3–2.2.4. Модель включала в себя домен образца, индуктора и домен

воздуха, как показано на рис. 3.1.3 [223]. Размер окружающего домена воздуха во всех случаях составлял $400 \times 800 \times 100$ мм. Выходное сечение сопла имело прямоугольное сечение с размерами 20×3 мм. В полупериоде охлаждения скорость воздуха на входе в сопло определялась итерационным методом. Схема дискретизации адвекции против потока [64] использовалась со вторым порядком точности по импульсу, турбулентной кинетической энергии и удельной скорости диссипации. Временной шаг расчета находился в диапазоне 1–5 с. В полупериоде охлаждения скорость воздуха на входе в канал сопла изменялась от 0 м/с до 19–29 м/с. Обдув рабочей области образца прекращался спустя 30 с после начала, а скорость воздушного потока становилась равной нулю.

Пристеночная сетка на поверхностях образца имела высоту первой ячейки 0.005 мм и 20 слоев при общей высоте пограничного слоя 1–3 мм. Качество сетки было приемлемым согласно руководству пользователя ANSYS Fluent [65].

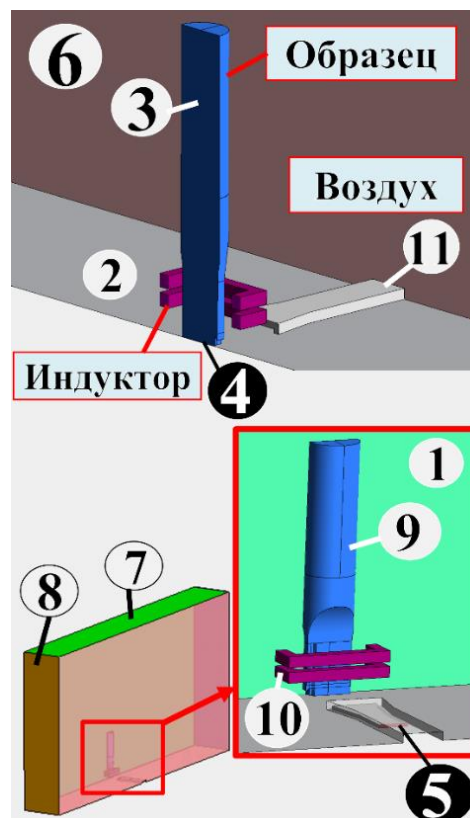


Рисунок 3.1.3 — Расчетные области и граничные условия для анализа ВГД

Таблица 3.1.1 — Граничные условия модели ВГД

№	Граничные условия
1–4	Symmetry
5	Velocity-inlet
6–8	Pressure-outlet
9–10	Fluid-solid-interface
11	No-slip wall (прилипание)

Обдув плоской поверхности образца прямоугольного профиля поперечного сечения импактной струей воздуха, как известно, приводит к образованию вихрей и их последующему отрыву с торцов. При этом в месте контакта воздушной струи с поверхностью образца линии тока не имеют больших турбулентных пульсаций. Таким образом, выбор рассматриваемой модели турбулентности должен быть ограничен моделями, способными, в том числе, описывать отрыв вихря. Модель k - ω SST (shear stress transport) наиболее широко используется на практике для описания пристеночного течения, описания теплообмена в пограничном слое, а также рассмотрения переходов к турбулентности и затухания турбулентности. Кроме того, модель k - ω SST позволяет моделировать естественную конвекцию. Ниже представлены основные формулировки модели турбулентности k - ω SST, использованной в рамках полных сопряженных расчетов в настоящей работе. Модель k - ω SST представляет собой низкорейнольдсовую модель турбулентности с двумя уравнениями вихревой вязкости для решения нестационарных усредненных по Рейнольдсу уравнений Навье – Стокса (RANS). Соответственно, основное уравнение напряжения Рейнольдса в виде уравнений переноса для модели k - ω SST можно выразить следующим образом [149]:

$$\frac{\partial}{\partial t}(\rho k) + \frac{\partial}{\partial x_i}(\rho k u_i) = \frac{\partial}{\partial x_j} \left(\Gamma_k \frac{\partial k}{\partial x_j} \right) + G_k - Y_k + S_k + G_b, \quad (3.1.13)$$

$$\frac{\partial}{\partial t}(\rho \omega_t) + \frac{\partial}{\partial x_i}(\rho \omega_t u_i) = \frac{\partial}{\partial x_j} \left(\Gamma_\omega \frac{\partial \omega_t}{\partial x_j} \right) + G_\omega - Y_\omega + S_\omega + G_{\omega b}, \quad (3.1.14)$$

где G_k - представляет собой генерацию кинетической энергии турбулентности из-за градиентов средней скорости; G_ω - представляет собой генерацию удельной

скорости диссипации кинетической энергии турбулентности ω_t , Γ_k и Γ_ω – эффективная диффузия кинетической энергии турбулентности k_t и удельной скорости диссипации кинетической энергии турбулентности ω_t , Y_k и Y_ω – диссипация k и ω_t из-за турбулентности, G_b и $G_{\omega b}$ – учитывают условия плавучести, из-за разности в плотности окружающего воздуха.

Корректное моделирование переноса турбулентных напряжений сдвига для модели k – ω SST реализовано с помощью ограничения на формулировку вихревой вязкости [149]:

$$\mu_t = \frac{\rho k}{\omega} \frac{1}{\max \left[\frac{1}{\alpha^*}, \frac{S_t F_2}{\alpha_1 \omega_t} \right]}, \quad (3.1.15)$$

где S_t – величина скорости деформации, α^* – коэффициент демпфирования турбулентной вязкости, вызванный поправкой на низкие числа Рейнольдса представлен уравнением

$$\alpha^* = \alpha_\infty^* \left(\frac{\alpha_0^* + \text{Re}_t / R_k}{1 + \text{Re}_t / R_k} \right), \quad (3.1.16)$$

$$\text{Re}_t = \frac{\rho k}{\mu \omega_t}, \quad (3.1.17)$$

$$\alpha_0^* = \frac{\beta_i}{3}, \quad (3.1.18)$$

где F_2 – функция смешивания, определяется выражениями

$$F_2 = th(\Phi_2^2), \quad (3.1.19)$$

$$\Phi_2 = \max \left[2 \frac{\sqrt{k}}{0.09 \cdot \omega_t \cdot y}, \frac{500 \mu}{\rho \cdot y^2 \cdot \omega} \right]. \quad (3.1.20)$$

Эффективные коэффициенты диффузии для модели определяются выражениями [149]

$$\Gamma_k = \mu + \frac{\mu_t}{\sigma_k}, \quad (3.1.21)$$

$$\Gamma_{\omega} = \mu + \frac{\mu_t}{\sigma_{\omega}}, \quad (3.1.22)$$

$$\sigma_k = \frac{1}{F_1 / \sigma_{k1} + (1 - F_1) / \sigma_{k2}}, \quad (3.1.23)$$

$$\sigma_{\omega} = \frac{1}{F_1 / \sigma_{\omega1} + (1 - F_1) / \sigma_{\omega2}}, \quad (3.1.24)$$

где σ_k и σ_{ω} - турбулентные числа Прандтля, F_1 – функция смешивания, определяется выражениями

$$F_1 = th(\Phi_1^4), \quad (3.1.25)$$

$$\Phi_1 = \min \left[\max \left(\frac{\sqrt{k}}{0.09 \cdot \omega_t \cdot y}, \frac{500\mu}{\rho \cdot y^2 \cdot \omega} \right), \frac{4\rho k}{\sigma_{\omega2} \cdot D_{\omega}^+ \cdot y^2} \right], \quad (3.1.26)$$

$$D_{\omega}^+ = \max \left[2\rho \frac{1}{\sigma_{\omega2}} \frac{1}{\omega} \frac{dk}{dx_j} \frac{d\omega}{dx_j}, 10^{-10} \right], \quad (3.1.27)$$

где D_{ω}^+ – положительная часть диффузионного модификатора. Генерация ω_t определяется уравнением [149]

$$G_{\omega} = \frac{\Upsilon \Upsilon^*}{\nu_t} G_k, \quad (3.1.28)$$

$$\Upsilon = \frac{\alpha_{\infty}}{\alpha^*} \left(\frac{\alpha_0 + Re_t / R_{\omega}}{1 + Re_t / R_{\omega}} \right). \quad (3.1.29)$$

$$\alpha_{\infty} = F_1 \cdot \alpha_{\infty1} + (1 - F_1) \alpha_{\infty2}. \quad (3.1.30)$$

$$\alpha_{\infty1} = \frac{\beta_{i1}}{\beta_{\infty}^*} - \frac{\kappa^2}{\sigma_{\omega1} \sqrt{\beta_{\infty}^*}}. \quad (3.1.31)$$

$$\alpha_{\infty2} = \frac{\beta_{i2}}{\beta_{\infty}^*} - \frac{\kappa^2}{\sigma_{\omega2} \sqrt{\beta_{\infty}^*}}. \quad (3.1.32)$$

В свою очередь, диссипация ω_t представлена выражениями

$$Y_{\omega} = \rho \beta f_{\beta} \omega^2, \quad (3.1.33)$$

$$\beta = \beta_i \left[1 - \frac{\beta_i^*}{\beta_i} \cdot \zeta^* \cdot F(M_t) \right], \quad (3.1.34)$$

$$\beta_i = F_1 \beta_{i1} + (1 - F_1) \beta_{i2}, \quad (3.1.35)$$

где β_i^* - коэффициент для высокорейнольдсовой коррекции, $F(M_t)$ - функция сжимаемости. Значения констант модели k-omega SST указаны в таблице 3.1.2 [64].

Таблица 3.1.2 — Константы модели k-omega SST

a_1	σ_{k1}	σ_{k2}	$\sigma_{\omega 1}$	$\sigma_{\omega 2}$	σ_k	σ_ω	α_∞^*	α_∞	α_0	R_k	R_ω	κ	f_β	ζ^*	β_∞^*	β_i	β_{i1}	β_{i2}
0.31	1.176	1	2	1.168	2	2	1	0.52	0.111	6	2.95	0.41	1	1.5	0.09	0.072	0.075	0.0828

В этом случае пристеночная функция не использовалась. В расчетной модели безразмерный параметр Y_+ равен (3.1.36) [192,115,240].

$$Y_+ = \frac{\rho u_\tau y'}{\mu}, \quad (3.1.36)$$

где y' — расстояние от центра первой ячейки воздушной области до поверхности образца и u_τ - тангенциальная скорость воздуха. Турбулентная модель realisable k-epsilon требует меньших вычислительных затрат, описывает стационарные турбулентные течения с зонами отрыва потока и учитывает сжимаемость воздуха. Модель турбулентности realisable k-epsilon требует обеспечения величины безразмерного параметра $Y_+ \leq 11.225$ для формулировки масштабируемой пристеночной функции. Турбулентная модель transition k-kl-omega специализируется на теплообмене в рамках переходного течения. Модели realisable k-epsilon и transition k-kl-omega использовались для последующих численных расчетов на этапе валидации для сравнения результатов с моделью k-omega SST.

Общее время расчета составило 330 с. В течение первых 30 с образец предварительно нагревался от температуры 26 °C до 400 °C. Затем температура

изменялась в диапазоне 400-650°C по треугольной форме цикла, с периодом цикла 60 с.

По завершении данного этапа расчета, определенная в модуле ВГД Fluent температура образца поэлементно передавалась в модуль анализа нелинейной механики для учета неоднородности температуры и теплового расширения на следующем этапе расчета. Температура также передавалась обратно в электромагнитный модуль Maxwell3D для коррекции зависимых от температуры свойств на следующем временном шаге.

Анализ нелинейной механики

В разделе описаны основные уравнения, на основе которых реализован численный МКЭ. Физические уравнения теории упругости представляют собой закон Гука в прямой (3.1.37) или в обратной (3.1.38) форме [1,61]

$$\left. \begin{aligned} \varepsilon_X &= \alpha_{Xth} \Delta T + \frac{1}{E} (\sigma_X - \nu' (\sigma_Y + \sigma_Z)) \\ \varepsilon_Y &= \alpha_{Yth} \Delta T + \frac{1}{E} (\sigma_Y - \nu' (\sigma_X + \sigma_Z)) \\ \varepsilon_Z &= \alpha_{Zth} \Delta T + \frac{1}{E} (\sigma_Z - \nu' (\sigma_X + \sigma_Y)) \\ \gamma_{XY} &= \frac{\tau_{XY}}{G} \\ \gamma_{YZ} &= \frac{\tau_{YZ}}{G} \\ \gamma_{ZX} &= \frac{\tau_{ZX}}{G} \end{aligned} \right\}, \quad (3.1.37)$$

$$\left. \begin{aligned} \sigma_X &= 2G\varepsilon_X^{el} + \lambda_1 \theta_l \\ \sigma_Y &= 2G\varepsilon_Y^{el} + \lambda_1 \theta_l \\ \sigma_Z &= 2G\varepsilon_Z^{el} + \lambda_1 \theta_l \\ \tau_{XY} &= G\gamma_{XY} \\ \tau_{YZ} &= G\gamma_{YZ} \\ \tau_{ZX} &= G\gamma_{ZX} \end{aligned} \right\}, \quad (3.1.38)$$

$$G = \frac{E}{2(1+\nu')}, \quad (3.1.39)$$

$$\lambda_l = \frac{\nu' E}{(1 - 2\nu')(1 + \nu')}, \quad (3.1.40)$$

$$\theta_l = \varepsilon_x + \varepsilon_y + \varepsilon_z = \frac{(1 - 2\nu')}{E} (\sigma_x + \sigma_y + \sigma_z), \quad (3.1.41)$$

где G – изотропный модуль сдвига, λ_l – параметр Ляме, θ_l – относительное изменение объема, $\varepsilon_x, \varepsilon_y, \varepsilon_z$ – нормальные компоненты деформации в направлениях осей X, Y, Z (рис. 3.1.4), $\gamma_{xy}, \gamma_{yz}, \gamma_{zx}$ – компоненты деформаций сдвига в направлениях осей Y, Z, X , действующие в нормальных к осям X, Y, Z плоскостях, $\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z$ – нормальные компоненты напряжений в направлениях осей X, Y, Z и эффективный коэффициент Пуассона $\nu' = 0.3$ для упругих и тепловых деформаций или $\nu' = 0.5$ для пластических деформаций, T – текущая температура и $T_{ref} = 26$ °C – температура в начальный момент времени, $\alpha_{xth}, \alpha_{yth}, \alpha_{zth}$ – значения коэффициента теплового расширения в направлении осей X, Y и Z [61].

МКЭ работает путем матричных вычислений. НДС в узле КЭ характеризуется вектором напряжений (3.1.42) и вектором упругих деформаций (3.1.43)

$$\{\sigma\} = \{\sigma_x \quad \sigma_y \quad \sigma_z \quad \tau_{xy} \quad \tau_{yz} \quad \tau_{zx}\}^T, \quad (3.1.42)$$

$$\{\varepsilon\}_{EL} = \{\varepsilon_x \quad \varepsilon_y \quad \varepsilon_z \quad \gamma_{xy} \quad \gamma_{yz} \quad \gamma_{zx}\}^T, \quad (3.1.43)$$

$$\{\varepsilon\}_{el} = \{\varepsilon\} - \{\varepsilon\}_{th}, \quad (3.1.44)$$

$$\{\varepsilon\}_{th} = (T - T_{ref}) [\alpha_{xth} \quad \alpha_{yth} \quad \alpha_{zth} \quad 0 \quad 0 \quad 0]^T, \quad (3.1.45)$$

где $\{\varepsilon\}_{th}$ – вектор тепловой деформации. В настоящей работе принято общее для всех направлений значение коэффициента линейного расширения [61].

Соответствие напряжений и деформаций можно записать с помощью симметричной матрицы упругости $[D]$ [1]

$$[D] = \begin{bmatrix} 2G + \lambda & \lambda & \lambda & 0 & 0 & 0 \\ \lambda & 2G + \lambda & \lambda & 0 & 0 & 0 \\ \lambda & \lambda & 2G + \lambda & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & G & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & G & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & G \end{bmatrix}. \quad (3.1.46)$$

Тогда закон Гука в обратной форме в матричной виде

$$\begin{Bmatrix} \sigma_X \\ \sigma_Y \\ \sigma_Z \\ \tau_{XY} \\ \tau_{YZ} \\ \tau_{ZX} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} 2G + \lambda & \lambda & \lambda & 0 & 0 & 0 \\ \lambda & 2G + \lambda & \lambda & 0 & 0 & 0 \\ \lambda & \lambda & 2G + \lambda & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & G & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & G & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & G \end{bmatrix} \cdot \begin{Bmatrix} \varepsilon_X \\ \varepsilon_Y \\ \varepsilon_Z \\ \gamma_{XY} \\ \gamma_{YZ} \\ \gamma_{ZX} \end{Bmatrix}. \quad (3.1.47)$$

Уравнения Коши устанавливают связь между деформациями и перемещениями в узлах тела

$$\left. \begin{aligned} \varepsilon_X &= \frac{\partial u}{\partial X} \\ \varepsilon_Y &= \frac{\partial v}{\partial Y} \\ \varepsilon_Z &= \frac{\partial w}{\partial Z} \\ \gamma_{XY} &= \frac{\partial u}{\partial Y} + \frac{\partial v}{\partial X} \\ \gamma_{YZ} &= \frac{\partial v}{\partial Z} + \frac{\partial w}{\partial Y} \\ \gamma_{ZX} &= \frac{\partial w}{\partial X} + \frac{\partial u}{\partial Z} \end{aligned} \right\}, \quad (3.1.48)$$

где u' , v' , w' – перемещения вдоль осей X , Y и Z , соответственно. Вектор перемещений $\{u\}$ полностью определяет перемещение узла.

$$\{u\} = \begin{Bmatrix} u' \\ v' \\ w' \end{Bmatrix}, \quad (3.1.49)$$

Соответствие между векторами деформаций и перемещений устанавливается через матрицу операторов частных производных $[M]$ [1]

$$[M] = \begin{bmatrix} \frac{\partial}{\partial X} & 0 & 0 \\ 0 & \frac{\partial}{\partial Y} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{\partial}{\partial Z} \\ \frac{\partial}{\partial Y} & \frac{\partial}{\partial X} & 0 \\ 0 & \frac{\partial}{\partial Z} & \frac{\partial}{\partial Y} \\ \frac{\partial}{\partial Z} & 0 & \frac{\partial}{\partial X} \end{bmatrix}. \quad (3.1.50)$$

Тогда уравнения Коши в матричном виде можно записать в форме

$$\{\varepsilon\} = [M] \cdot \{u\}. \quad (3.1.51)$$

Поля параметров НДС аппроксимируются через функции формы и узловые значения, тогда перемещения могут быть представлены, как произведение матрицы функции формы элемента $[N]$ на вектор перемещений в узлах $\{u_n\}$ [1]

$$\begin{Bmatrix} u' \\ v' \\ w' \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} N_1 & 0 & 0 & N_k & 0 & 0 \\ 0 & N_1 & 0 & \dots & 0 & N_k \\ 0 & 0 & N_1 & 0 & 0 & N_k \end{bmatrix} \cdot \begin{Bmatrix} u'_1 \\ v'_1 \\ w'_1 \\ \vdots \\ u'_k \\ v'_k \\ w'_k \end{Bmatrix}, \quad (3.1.52)$$

$$[N] = [[N_1] \dots [N_k]] = \begin{bmatrix} N_1 & 0 & 0 & N_k & 0 & 0 \\ 0 & N_1 & 0 & \dots & 0 & N_k \\ 0 & 0 & N_1 & 0 & 0 & N_k \end{bmatrix}, \quad (3.1.53)$$

$$\{u_n\} = \begin{Bmatrix} u'_1 \\ v'_1 \\ w'_1 \\ \vdots \\ u'_k \\ v'_k \\ w'_k \end{Bmatrix}. \quad (3.1.54)$$

В более удобной для вычислений форме уравнения Коши в матричном виде могут быть записаны через матрицу функции формы и вектор узловых перемещений [1]

$$\{\varepsilon\} = [M] \cdot [N] \cdot \{u_n\} = [B] \cdot \{u_n\}, \quad (3.1.55)$$

где перемножение матриц $[M] \cdot [N]$ дает новую матрицу градиентов $[B]$ для конкретного КЭ

$$B = [M] \cdot [N] = \begin{bmatrix} \frac{\partial N_1}{\partial X} & 0 & 0 & \frac{\partial N_k}{\partial X} & 0 & 0 \\ 0 & \frac{\partial N_1}{\partial Y} & 0 & 0 & \frac{\partial N_k}{\partial Y} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{\partial N_1}{\partial Z} & 0 & 0 & \frac{\partial N_k}{\partial Z} \\ \frac{\partial N_1}{\partial Y} & \frac{\partial N_1}{\partial X} & 0 & \dots & \frac{\partial N_k}{\partial Y} & \frac{\partial N_k}{\partial X} & 0 \\ 0 & \frac{\partial N_1}{\partial Z} & \frac{\partial N_1}{\partial Y} & 0 & \frac{\partial N_k}{\partial Z} & \frac{\partial N_k}{\partial Y} \\ \frac{\partial N_1}{\partial Z} & 0 & \frac{\partial N_1}{\partial X} & \frac{\partial N_k}{\partial Z} & 0 & \frac{\partial N_k}{\partial X} \end{bmatrix}. \quad (3.1.56)$$

В результате вектор напряжений можно получить как

$$\{\sigma\} = [D] \cdot [B] \cdot \{u_n\}. \quad (3.1.57)$$

Принцип виртуальной работы гласит, что виртуальное (очень небольшое) изменение энергии деформации должно компенсироваться идентичным изменением внешней работы вследствие приложенных нагрузок [61]

$$\delta\Omega = \delta\Lambda, \quad (3.1.58)$$

где $\Omega = \Omega_1 + \Omega_2$ - энергия деформации, Ω_1 - виртуальная энергия деформации, Ω_2 - виртуальная энергия деформации в случае, когда поверхность движется против

распределенного сопротивления, $\Lambda = \Lambda_1 + \Lambda_2 + \Lambda_3$ – работа внешних сил, $\Lambda_1, \Lambda_2, \Lambda_3$ – внешняя виртуальная работа, связанная с инерционными эффектами, с приложенным давлением и узловыми силами, приложенными к элементу. Таким образом, при МКЭ определяется минимум полной потенциальной энергии среди возможных перемещений заданной формы [16]. Виртуальная энергия деформации определяется как

$$\delta\Omega_1 = \int_{vol} \{\delta\varepsilon\} \{\sigma\} d\{vol\}^T, \quad (3.1.59)$$

где vol – объем элемента [61]. Предполагая упругое поведение материала и геометрии, уравнения (3.1.58) и (3.1.59) приводят к отношению

$$\delta\Omega_1 = \int_{vol} (\{\delta\varepsilon\}^T [D] \{\varepsilon\} - \{\delta\varepsilon\}^T [D] \{\varepsilon_{th}\}) d\{vol\}. \quad (3.1.60)$$

Объединение уравнений (3.1.55) и (3.1.60), учитывая, что $\{u_n\}$ не меняется в зависимости от объема

$$\delta\Omega_1 = \{\delta u\}^T \int_{vol} [B]^T [D] [B] d(vol) \{u_n\} - \{\delta u\}^T \int_{vol} [B]^T [D] \{\varepsilon_{th}\} d(vol). \quad (3.1.61)$$

При геометрической нелинейности задачи, жесткость $[K]$ является функцией перемещений $\{u_n\}$. Жесткость меняется из-за изменений формы тела при больших деформациях или его пространственного положения. Метод Лагранжа [61] применяется для моделирования геометрической нелинейностей на основе принципа виртуальной работы

$$\delta\Omega = \int_V \sigma_{ij} \delta\varepsilon_{ij} dV = \int_V f_i^B \delta u_i dV_e + \int_S f_i^S \delta u_i dS_o, \quad (3.1.62)$$

$$\varepsilon_{ij} = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial u_i}{\partial x_j} + \frac{\partial u_j}{\partial x_i} \right), \quad (3.1.63)$$

где σ_{ij} – тензор напряжений, ε_{ij} – тензор деформаций, f_i^B – компонента объемных сил, f_i^S – компонента поверхностных напряжений, V_e – объем деформированного тела, S_o – поверхность деформированного тела.

Физическая нелинейность в поставленной задаче обусловлена нелинейной зависимостью между напряжением и деформацией, а также историей нагружения.

Эквивалентные напряжения Мизеса σ_e и эквивалентные деформации ε_e [61,152] определялись согласно уравнениям (3.1.64-3.1.65).

$$\varepsilon_e = \frac{1}{\sqrt{2}(1+\nu')} \left[(\varepsilon_X - \varepsilon_Y)^2 + (\varepsilon_Y - \varepsilon_Z)^2 + (\varepsilon_Z - \varepsilon_X)^2 + \frac{3}{2}(\gamma_{XY}^2 + \gamma_{YZ}^2 + \gamma_{XZ}^2) \right]^{\frac{1}{2}}, \quad (3.1.64)$$

$$\sigma_e = \left(\frac{1}{2} \left[(\sigma_X - \sigma_Y)^2 + (\sigma_Y - \sigma_Z)^2 + (\sigma_Z - \sigma_X)^2 + 6(\tau_{XY}^2 + \tau_{YZ}^2 + \tau_{XZ}^2) \right] \right)^{\frac{1}{2}}, \quad (3.1.65)$$

где $\tau_{XY}, \tau_{YZ}, \tau_{ZX}$ — касательные компоненты напряжений в направлениях осей Y, Z, X , действующие на нормальные к направлениям осей X, Y, Z плоскости.

Суммарная деформация в результате термомеханического нагружения равна

$$\varepsilon = \varepsilon_{el} + \varepsilon_{pl} + \varepsilon_{th}, \quad (3.1.66)$$

$$\varepsilon_{el} = \sigma_e / E, \quad (3.1.67)$$

$$\varepsilon_{th} = \alpha_{th} \cdot (T - T_{ref}), \quad (3.1.68)$$

где ε_{el} — упругая деформация по закону Гука, ε_{pl} — пластическая деформация, ε_{th} — тепловая деформация.

Упругопластическое поведение материала задано в рамках модели нелинейного кинематического упрочнения (3.1.69-3.1.70) [91,62], которая обеспечивает учет эффекта Баушингера. Согласно модели нелинейного кинематического упрочнения функция текучести может быть выражена как

$$\Psi = \sqrt{\frac{3}{2}(s' - \hat{\alpha}) : (s' - \hat{\alpha})} - \sigma_y = 0, \quad (3.1.69)$$

где s' - девиатор напряжений, $\hat{\alpha}$ — обратное напряжение. Закон течения записывается в форме

$$\{\Delta\varepsilon\}_{pl} = \lambda_{fr} \left\{ \frac{\partial Q_{fr}}{\partial \sigma} \right\}, \quad (3.1.70)$$

где Q_{fr} - пластический потенциал, λ_{fr} — пластический множитель Лагранжа. Обратное напряжение $\{\hat{\alpha}\}$ может представлять собой суперпозицию нескольких кинематических моделей [58]

$$\{\hat{\alpha}\} = \sum_{k_{fr}=1}^{K_{fr}} \{\hat{\alpha}\}_{k_{fr}}, \quad (3.1.71)$$

где K_{fr} – общее количество заданных кинематических моделей. Обратное напряжение для кинематического упрочнения, для каждой компоненты определяется как [58]

$$\{\Delta\hat{\alpha}\}_{k_{fr}} = \frac{2}{3} C_{k_{fr}} \{\Delta\varepsilon^{pl}\} - \gamma_{k_{fr}} \{\Delta\hat{\alpha}\}_{k_{fr}} \{\Delta\hat{\varepsilon}^{pl}\}, \quad (3.1.72)$$

где в рамках настоящей работы $k_{fr} = 1 = K_{fr}$, поэтому $C_{k_{fr}} = C$, $\gamma_{k_{fr}} = \gamma_h$ – характеристики материала (таблица 2.2.1). Эквивалентная пластическая деформация $\hat{\varepsilon}^{pl}$ зависит от истории нагружения и определяется как [58]

$$\hat{\varepsilon}_n^{pl} = \hat{\varepsilon}_{n-1}^{pl} + \Delta\hat{\varepsilon}^{pl}, \quad (3.1.73)$$

где $\hat{\varepsilon}_n^{pl}$, $\hat{\varepsilon}_{n-1}^{pl}$ – эквивалентная пластическая деформация в текущий и предыдущий моменты времени.

Приведенная система уравнений использовалась решателем на этапе МКЭ анализа нелинейной механики.

Исходными данными для расчета выступали геометрия образца и упруго-пластические свойства материала в зависимости от температуры (таблица 2.2.1). Температура обновлялась с шагом 1–5 с, что приводило к обновлению свойств материала и к учету неравномерности теплового расширения. Упругопластическое поведение материала образца с трещиной задано нелинейной кинематической моделью упрочнения [91]. В результате расчета определены поля перемещений, деформаций и напряжений по всему объему трехмерного SENT образца в полциклах нагрева и охлаждения, для трех моментов значений длины трещины 5, 10 и 15 мм.

Численная КЭ модель образца представлена на рис. 3.1.4. Симметричные КЭМ (рис. 3.1.4б) были построены для определения НДС испытанных образцов.

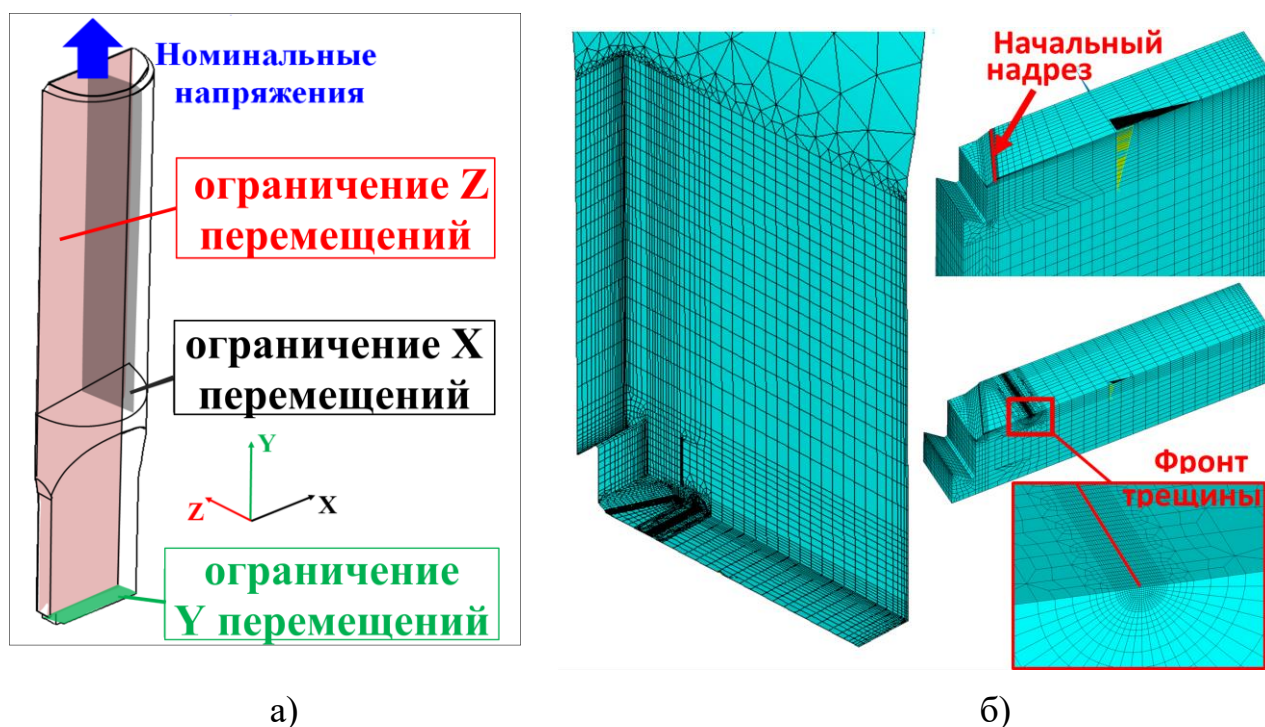


Рисунок 3.1.4 — (а) Граничные условия и (б) расчетная область и для анализа нелинейной механики

На рис. 3.1.4а промаркированные поверхности обозначают фиксированные нулевые перемещения вдоль осей X , Y и Z (рис. 3.1.4), перпендикулярные соответствующим поверхностям. К торцу образца было приложено номинальное напряжение вдоль оси Y рис. 3.1.4. Модель состояла из трехмерных 20-узловых элементов второго порядка, которые демонстрировали квадратичное поведение. Минимальный размер элемента в вершине трещины соответствовал значению $3.33 \cdot 10^{-6}$ м.

3.2 Верификация и валидация расчетов в сопряженной мульти-физической постановке по анализу чувствительности на примере термомеханического нагружения при сложных теплообменных процессах с привлечением тепловизионной техники

В случае численных расчетов верификация обычно проводится для обеспечения установившегося решения, корректности численных моделей, а именно плотности сетки КЭ, шагов интегрирования по времени и граничных

условий. Целью верификации и валидации является не обеспечение точного совпадения результатов расчета с экспериментом, а оценка отклонения [95].

В рамках поиска устойчивого решения авторы [117,118,81] провели расчеты модели КЭ с тремя уровнями плотности сетки. В рамках валидации в работе [79] сравниваются расчетные и экспериментальные механические деформации на внешней поверхности образца при ТМУ испытании. Следует отметить, что механическая составляющая деформаций была получена путем дополнительной обработки экспериментальных данных, а именно вычитанием тепловой деформации из суммарной деформации.

Целью анализа чувствительности является подбор параметров данной исходной модели таким образом, чтобы поведение модели как можно ближе соответствовало экспериментально измеренному поведению. Кроме того, анализ чувствительности был применен для оценки влияния таких переменных, как толщины покрытия лопатки, давления и температуры среды, а также изменения нагрузки на долговечность лопатки турбины [183]. В работе [14] представлена верификация, выполняемая как последовательность операций над конструкцией и ее моделью КЭ, чтобы получить модель, отражающую напряженно-деформированное поведение и динамические свойства конструкции как можно точнее. В статье [153] авторы представляют наиболее совершенные разработки метода чувствительности. Затем был проведен анализ чувствительности к собственным значениям моды модели планера вертолета с использованием изменения модуля упругости элементов. Параметрами для обновления модели являются скалярные множители, применяемые на уровне элемента или подконструкции, параметры жесткости [154,28,80,244], параметры демпфирования [151] и параметры массы [172]. Наиболее распространенными параметрами модели для обновления являются параметры свойств материала, модуль упругости E и плотность ρ .

В численных электромагнитных моделях, моделировании ВГД и анализе нелинейной механики крайне важно обеспечить достаточное количество элементов высокого порядка в областях с высокими градиентами плотности электрического

тока j_c , температуры T и напряжения. Также в сопряженной постановке важно обеспечить взаимную совместимость сеток численных моделей. В настоящем исследовании анализ чувствительности адаптирован к поиску устойчивого решения в рамках верификации сетки численной модели.

В текущем разделе решается задача верификации и обоснования подхода, основанного на МКЭ и методе конечных объемов, а также представления методических рекомендаций по численному анализу НДС образца, испытываемого циклическими нагрузками в неоднородном переходном температурном поле.

Для верификации сопряженного мультифизического расчета необходимо провести верификацию электромагнитной модели, моделей ВГД и нелинейной механики на отдельных этапах (рис. 3.2.1) [223]. Верификация проводилась в том же порядке, в котором был реализован рассматриваемый цикл ТМУ испытаний. На первом этапе рассматривался индукционный нагрев вихревыми токами. На втором этапе проводились расчеты ВГД на основе уже найденных параметров сетки модели и результатов электромагнитного анализа. На третьем этапе верификации, с использованием КЭ моделей нелинейной механики, были выполнены сопряженные расчеты в полной постановке, для которых входными данными являлись характеристики верифицированных моделей электромагнитной задачи и ВГД. Верификация нестационарного анализа нелинейной механики в сочетании с анализом ВГД обусловлена задачей обеспечения корректного учета термических деформаций в области реализованных в испытаниях высоких градиентов температуры. В качестве варьируемых параметров численных моделей в работе выступают характеристики плотности сетки КЭ и их связь с численно полученными характеристиками полей различной природы, а также со свойствами материала образца.

Верификация основана на анализе чувствительности отклика результатов расчета на изменение характеристик модели [28,95,14,153,154] и рекомендациях стандарта [13].

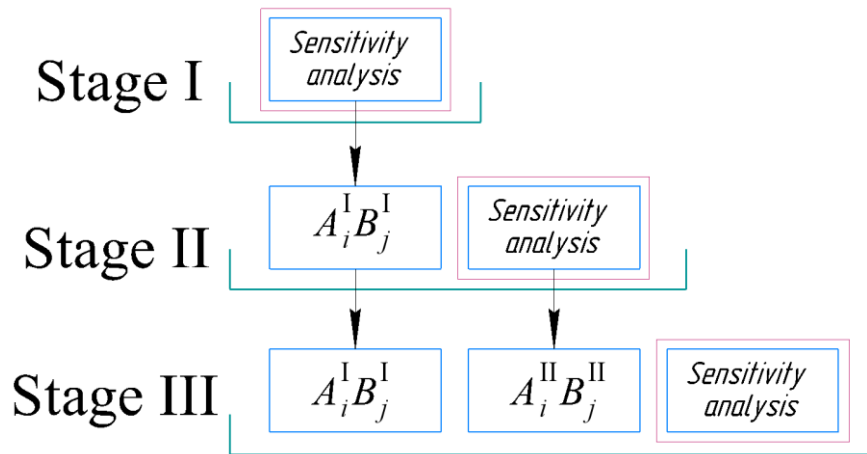


Рисунок 3.2.1 — Этапы верификации сопряженного анализа ТМУ нагружения

Валидация включает количественное и качественное подтверждение численных результатов по сравнению с экспериментальными данными. В рамках валидации сравниваются рассчитанные и измеренные температурные поля на внешней поверхности SENT образца в момент максимальной и минимальной температур. Численные значения COD получены как результат совокупного воздействия электромагнитных и теплообменных процессов, а также номинального нагружения и изменений свойств материала образца.

Анализ чувствительности

Анализ чувствительности, реализованный в [28,153,154], представлял собой подгонку значений параметров численной модели для достижения совпадения результатов расчета и эксперимента в конкретных рассматриваемых условиях. В настоящем исследовании анализ чувствительности не заключается в минимизации отклонения результатов. Вместо этого сводится к минимуму изменение результатов расчета, вызванное изменением характеристик сетки численной модели для обеспечения установившегося решения.

Параметры модели считаются обеспечивающими установившееся решение, если систематическое изменение результата расчета прекращается, несмотря на изменение параметров расчетной модели. Обеспечивающие установившееся решение параметры сетки модели A_i и B_j приводят к соответствующим значениям критерия чувствительности S_{ij} , меньшего по значению заданному порогу

чувствительности χ . Критерием чувствительности S_{ij} (3.2.1) является отношение относительной реакции результата расчета S_{ij}^o (3.2.2) к относительному изменению значений параметров расчетной модели S_{ij}^{in} (3.2.3). Критерий чувствительности S_{ij} определяется согласно уравнениям:

$$S_{ij} = \frac{S_{ij}^o}{S_{ij}^{in}}, \quad (3.2.1)$$

$$S_{ij}^o = \frac{|I_{(i+1)j} - I_{ij}|}{I_{ij}} + \frac{|I_{i(j+1)} - I_{ij}|}{I_{ij}}, \quad (3.2.2)$$

$$S_{ij}^{in} = \frac{|A_{i+1} - A_i|}{A_i} + \frac{|B_{j+1} - B_j|}{B_j}, \quad (3.2.3)$$

где I_{ij} – значение результата (тепловые потери при электромагнитном анализе). Порог чувствительности χ учитывает неопределенность решателя для каждого расчетного модуля и варьируется в зависимости от рассматриваемых условий. χ определяется в процессе анализа результатов на основании распределения значений критерия чувствительности. Таким образом, анализ чувствительности состоит в том, чтобы сначала определить значения S_{ij} для всех вариантов $A_i B_j$. Тогда абсолютное значение χ определяется как значение S_{ij} , при котором прекращается систематическое изменение результата (или S_{ij}). Значение χ определяется после выполнения серии расчетов на каждом этапе отдельно, поскольку допустимый уровень погрешности результата численного анализа различен для конкретного применения [95]. Обеспечивающими установившееся решение считаются параметры $A_i B_j$, для которых результаты приводят к $S_{ij} \leq \chi$.

Верификация параметров $A_i^I B_j^I$ электромагнитного анализа

Верификация сопряженного анализа начинается с анализа электромагнитных процессов, учитывающих тепловые потери в образце. За пределами скин-слоя тепловые потери на порядки меньше. Тогда, очевидно, нет необходимости добиваться плотной сетки в этой области. В качестве параметров для верификации

электромагнитной модели были выбраны отношение размера элемента d_1 (рис. 3.2.2а) на внешней поверхности образца к глубине скин-слоя δ_{sd} (A_i в таблице 3.2.1) и количество слоев сетки n_{sk} внутри слоя скин-слоя (B_j в таблице 3.2.1).

Тепловые потери при индукционном нагреве имеют значительный нелинейный характер как по толщине образца, так и по внешней поверхности. Точка с наибольшей интенсивностью нагрева (точка F) указана на рис. 3.2.2б. Несмотря на удаленность от предполагаемой плоскости роста трещины (14 мм) в образце, наибольшее влияние на температурное состояние образца в нестационарных условиях оказали тепловые потери в точке F. Поэтому реакцию на изменение параметров модели A_i^I и B_j^I следует отслеживать в этой области. Диапазон A_i^I был выбран с учетом ограничений, связанных с размером поперечного сечения образца и глубиной скин-слоя.

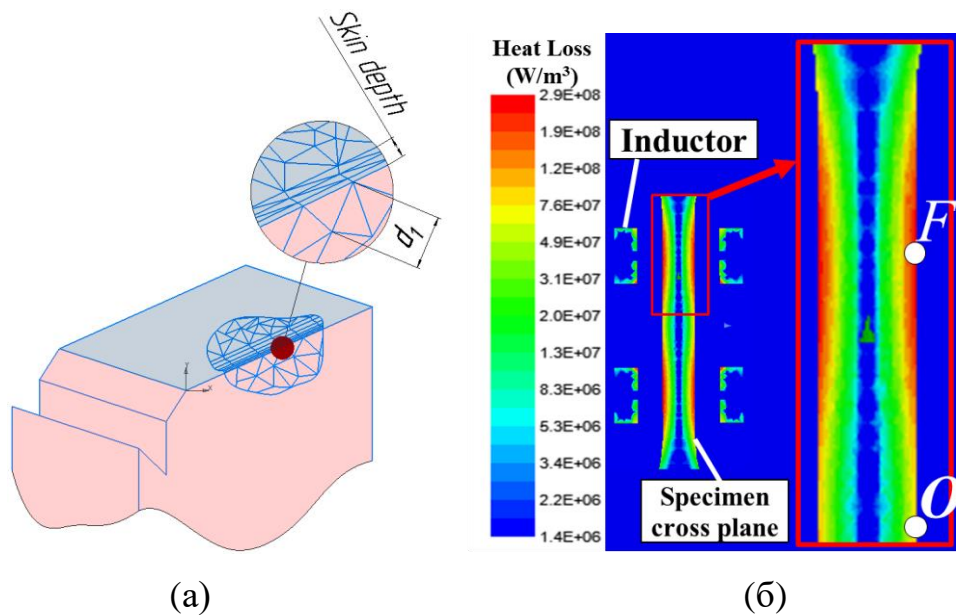


Рисунок 3.2.2 — (а) топология сетки элементов электромагнитной модели и (б) результат предварительного расчета тепловых потерь в поперечной плоскости образца

Таблица 3.2.1 — Параметры сетки электромагнитного анализа

	ij						
	1	2	3	4	5	6	7
$A_i^I (d_1 / \delta_{sd})$	3.06	2.447	1.835	1.224	0.918	0.612	0.306
$B_j^I (n_{sk})$	2	3	5	8	11	14	18

Расчетные значения тепловых потерь в точке F (рис. 3.2.2б) для всех наборов верификационных параметров $A_i^I B_j^I$ электромагнитной КЭ модели представлены на рис. 3.2.3а и рис. 3.2.4а, где наглядно продемонстрировано существенное влияние количества слоев сетки $n_{sk} = B_j^I$ внутри скин-слоя на величину удельных тепловых потерь.

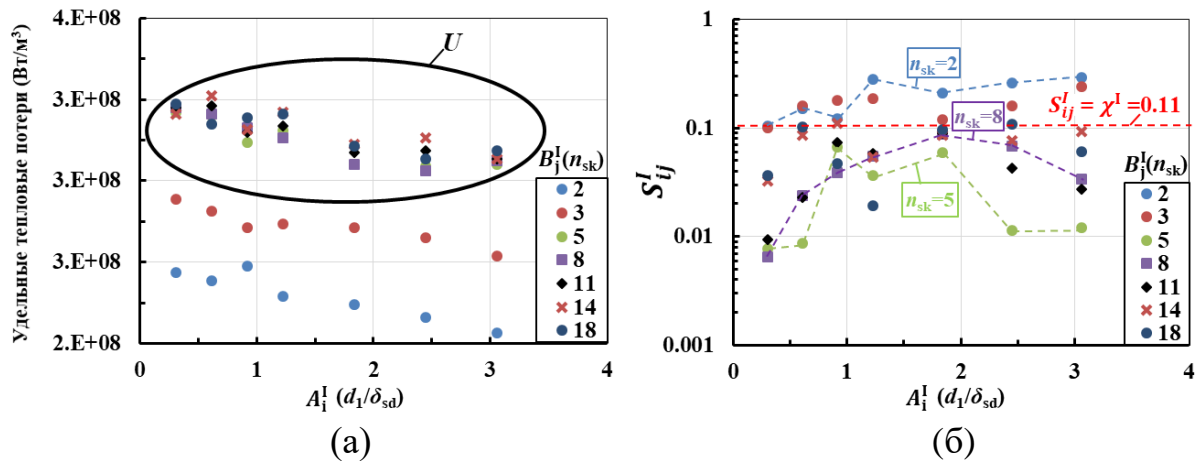
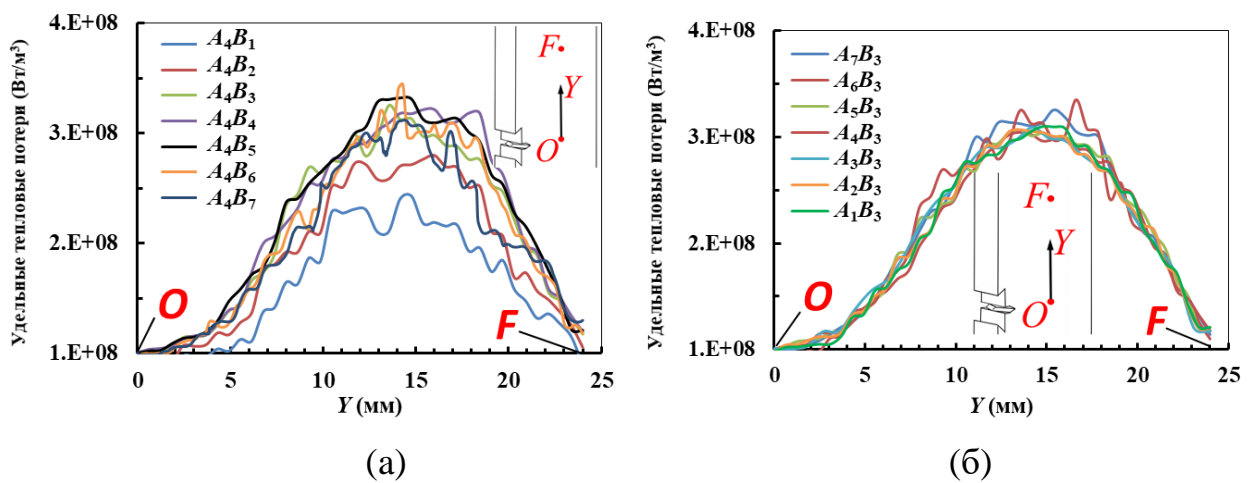
Рисунок 3.2.3 — Зависимость (а) удельных тепловых потерь и (б) S_{ij}^I от $A_i^I B_j^I$ 

Рисунок 3.2.4 — Распределение тепловых потерь на внешней поверхности

образца в зависимости от комбинаций параметров (а) B_j^I и (б) A_i^I

Анализ поведения критерия чувствительности S_{ij}^I на рис. 3.2.3б указывает на значительное уменьшение разброса результатов при изменении n_{sk} с двух до пяти. При большем увеличении значений n_{sk} снижение значений S_{ij}^I не выявлено. Отсюда следует, что изменение систематического результата (или S_{ij}^I) прекращается, а численные результаты варьируются в пределах случайного разброса (область U , рис. 3.2.3а). Размер элемента, расположенного на внешней поверхности образца, оказывал незначительное влияние на результаты с точки зрения критерия чувствительности. Независимо от параметра B_j^I , изменение параметра A_i^I приводит к случайному разбросу ($S_{14}^I < S_{24}^I, S_{13}^I \approx S_{23}^I < S_{33}^I$) (рис. 3.2.3б) [223].

Из рис. рис. 3.2.4б видно, что для всех значений параметра A_i^I кривые распределения тепловых потерь имеют общую тенденцию. Кроме того, наблюдалось значительное увеличение общего числа элементов и общего затраченного времени моделирования (рис. 3.2.5) при $A_i^I = d_1 / \delta_{sd} \leq 0.918$ [223].

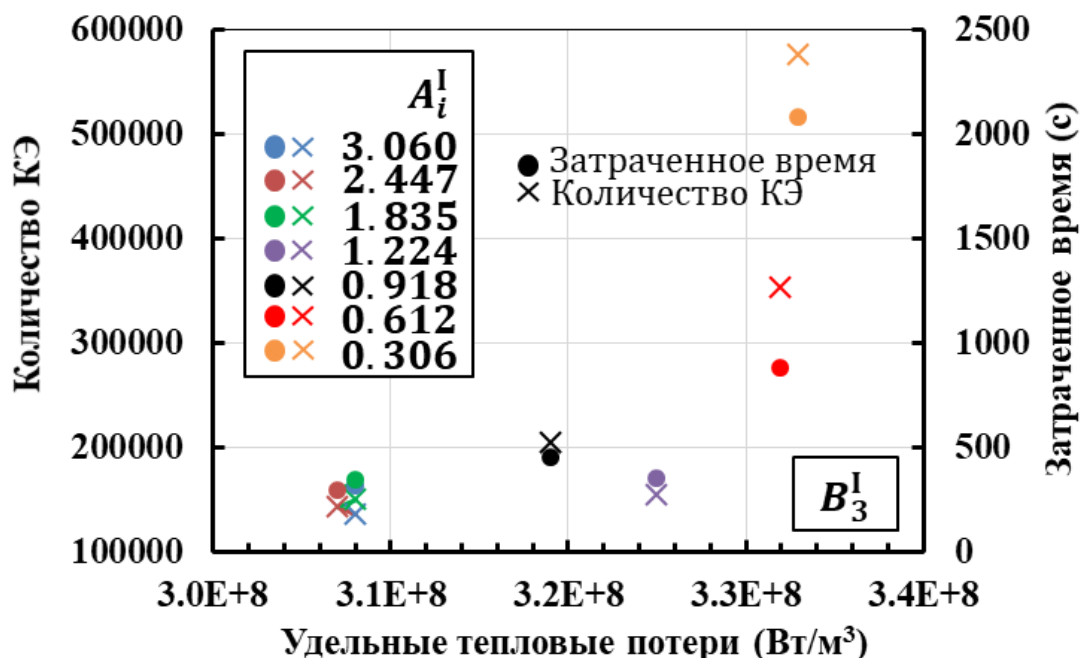


Рисунок 3.2.5 — Затраченное время и количество элементов при разных значениях параметра A_i^I

В результате верификации численной модели электромагнитной задачи было обнаружено, что сетка, включающая пять слоев элементов внутри скин-слоя ($B_3^1 = n_{sk} = 5$), обеспечивает установившееся решение. Значение χ^1 соответствует наибольшему значению S_{ij}^1 для $n_{sk} = 5 \dots 18$, $\chi^1 = S_{27}^1 = 0.11$ (рис. 3.2.3б). Кроме того, для сокращения затраченного времени (рис. 3.2.5) рекомендуется использовать размер элемента на свободной поверхности исходя из следующей зависимости $A_i^1 \geq 1.224$ [223].

Верификация параметров A_i^{II} B_j^{II} анализа ВГД

Для проверки взаимной совместимости сеток были выполнены численные нестационарные расчеты в сопряженной постановке, включавшие анализ электромагнитного и температурного полей в образце при заданной силе тока 350 А и частоте тока 120 кГц. В исходном состоянии образец находился при температуре окружающей среды, а затем нагревался в течение одной секунды. В этом случае нет необходимости задавать воздушную среду для модели ВГД.

Значения параметров A_i^{II} и B_j^{II} соответствуют внешней поверхности модели образца и приведены в табл. 3.2.2. Выбор значений параметров A_i^{II} и B_j^{II} поясняется ниже.

Таблица 3.2.2 — Параметры сетки анализа ВГД

	<i>ij</i>					
	1	2	3	4	5	6
$A_i^{\text{II}} (d_2 / \delta_{sd})$	0.3	0.15	0.06	0.045	0.03	0.006
B_j^{II}	2.5	2	1.8	1.5	1.2	1.1

В качестве параметра B_j^{II} (фактор роста) было выбрано соотношение размеров соседних элементов. Фактор роста сетки определяет, насколько плавным будет переход между областями более плотной и разреженной сетки. Установка значения фактора роста сетки близкое к 1.1 приведет к очень плавному переходу

между областями с мелкой сеткой к областям с крупной сеткой. Установка фактора роста на значение 2.5 сгладит переход более резко.

Параметр A_i^{II} задан как отношение размера элемента на внешней поверхности к толщине скин-слоя. Размер соответствует направлению оси Z . Выбор параметров A_i^{II} и B_j^{II} обусловлен в первую очередь совместимостью сетки электромагнитной модели и моделей ВГД. Увеличение A_i^{II} и B_j^{II} приводит к уменьшению величины передаваемых тепловых потерь за счет усреднения данных в центрах ячеек мишени.

Поля удельных тепловых потерь были перенесены из электромагнитного анализа (сторона источника) в анализ ВГД (сторона цели). Распределения температуры, полученные на втором этапе верификации, представляются как перепад температуры ΔT между внешней поверхностью образца ($Z = 0$ мм) и плоскостью симметрии ($Z = 3.5$ мм) (рис. 3.2.6).

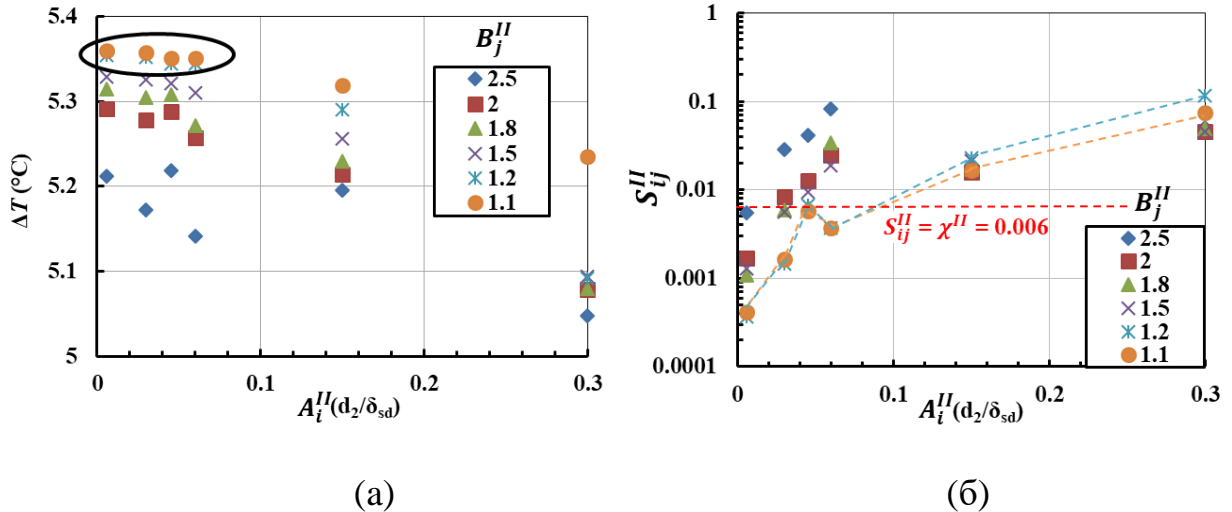


Рисунок 3.2.6 — Распределение (а) перепада температуры ΔT и (б) поведения критерия чувствительности S_{ij}^{II} в зависимости от значений параметра A_i^{II}

Видно, что фактор роста элемента $B_j^{II} < 1.2$, как и $A_i^{II} < 0.06$ не приводят к систематическому росту ΔT (рис. 3.2.6а) [223]. Из поведения критерия

чувствительности (рис. 3.2.6б) также видно, что кривые $B_5'' = 1.2$ и $B_6'' = 1.1$ перекрывают друг друга, начиная с $A_3'' = 0.06$. Таким образом, сеточные конфигурации $A_{i \geq 3}'' B_{j \geq 5}''$ приводят к устойчивому решению, соответствующему значению $\chi'' = S_{45}'' = 0.006$ (рис. 3.2.6б) [223]. Тем не менее, толщина скин-слоя для материалов с другими электромагнитными свойствами может быть на порядок меньше, что приводит к увеличению интенсивности тепловых потерь и градиента температуры вблизи внешней поверхности образца. Таким образом, необходимо проверять правильность построения сеток в случае изменения электромагнитных и теплообменных свойств.

Результаты термографического анализа (рис. 3.2.7) [216,223] подобны ранее опубликованным [222,125,176,155,166,126] результатам испытаний SENT образцов в ТМУ условиях. Вблизи кромок образцов наблюдалось снижение температуры, так как кромки образцов являются турбулизаторами потока и интенсификаторами теплоотдачи. На (рис. 3.2.7) показан перепад температуры на поверхности образца более 24°C по отношению к максимальной температуре и 15°C по отношению к минимальной температуре цикла нагружения.

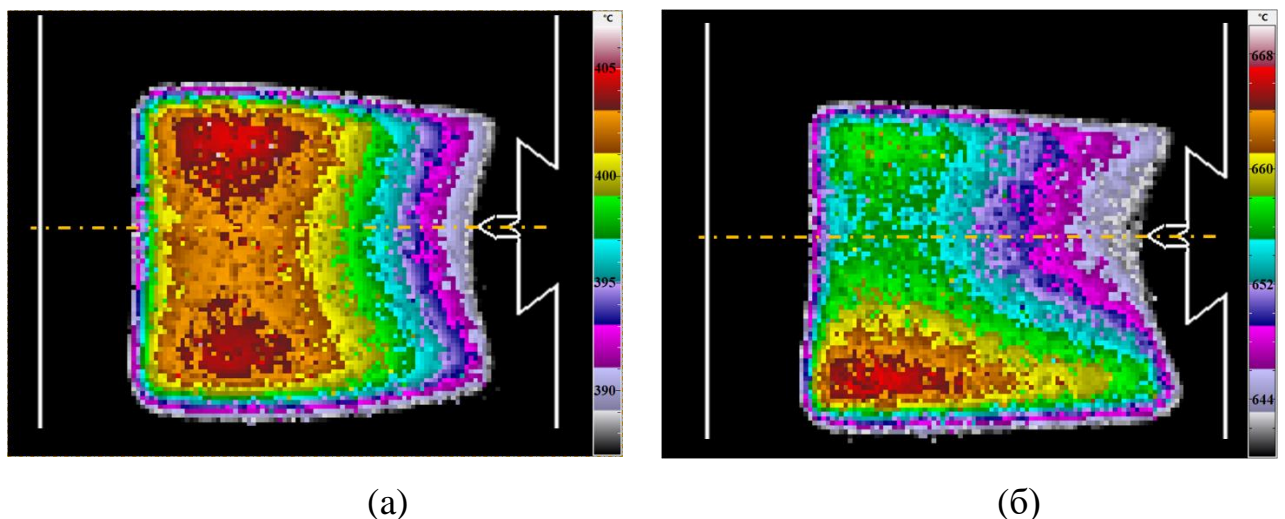


Рисунок 3.2.7 — Тепловизионные поля в моменты (а) минимальной и (б) максимальной температуры во время ТМУ цикла

Авторы [79] утверждают, что равномерное распределение температуры менее $10\text{ }^{\circ}\text{C}$ достигается за счет калибровки индуктора и сопел. Однако, авторами не указаны расстояние между приваренными термопарами и величина температурного диапазона в плоскости роста трещины, что не позволяет оценить уровень температурного градиента в направлении роста трещины. Измерения температуры образца, выполненные в [175], показывают величину перепада температуры на расстоянии 1.5 мм около $30\text{ }^{\circ}\text{C}$ при скорости нагрева $5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ и использовании индукционной катушки. В [125] приведены измерения распределения температуры в диапазоне температур цикла $550\text{--}800\text{ }^{\circ}\text{C}$, где перепад температуры в направлении роста трещины составляет около $70\text{ }^{\circ}\text{C}$, а в осевом направлении около $120\text{ }^{\circ}\text{C}$. В [176] на грани и кромки образца размерами $5\times 5\text{ мм}$ в плоскости роста трещины приваривались термопары. При температурном цикле $550\text{--}800\text{ }^{\circ}\text{C}$ с периодом цикла 80 с в плоскости роста трещины наблюдается падение температуры менее $9\text{ }^{\circ}\text{C}$. Следует уточнить, что термические напряжения возникают из-за температурного градиента, а не перепада температуры. Тогда, при обеспечении равномерного поля температуры в образце, важно учитывать величину температурного градиента, поскольку испытания обычно проводятся на образцах разной ширины от 5 мм до 20 мм . Для показанных на (рис. 3.2.7) температурных полей максимальное значение температурного градиента в плоскости роста трещины составляет $5.65\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{мм}$, а минимальное значение температурного градиента — $0.06\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{мм}$. В наиболее равномерном случае распределения температуры между термопарами в работе [176] значение градиента температуры составит $1.8\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{мм}$ [223].

На рис. 3.2.8 представлены численно полученные температурные поля в SENT образце в моменты минимальной ($400\text{ }^{\circ}\text{C}$) и максимальной ($650\text{ }^{\circ}\text{C}$) температур в течение ТМУ цикла. Из рис. 3.2.8 видно, что очень выражен высокоинтенсивный нагрев образца на уровне расположения витков индуктора. Наблюдается неравномерность температуры по всей рабочей области образца. Градиенты температуры увеличиваются в зоне интенсификаторов теплоотдачи, а именно по краям образца и надреза.

Когда твердое тело охлаждается окружающим его более холодным воздухом, тепло сначала передается воздуху, а затем перераспределяется внутри тела. Число Био Bi (3.2.4) [25] представляет собой отношение внутреннего термического сопротивления теплопроводности тела к его внешнему термическому сопротивлению теплоотдачи конвекции.

$$Bi = \frac{h_c \cdot L_c}{\lambda}, \quad (3.2.4)$$

где h_c - коэффициент теплопередачи и L_c - характеристическое расстояние. Следовательно, низкие значения числа Био соответствуют небольшому термическому сопротивлению теплопроводности и, следовательно, небольшим градиентам температуры внутри тела. По результатам расчетов наблюдалось значение Bi около 0.03 при нагреве и около 0.35 при охлаждении. Различие обусловлено тем, что поглощение образцом тепла при индукционном нагреве происходит внутри объема скин-слоя образца толщиной $\delta_{sd} = 1.634$ мм, тогда как процесс отвода тепла при конвективном охлаждении происходит на внешней поверхности [223].

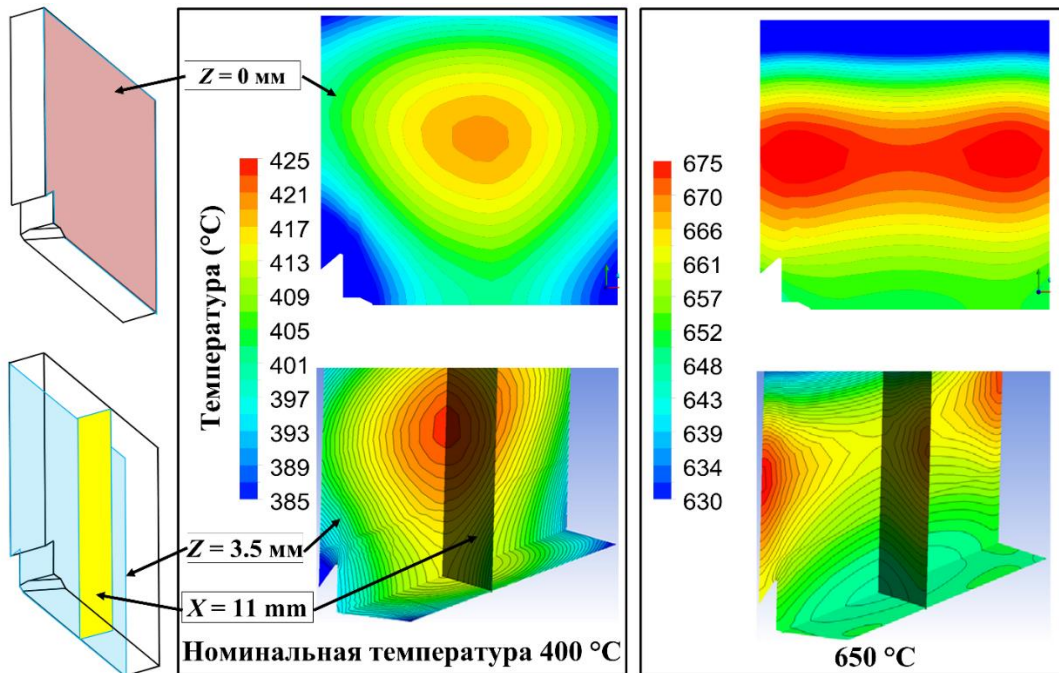


Рисунок 3.2.8 — Численные поля температуры в образце в моменты минимальной (400 °C) и максимальной (650 °C) температур в течение ТМУ цикла

Из сравнения измеренных (рис. 3.2.7) и расчетных (рис. 3.2.8) температурных полей на поверхности образца видно, что анализ ВГД позволил учесть качественные особенности вынужденного воздушного конвективного охлаждения (ВВКО). На рис. 3.2.7 и 3.2.8 видно, что импактная струя воздуха приводит к образованию горячего каплевидного пятна на внешней поверхности образца. В свою очередь, применение равномерного коэффициента теплоотдачи на поверхности численной модели образца [89] приводит к более равномерному распределению температуры в осевом направлении. Однако это не согласуется с экспериментальным температурным полем образца при охлаждении импактным воздушным потоком. Расчет температурного состояния образца на основе упрощенного подхода, использованного авторами [89], приводит к малому градиенту температуры в осевом направлении по сравнению с результатами, полученными на основе электромагнитного анализа и ВГД [216,223]. Также в [89] максимальная интенсивность нагрева показана не в объеме катушек индуктора, а в плоскости симметрии образца. Это объясняется тем, что в осевом направлении были заданы общие граничные условия теплового потока и степени черноты.

Абсолютное отклонение $(T_{FEM} - T_{TC})$ распределения температуры, рассчитанное с использованием различных моделей турбулентности, показано на рис. 3.2.9 [223], где результаты расчета T_{FEM} сравниваются с измеренными тепловизором температурами T_{TC} на поверхности образца вдоль оси X . Рассматриваемый диапазон по оси X был ограничен из-за расфокусировки изображения тепловизионной камеры вблизи внешней поверхности образца и витков индуктора. При естественной конвекции после 30 с индукционного нагрева разница между моделями турбулентности не превышала 2.76 °C рис. 3.2.9б. Турбулентная модель *realisable k-epsilon* продемонстрировала наибольшее отклонение при естественной конвекции, когда необходимо было учитывать эффекты плавучести из-за разности в плотности окружающего воздуха. В условиях вынужденной конвекции рис. 3.2.9а модель *k-omega SST* показала высокую

точность в области надреза, где происходит турбулизация потока. В противоположной надрезу области образца максимальное отклонение для турбулентной модели realisable k -epsilon составило -5.3 °C (рис. 3.2.9а). Transition k -kl-omega модель привела к наибольшему отклонению для рассматриваемых условий.

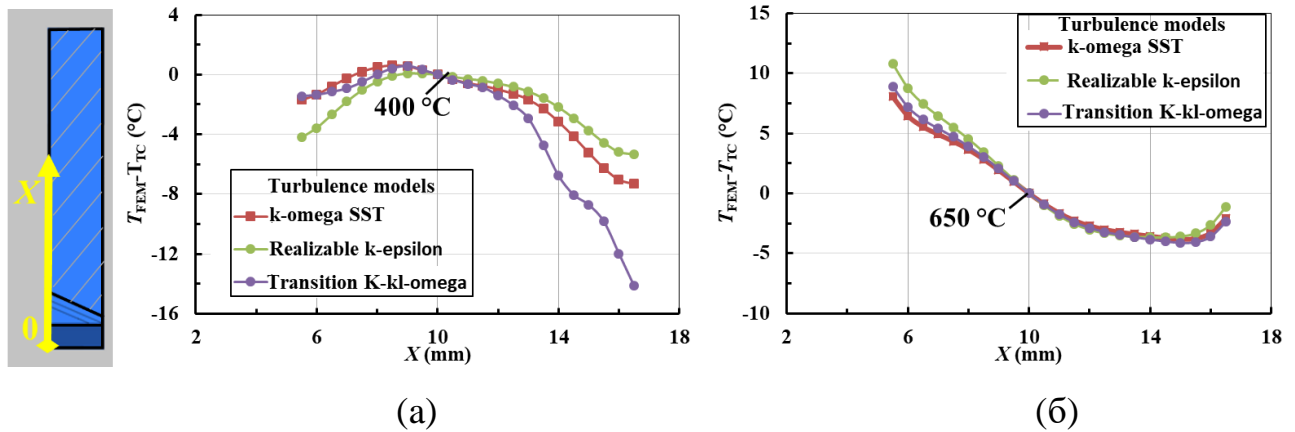


Рисунок 3.2.9 — Отклонение расчетной температуры от измеренной в момент (а) минимальной и (б) максимальной температуры

Верификация параметров $A_i^{\text{III}} B_j^{\text{III}}$ модели нелинейной механики

Протекающие в теле образца переходные теплообменные процессы часто сопровождаются высокими значениями градиентов температуры и тепловой деформации, и являются причиной возникновения термических напряжений, влияющих на общее НДС образца.

В результате проведенной верификации расчета распределения температуры образца с помощью анализа ВГД, получено значения максимального перепада температуры в образце (ось Z, рис. 3.1.4) = 16.52 °C (рис. 3.2.10), который наблюдался после 10 с охлаждения в плоскости $X = 11$ мм [223]. Градиент температуры в поперечном направлении Z возрастает линейно (рис. 3.2.10) от плоскости симметрии образца ($Z = 3.5$ мм) к свободной поверхности ($Z = 0$ мм), где принимает максимальное значение = 9.2 °C/мм. Следовательно, для корректного моделирования распределения теплового линейного расширения, необходимо было уплотнить сетку в окрестности внешней поверхности образца.

Для применения результатов верификации в аналогичных условиях мы использовали A_i^{III} (3.2.5) (таблица 3.2.3) как произведение максимального значения температурного градиента, толщины первого элемента на поверхности модели и α_{th} . В качестве параметра B_j^{III} было выбрано соотношение размеров соседних элементов (фактор роста). В табл. 3.2.3 перечислены значения A_i^{III} и B_j^{III} , использованные на третьем этапе проверки. Параметр A_i^{III} имеет следующий вид:

$$A_i^{\text{III}} = \left(\frac{\Delta T}{\Delta Z} \right)_{\max} \cdot d_3 \cdot \alpha_{th}. \quad (3.2.5)$$

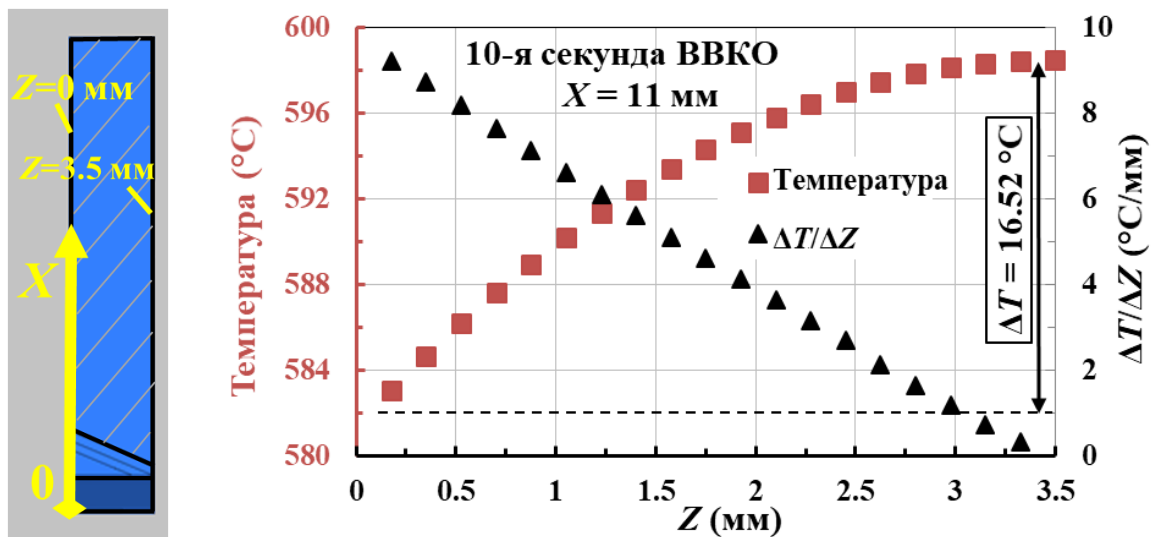


Рисунок 3.2.10 — Расчетное температурное состояние образца при ВВКО

Таблица 3.2.3 — Параметры сетки КЭ анализа нелинейной механики

	<i>i</i>					
	1	2	3	4	5	6
$A_i^{\text{III}} \left(\left(\frac{\Delta T}{\Delta Z} \right) \cdot \alpha_{th} \cdot d_3 \right)$	1.4E-04	7E-05	3.5E-05	1.4E-05	1E-05	7E-06
d_3 (мм)	1	0.5	0.25	0.1	0.075	0.05
	<i>j</i>					
	1	2	3			
B_j^{III}	1.2	1.5	2			

Поведение силы тока и скорости охлаждающего воздуха показано на рис. 3.2.11. Установленные значения обеспечивают приближенное к испытаниям переходное температурное поле в образце. На третьем этапе верификации рассматривается реакция результата расчетов в точках P , V , Q и L (рис. 3.2.12) [223], где наблюдается качественное влияние переходных теплообменных процессов на НДС.

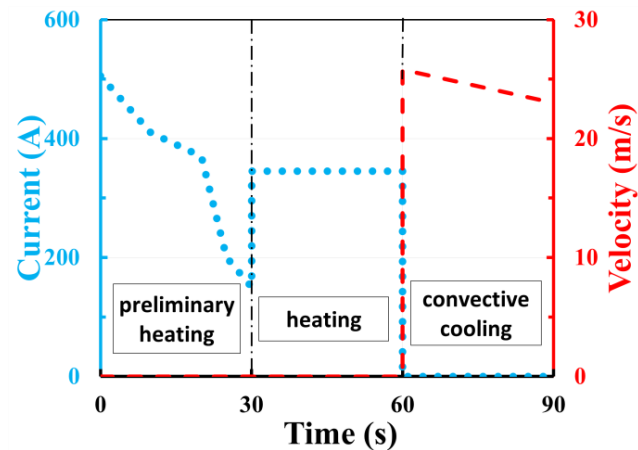


Рисунок 3.2.11 — Скорость охлаждающего воздуха и поведение силы тока во время цикла

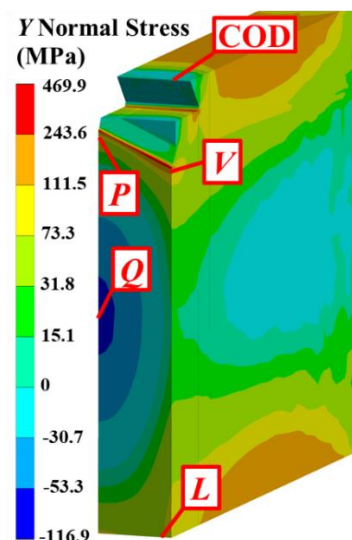


Рисунок 3.2.12 — Контрольные точки для нормальной компоненты напряжений и COD в SENT образце

В результате анализа полученных данных, выявлено, что в точках Q и L (рис. 3.2.12) для всех конфигураций параметров изменение нормальных напряжений незначительно. Результаты анализа КЭМ (рис. 3.2.13) в точках P и V (рис. 3.2.12), использованные для проверки численной модели, показали влияние изменения характеристик сетки КЭ (таблица 3.2.3) на напряжения в вершине надреза. Это можно объяснить повышенным откликом области концентрации напряжений, обусловленным неоднородным тепловым расширением.

Нормальные напряжения в вершине надреза более чувствительны к изменениям A_i^{III} (3.2.5) по сравнению с параметром B_j^{III} (фактор роста). Как видно из рис. 3.2.13 и рис. 3.2.14, при $A_i^{III} \leq 3.5E-05$ и любом значении B_j^{III} систематического влияния на численный результат не наблюдалось (области N, M на рис. 3.2.13). Таким образом, конфигурации сетки КЭ $A_{i \geq 3}^{III} B_j^{III}$ приостанавливают отклик S_{ij}^{III} , что соответствует значению $\chi_P^{III} = S_{53}^{III} = 0.16$ (рис. 3.2.13a) в точке P и $\chi_B^{III} = S_{63}^{III} = 0.07$ (рис. 3.2.13б) в точке V [223].

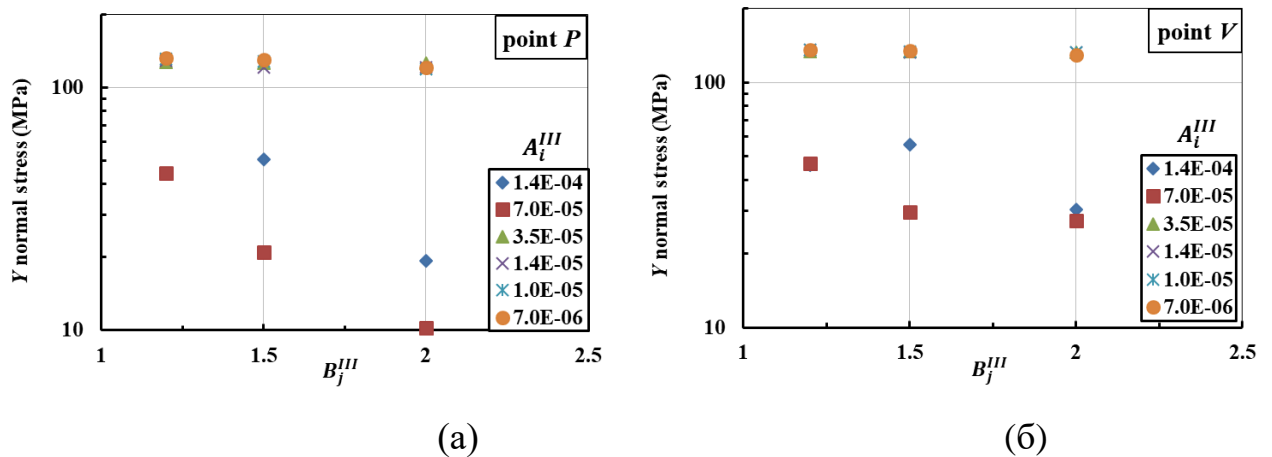


Рисунок 3.2.13 — Отклик нормальных Y напряжений на изменение плотности сетки в точке P (a) и точке V (б)

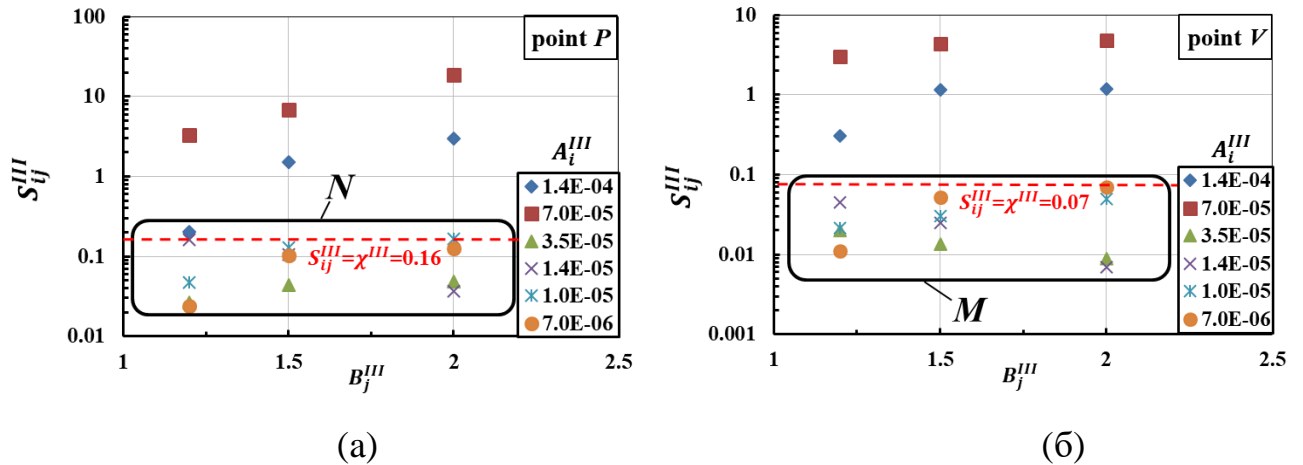
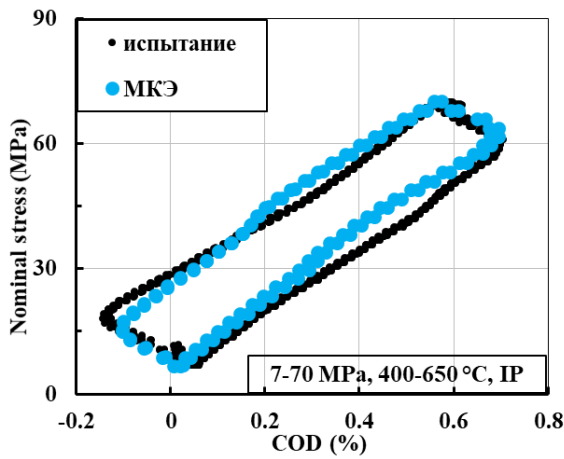


Рисунок 3.2.14 — Поведение критерия чувствительности S_{ij}^{III} для параметров третьего этапа верификации $A_i^{III} B_j^{III}$ в точке P (а) и V (б)

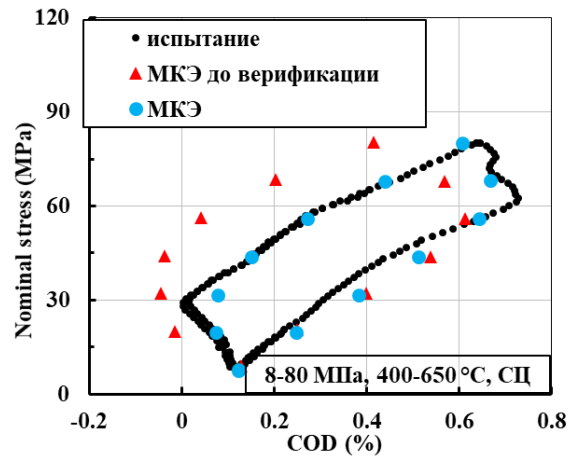
На рис. 3.2.15 показано сравнение численных и экспериментальных результатов МКЭ для моделирования COD в процессе СЦ и ПЦ ТМУ. Рассматривается трещина типа математического надреза с длиной 5 мм. Показаны значения COD на внешней поверхности образца в точке контакта датчика COD с выемкой на образце. Расстояние между ножами экстензометра составляет 5 мм. Значения COD были нормированы до этого размера и умножены на 100 %. Результаты (рис. 3.2.15) свидетельствовали об общем подобии кривых расчетной и экспериментальной COD. Процесс верификации численной модели на основе анализа чувствительности привел к значительному улучшению формы петли COD как для СЦ, так и для ПЦ (рис. 3.2.15б,в).

Результат валидации и верификации представлен на рис. 3.2.16. Отклонение смоделированных значений $(|COD^{МКЭ} - COD|)$ в течение всего цикла не превышало 0.076 % для СЦ и 0.11 % для ПЦ [216,223]. Следует отметить, что наибольшие отклонения наблюдались в моменты минимальной нагрузки (0 с и 60 с). Повторяемость испытаний оценивалась по испытанию СЦ 8-80 МПа. Отклонение значений COD между испытаниями составляло не более 0.085 % в течение всего цикла. Как видно из рис. 3.2.16, отклонение численных результатов от эксперимента показывает примерно сопоставимые значения. Для участка петли

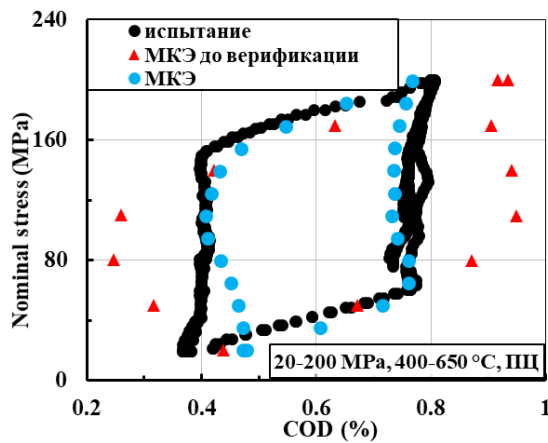
гистерезиса, показанного авторами [79], отклонение прогноза механической деформации не превышает значения примерно 0.08%. Неоднородность теплового расширения могла бы быть незначительной, что в данном примере обеспечивает достаточно близкое согласие расчета с экспериментом при упрощенном подходе численного анализа, но не оправдывает пренебрежение учетом температурной неоднородности в других условиях ТМУ.



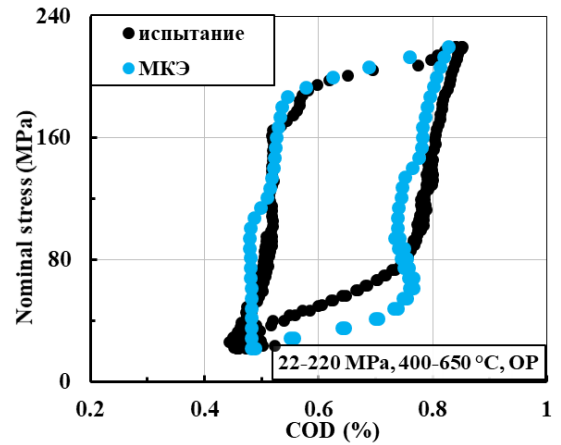
(a)



(б)



(B)



(Г)

Рисунок 3.2.15 — Сравнение экспериментально измеренных и численных значений COD при СЦ 7-70 МПа (а), СЦ 8-80 МПа (б) и ПЦ 20-200 МПа (в), ПЦ 22-220 МПа (г)

Многие экспериментальные исследования в области ТМУ направлены на обеспечение однородного температурного поля в образце. Для этого разрабатываются испытательные установки с использованием различных методов нагрева и охлаждения [125,164,166,89,175]. В результате адаптации испытательной установки к конкретным условиям температурного цикла, свойствам материала и геометрии образца в некоторых работах сообщается о достижении низких температурных градиентов [222,161,89]. Однако измерение температурных градиентов в образцах одинаковой геометрии дает разные результаты в разных лабораториях. Таким образом, связанные с ТМУ испытаниями на скорость роста трещины методологические задачи требуют дальнейшего исследования.

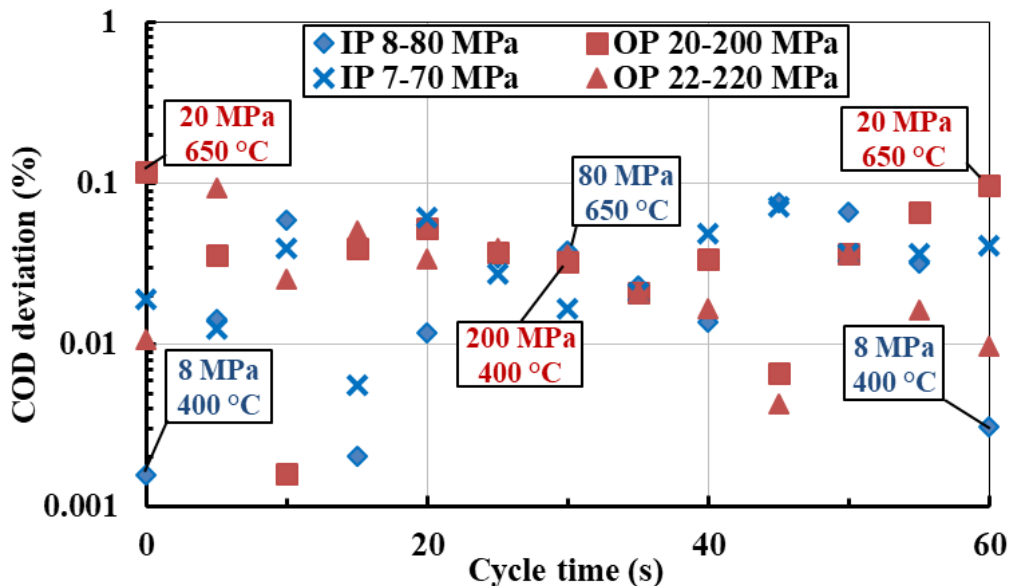


Рисунок 3.2.16 — Отклонение рассчитанных значений COD от измеренных в пределах ТМУ циклов

Альтернативой перенастройке испытательного оборудования при изменении условий испытаний ТМУ является численный анализ влияния неоднородности температурного поля на НДС образца. Представленная в текущем разделе методика численного анализа полей температуры и напряжений в SENT образце позволила учесть качественные и количественные особенности метода нагрева и охлаждения. При моделировании электромагнитных процессов и теплообмена, а также упругой

и упругопластической деформации, принципиально важно обеспечить достаточное количество элементов высокого порядка в областях с большими градиентами плотности электрического тока, температуры и напряжений. В результате процесса валидации и верификации представлены наборы характеристик сетки (такие как соотношение размера КЭ к температурному градиенту и глубине скин-слоя, фактор роста размера элемента), которые в дальнейшем могут быть использованы в будущих исследованиях. Применение параметров A_i, B_j , использованных в этой работе, к другим условиям испытаний требует корректировки значений d_1, d_2, d_3 на основе свойств, соответствующих используемому материалу. Представленные данные имеют методологическое значение для последующих численных исследований, которые должны сопровождать испытания скорости роста трещин ТМУ в условиях неоднородного температурного поля.

3.3 Поцикловой расчет полей температуры и упруго-пластических напряжений в образце с исходным надрезом с учетом сдвига фаз компонент нагружения

На основе предложенного алгоритма мультифизических сопряженных МКЭ расчетов, описанного в предшествующих разделах, были определены температурные поля в рассматриваемых условиях ТМУ. В расчетах моделировалась последовательность термомеханического нагружения, сопровождающаяся использованием индукционного нагрева и ВВКО. Результаты сопряженного электромагнитного и ВГД анализа представлены на рис. 3.3.1 [216], на котором показано распределение температуры на разных временных моментах. На рис. 3.3.1 показаны трехмерные распределения температуры в SENT образце в заданных точках цикла ТМУ в исследуемом диапазоне температур, то есть распределения при номинальных значениях 400 °С и 650 °С соответственно. На рис. 3.3.1б отчетливо видно неравномерное распределение температуры по представительному объему SENT образца внутри прямоугольного индуктора. Высокие градиенты температуры в момент завершения ВВКО (рис. 3.3.1а) и

завершения индукционного нагрева (рис. 3.3.1б) наблюдались в области расположения витков индуктора и надреза. При этом в плоскости роста трещины распределения температуры были более равномерными в полупериоде нагрева.

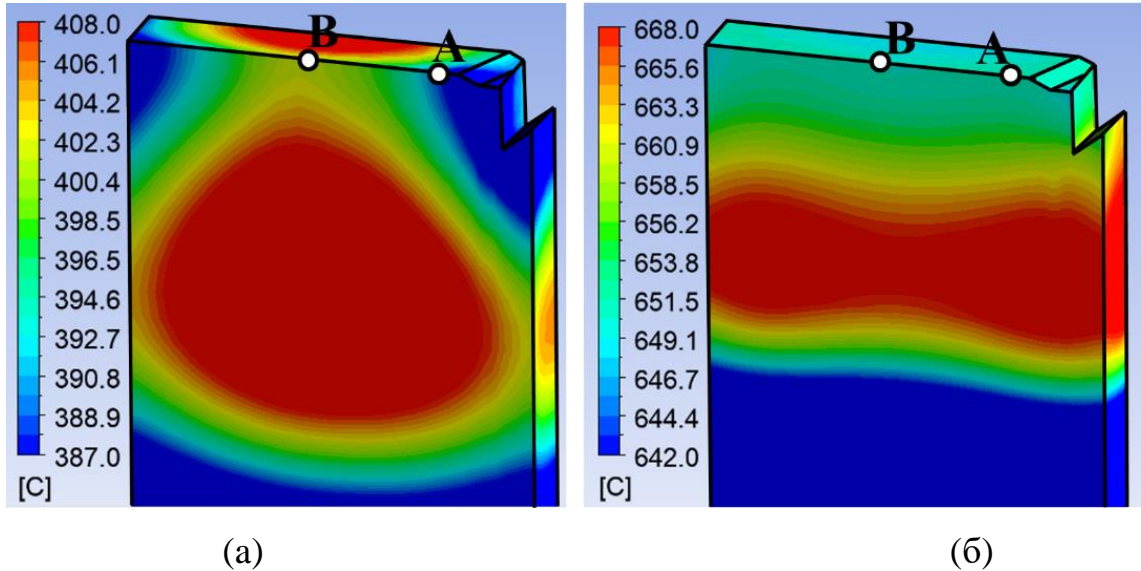


Рисунок 3.3.1 — Численные распределения температуры на поверхности SENT образца при температуре (а) 400°C и (б) 650°C

Детальное распределение температуры в SENT образце, по толщине образца (вдоль фронта трещин с начальной и конечной длинами $a = 5$ мм и $a = 15$ мм), при ТМУ представлено на рис. 3.3.2. Пунктирными линиями на этих рисунках показаны значения температуры, заданные в определенные моменты цикла, и измеренные пирометром на боковой поверхности образца (точка О, рис. 2.1.16). Сплошные линии на рисунке соответствуют разным длинам трещин. Распределение температуры по толщине образца при его охлаждении, также представленное на рис. 3.2.10 для $a = 10$ мм. Данные на рис. 3.2.10 и 3.3.2 [215], демонстрируют некоторое подобие с результатами, приведенными в работе [89], которые были получены численно методом подгонки коэффициента теплопередачи и коэффициента черноты для аналогичных условий ТМУ испытаний на схожей геометрии образца. При охлаждении температура возрастала в направлении от внешней поверхности к центру образца (2 мм) с общим падением температуры около 10 °С [89]. Как показано на рис. 3.2.10 [215], расчетное значение перепада

температуры в пределах расстояния (3.5 мм) от внешней поверхности до плоскости симметрии SENT образца при охлаждении составило 16.52 °C. Следует отметить, что в измерениях, выполненных в работе [89], расположение термопар влияло на температурное поле образца.

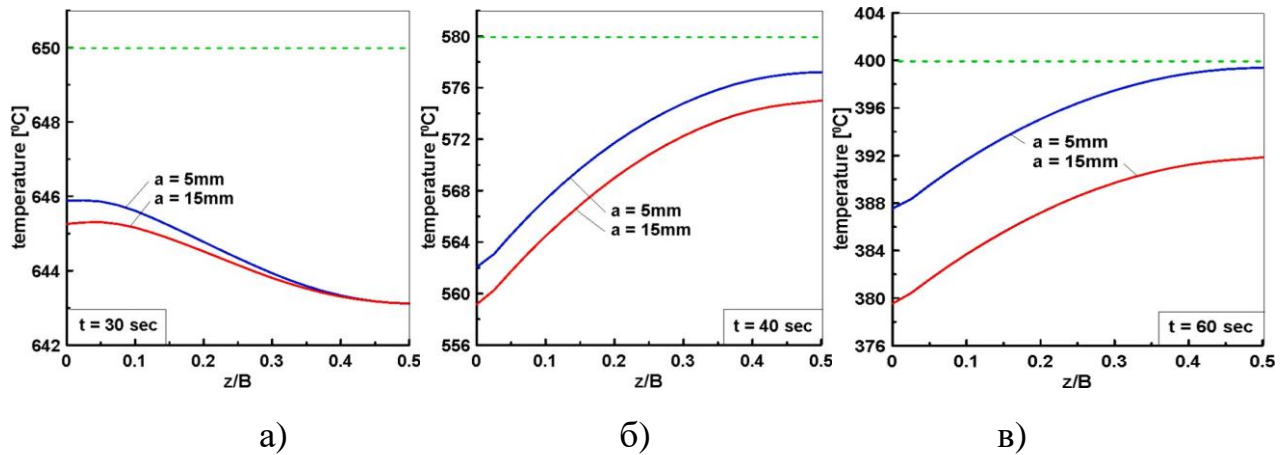


Рисунок 3.3.2 — Численное распределение температуры в SENT образце для (а) момента максимума температуры в ТМУ цикле, (б) 10-й секунды охлаждения и (в) минимальной температуры в ТМУ цикле

Из представленных данных следует, что в середине СЦ при $t = 30\text{ c}$ и номинальной температуре $T = 650\text{ °C}$ в условиях перехода от стадии нагрева к стадии охлаждения (рис. 3.3.2а) температурный градиент между свободной поверхностью образца ($Z/B = 0$) и средней плоскостью образца ($Z/B = 0.5$) незначителен и практически не зависит от размера трещины. При переходе к полциклу охлаждения (рис. 3.3.2б и 3.2.3), после 10 с ВВКО (в момент времени цикла 40 с) наблюдаются различия в распределениях температуры для разных длин трещины. Градиент температуры стал более существенным и демонстрирует максимум на поверхности образца. В конце этапа охлаждения (рис. 3.3.2в) в момент времени цикла $t = 60\text{ c}$ различия в распределениях температуры для длин трещины $a = 5$ и 15 мм были максимальными.

Впоследствии был проведен анализ нелинейной механики с использованием упруго-пластической модели материала с кинематическим упрочнением. Представленные в текущем разделе численные данные направлены на выявление

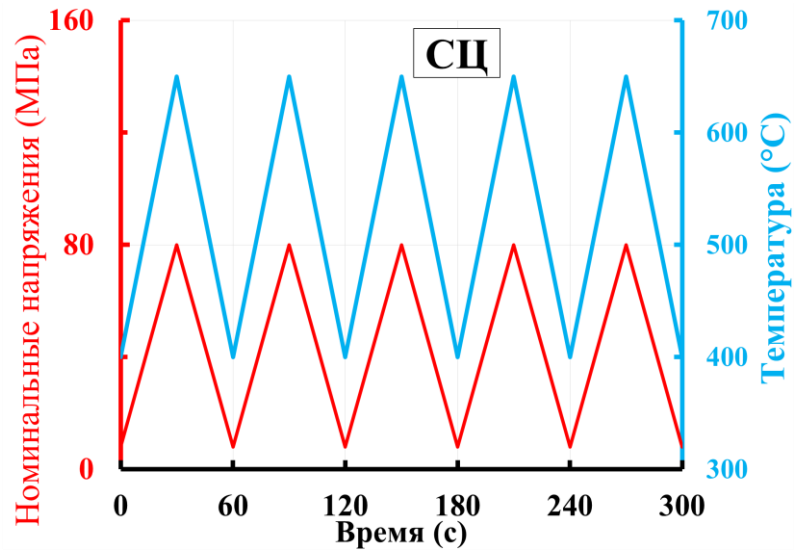
качественных и количественных особенностей рассматриваемых ТМУ условий нагружения SENT образца, выполненными для СЦ и ПЦ. Эти испытания включали одноосное циклическое нагружение с коэффициентом асимметрии нагрузки $R = 0.1$ при температурах 400–650 °С, при этом каждый цикл включал 30 с периоды нагружения (нагрева)/разгрузки (охлаждения) в треугольных формах траектории нагрузки и температуры.

Во-первых, была проведена серия расчетов и анализ результатов для КЭМ образца с начальным надрезом (рис. 3.1.4) с конечным радиусом кривизны (образец без трещин). Для численного анализа использовалось два варианта геометрии SENT образца, которые отличались только формой начального надреза (прямой или шевронный) при прочей идентичности конфигурации образцов.

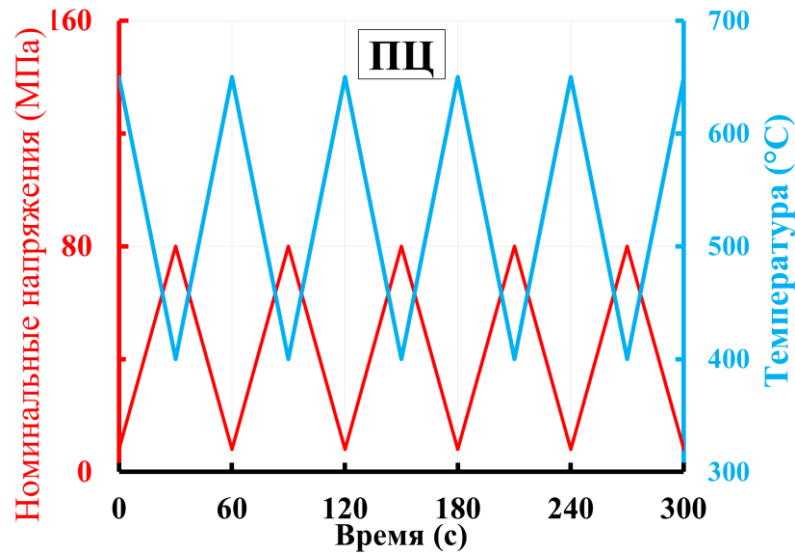
Рассмотрим численно полученное НДС при ТМУ в одинаковых условиях номинального механического нагружения но для разных типов цикла СЦ и ПЦ. Максимальное номинальное напряжение, приложенное к образцу в цикле нагружения, в данном случае составило 80 МПа для СЦ и ПЦ ТМУ. Первые пять циклов номинального нагружения, а также совместного нагрева и охлаждения реализованы численно после непрерывного предварительного нагрева. Истории нагружения, рассматриваемая для процессов СЦ и ПЦ ТМУ, показана на рис. 3.3.3. Во всех моделях цикла нагружения с контролем номинальной нагрузки минимальная температура составляла 400 °С, а максимальная температура составляла 650 °С. Зависящие от температуры упругие и пластические свойства материала, использованные при моделировании, представлены в таблице 2.2.1.

Результаты совместного электромагнитного, ВГД и анализа нелинейной механики представлены на рис. 3.3.4 [224], где показаны распределения температуры (рис. 3.3.4а) и поведение нормальной деформации ε_y (рис. 3.3.4б) на внешней поверхности SENT образца без трещины в первых циклах нагружения. Температурные распределения, полученные в результате численного моделирования и показанные на рис. 3.3.4а, соответствуют температурному распределению экспериментально полученного профиля, как показано на рис. 3.3.3. Следует отметить, что кривая зависимости деформации от времени на рис.

3.3.4б указывает на то, что нормальная деформация ε_y смещается со временем, т.е. максимальные деформации не совпадают с периодами времени, кратными 30 секундам. В условиях СЦ ТМУ нагружения максимальные деформации превышают аналогичные деформации для состояния ПЦ ТМУ при той же приложенной нагрузке.



а)

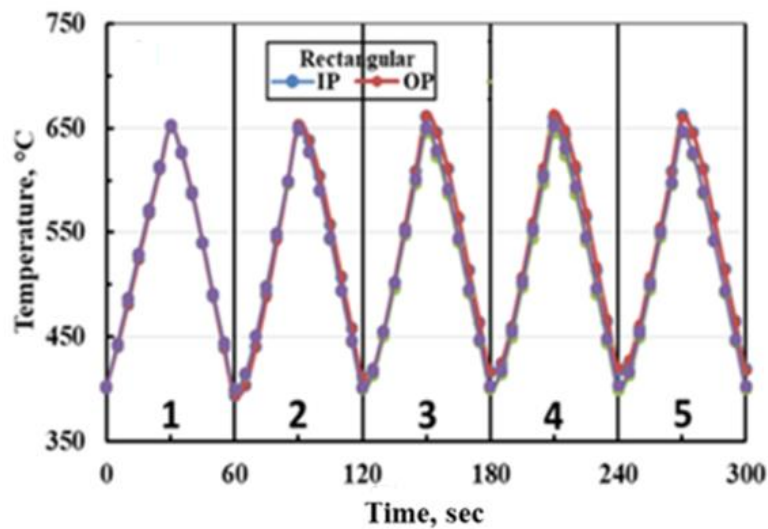


б)

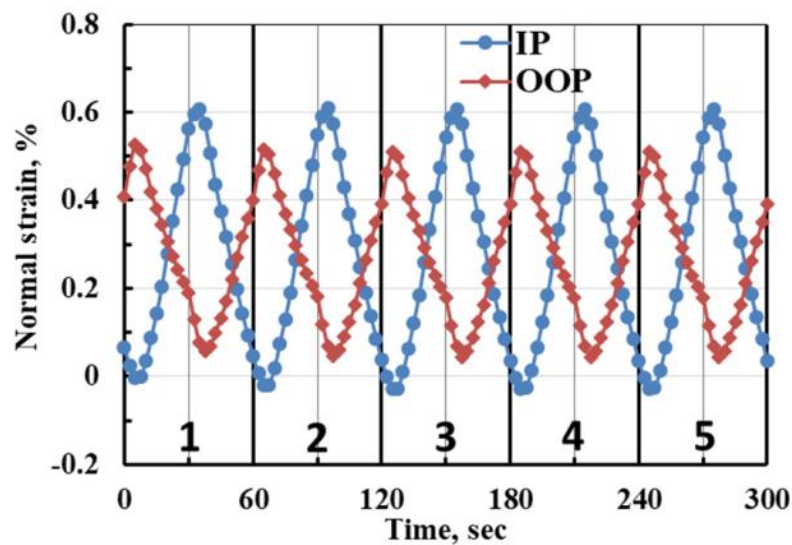
Рисунок 3.3.3 — Кривые напряжений и температуры для условий (а) СЦ и (б) ПЦ ТМУ нагружения

Также полезным может быть рассмотрение поведения напряжений и деформаций перед начальным шевронным надрезом в образце SENT без трещин.

Результаты моделирования ТМУ СЦ и ПЦ показаны на рис. 3.3.5 для различных точек сечения роста трещины в SENT образце. Распределение нормальных напряжений показано для вершины надреза (точка Р) в плоскости симметрии, на внешней поверхности (точка В) и для центра поперечного сечения (точка С). Как и в случае с распределением деформаций (рис. 3.3.4б), наблюдался дрейф напряжений, при котором максимальное напряжение не совпадало по времени с серединой 30-секундного цикла. Показанный эффект является следствием неоднородности поля температуры и термических напряжений.

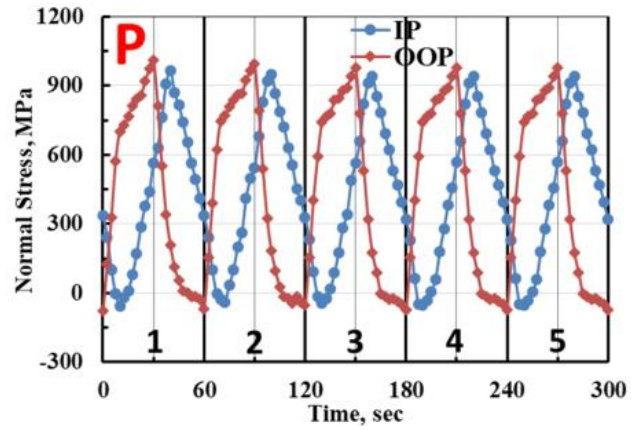
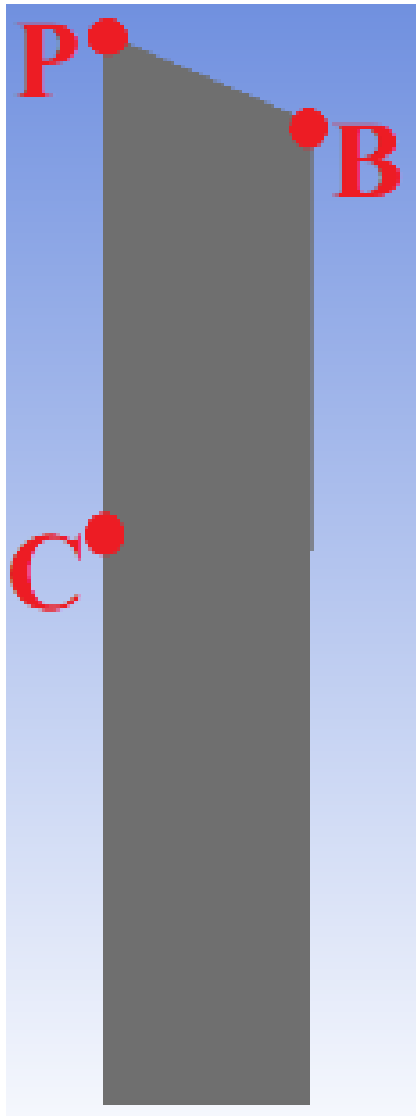


а)

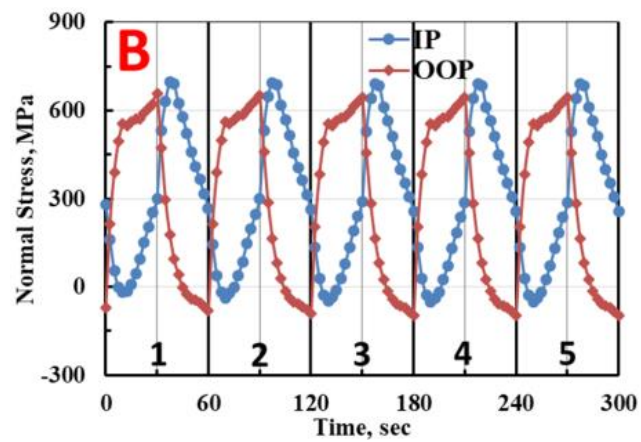


б)

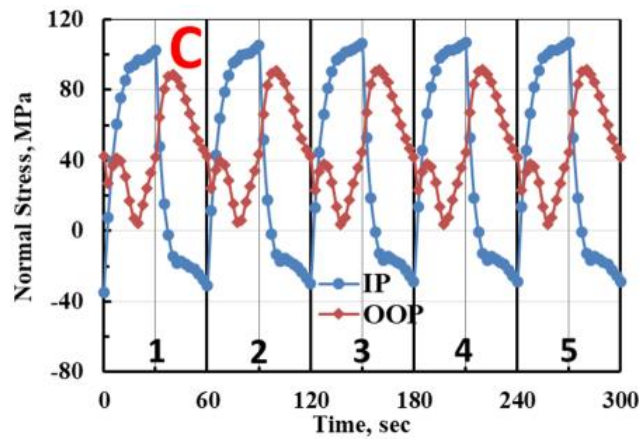
Рисунок 3.3.4 — Сравнение (а) численного распределения температуры и (б) поведения нормальной деформации на первых циклах нагружения



a)



б)



в)

Рисунок 3.3.5 — Численное распределение окружных напряжений СЦ и ПЦ в плоскости роста трещины для различных точек: (а) вершина надреза в плоскости симметрии образца, (б) вершина надреза на внешней боковой поверхности образца, (в) в середине сечения

Максимальное нормальное напряжение возникло со сдвигом во времени на несколько секунд относительно этого момента времени. При этом максимальное положительное напряжение соответствовало периоду охлаждения/разгрузки ($t = 40$ с, 10-я секунда охлаждения) и не совпадало с максимальной температурой в середине цикла при $t = 30$ с. Для фазы нагружения/разгрузки и нагрева/охлаждения ТМУ в вершине надреза (точка Р) образца без трещин максимальное локальное напряжение превышает предел текучести материала при соответствующей температуре. Кривая зависимости нормального напряжения от времени на рис. 3.3.5 для циклов нагрева отличается от кривой для циклов охлаждения. На рис. 3.3.5 видно, что в условиях нагрузки СЦ нормальное распределение напряжений симметрично, но дрейфует по периодам времени, кратным 30 секундам. На графике нагружения ПЦ ТМУ кривые «нагрузка-охлаждение» и «разгрузка-нагрев» не симметричны и существенно отличаются по форме друг от друга. Более того, дрейфы в целом были более выраженными по сравнению с графиком нагружения СЦ ТМУ.

Хотя применялся цикл нагружения с положительным коэффициентом асимметрии ($R = 0.1$), в каждом цикле деформации для вершины надреза возникали сжимающие напряжения, являющиеся следствием или пластических деформаций и упрочнения, или термических напряжений. В точке С, в середине сечения, причиной напряжений сжатия являлись термические напряжения в условиях очевидного отсутствия пластической деформации. Величина напряжений сжатия зависела от положения рассматриваемой точки в сечении образца. Таким образом, в отличие от заданного коэффициента асимметрии нагрузки $R = 0.1$, на разных участках SENT образца коэффициент асимметрии нагрузки изменялся от $R = -0.01$ до $R = -0.9$.

Сравнение распределений нормальных напряжений и температур в одни и те же характерные моменты времени в среднем сечении предполагаемой плоскости роста трещины образца SENT дало интересные результаты. Поведение кривых напряжений на рис. 3.3.5 объясняется чередованием более нагретых и менее нагретых (соответственно с большим и меньшим тепловым расширением)

состояний материала ближе к свободной поверхности и в середине сечения. На рис. 3.3.6а показаны поля напряжений и температуры в начале СЦ ($t = 0$ с, $\sigma_{ном} = 8$ МПа, $T = 400$ °С), в середине ($t = 30$ с, $\sigma_{ном} = 80$ МПа, $T = 650$ °С) и в момент 10 с охлаждения ($t = 40$ с, $\sigma_{ном} = 56$ МПа, $T = 582$ °С) пятого цикла деформации СЦ ТМУ. На рис. 3.3.6б показаны поля напряжений и температуры в начале пятого ПЦ ТМУ ($t = 0$ с, $\sigma_{ном} = 8$ МПа, $T = 650$ °С), в середине ($t = 30$ с, $\sigma_{ном} = 80$ МПа и $T = 650$ °С) и в момент 10 с нагрева ($t = 40$ с, $\sigma_{ном} = 56$ МПа, $T = 462$ °С).

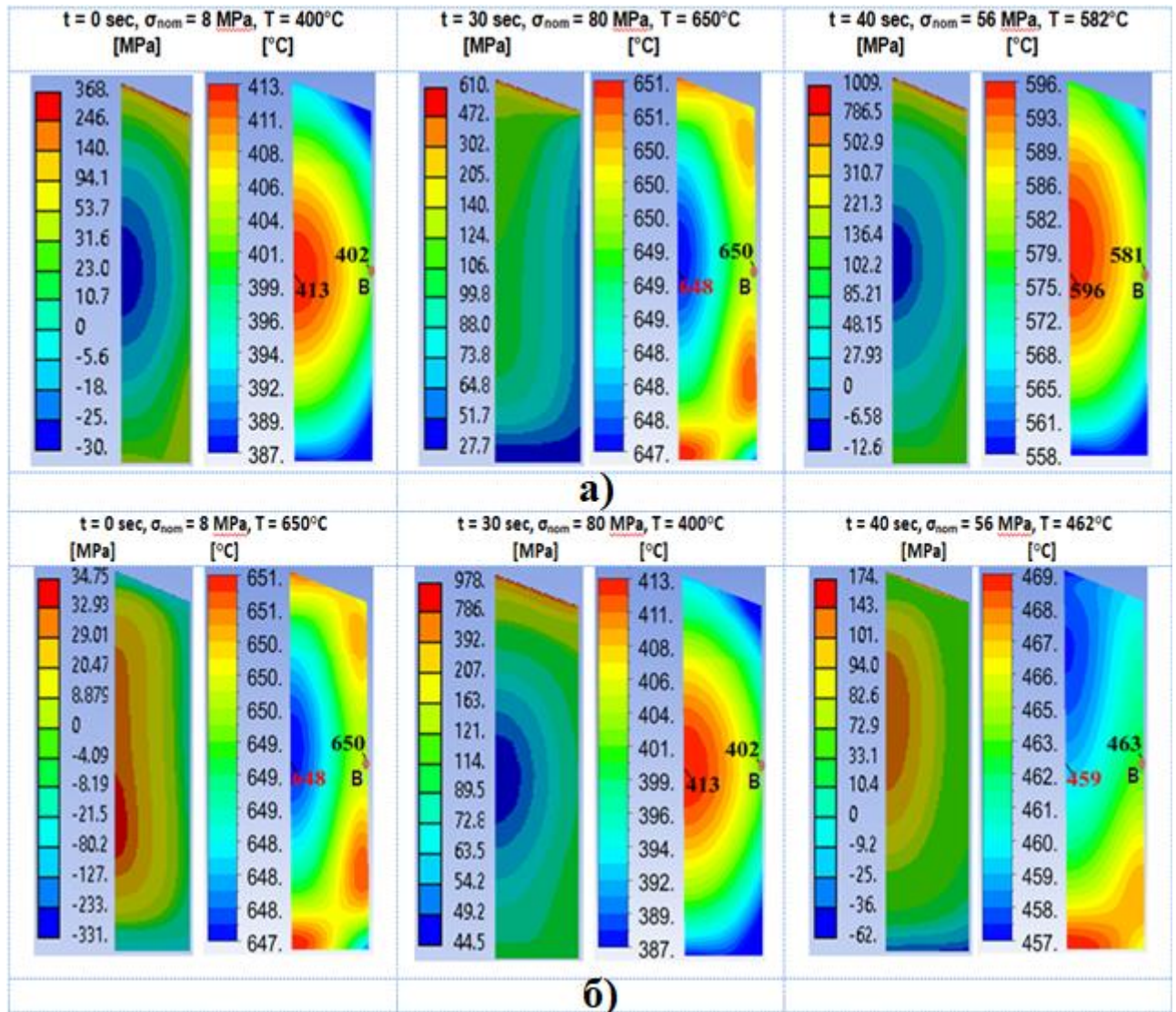


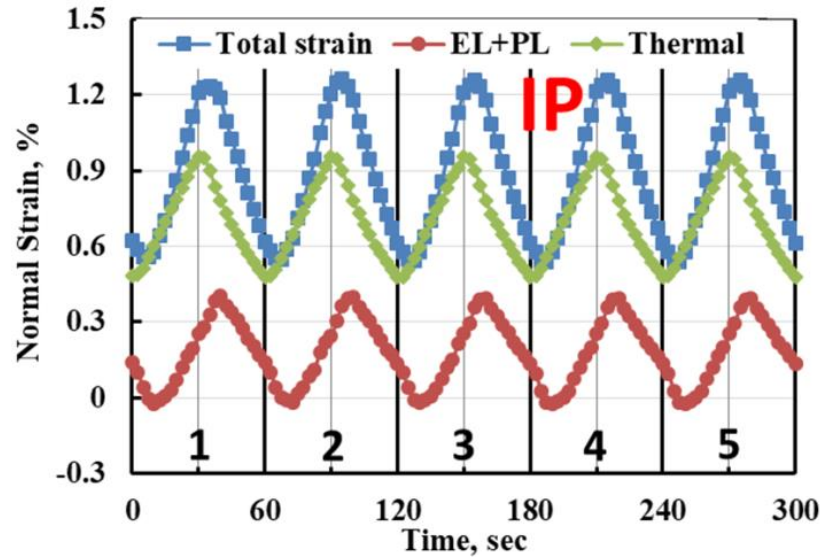
Рисунок 3.3.6 — Распределение упругопластических окружных напряжений и температур для СЦ (а) и ПЦ (б) 5-го цикла ТМУ

При более высокой температуре материала в точке С (рис. 3.3.6а, $t = 0$ с, $t = 40$ с) относительно свободной поверхности образца, при растяжении большие растягивающие напряжения будут возникать в менее расширенной области, которой является свободная поверхность. В обратном случае (рис. 3.3.6а, $t = 30$ с) большие растягивающие напряжения возникнут в точке С, когда она менее нагрета и менее подвержена тепловому расширению по сравнению со свободной поверхностью образца. Значительные градиенты напряжений наблюдаются поперек образца. При этом максимальные нормальные напряжения для СЦ соответствовали моменту 10-й секунды охлаждения и максимума температурного перепада по толщине образца $t = 40$ с (рис. 3.2.10 и 3.3.2), тогда как для ПЦ максимальное нормальное напряжение возникало в середине цикла ($t = 30$ с и $T = 400^\circ\text{C}$).

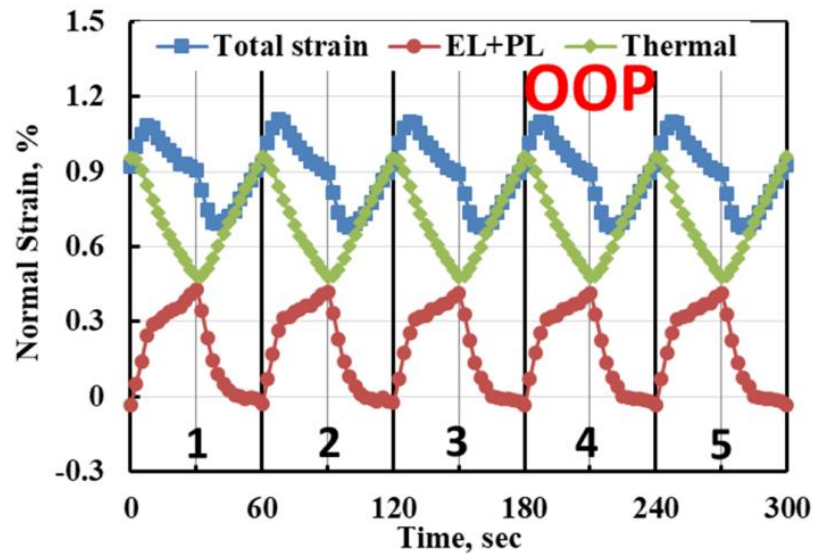
Очевидно, что для фиксированных свойств материала, уменьшение возникающих в ТМУ цикле градиентов температуры можно добиться в первую очередь за счет уменьшения скорости изменения температуры, и устранения в геометрии образца турбулизаторов потока (ребра, надрезы), приводящих к интенсификации теплообмена. Однако, следует уточнить, что увеличение времени ТМУ цикла, при повышенной температуре может привести к усилению роли влияния ползучести на скорость роста трещины в испытаниях, что затрудняет исследование эффектов именно ТМУ нагружения. Результаты, представленные на рис. 3.3.6, дают детальное представление о распределении температуры в поперечном сечении образца, которое соответствует заданным в испытаниях значениям температуры в контрольной точке на внешней поверхности образца.

В дополнение к анализу температуры и напряжений рассмотрены поля деформации вокруг вершины надреза SENT образца на основе результатов МКЭ. Рассчитанная общая деформация (3.1.9) была разделена на тепловую и механическую деформацию. Общая механическая деформация является суммой упругой и пластической деформаций. На рис. 3.2.7 показано поведение общей, механической (упругой и пластической) и тепловой деформации. Эти деформации рассчитывались в вершине начального надреза в точке Р (рис. 3.3.5), что

соответствует плоскости симметрии образца. Параметры цикла соответствовали значениям максимального приложенного номинального напряжения $\sigma_{ном} = 80$ МПа в циклах СЦ и ПЦ.



а)



б)

Рисунок 3.3.7 — Поведение суммарной и составляющих компонент суммарной деформации для первых пяти циклов (а) СЦ и (б) ПЦ ТМУ

Представленные на рис. 3.2.7 результаты моделирования МКЭ кажутся схожими с точки зрения кривой тепловой деформации. Также отмечен небольшой дрейф в кривой механической упругопластической деформации для СЦ ТМУ. Из

сравнения рис. 3.2.7а и рис. 3.2.7б видно, что при прочих равных условиях рассматриваемый СЦ ТМУ приводит к более высоким общим деформациям. Подобно поведению кривых зависимости нормального напряжения от времени на рис. 3.3.5, при ПЦ ТМУ нагружении кривые механической деформации нагрузки-охлаждения и разгрузки-нагрева не симметричны и существенно отличаются по форме друг от друга (рис. 3.2.7). Как показано на рис. 3.2.7, разницу в механической деформации при СЦ и ПЦ можно объяснить температурной зависимостью упругопластических свойств материала и величиной угла фазового сдвига между температурой и номинальной нагрузкой.

Эффект геометрии SENT образца можно легко продемонстрировать, исследуя поле упруго-пластических напряжений растяжения в разные моменты времени СЦ и ПЦ нагружения ТМУ, как показано на рис. 3.3.8. Как отмечалось ранее, наблюдался дрейф смещения параметров НДС в образце и номинально заданных. Следовательно, истинные напряжения зависели от неоднородности температурного поля и номинального напряжения. Поэтому результаты, представленные на рис. 3.3.8, показаны для 0 с, 30 и 40 с.

Распределение напряжений в SENT образце [176,181] качественно согласуется с распределениями напряжений, рассчитанными в работе [89]. При нагреве термические напряжения на поверхности образца достигали значений около -74 МПа и 53 МПа в центре образца [89]. В свою очередь, в [216,223] показано падение нормального напряжения около 149 МПа между внешней поверхностью и плоскостью симметрии образца SENT. Такие значения напряжений близки к установленным номинальным напряжениям при испытаниях ТМУ на скорость роста трещины [216,223] и оправдывают необходимость учета влияния температурной неоднородности на напряженное состояние образца [89].

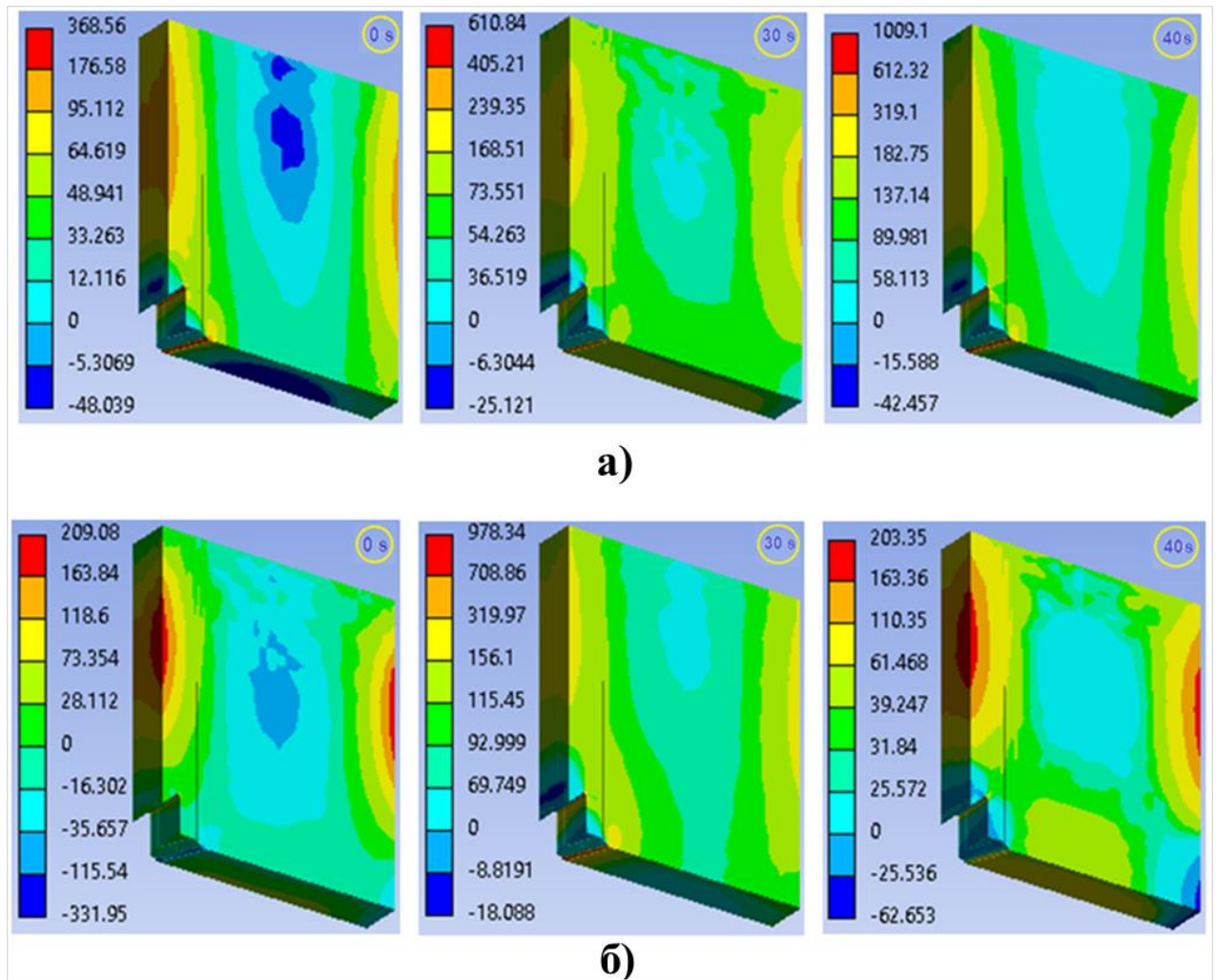


Рисунок 3.3.8 — Распределения упруго-пластических окружных напряжений (в МПа) в SENT образце для (а) СЦ и (б) ПЦ 5-го цикла ТМУ

3.4 Анализ полей напряжений в вершине трещины по стадиям циклического деформирования при изотермическом и термомеханическом нагружении

Вторым вариантом КЭМ нелинейной механики выступала модель с трещинами длиной $a = 5, 10$ и 15 мм по типу математического разреза (рис. 3.1.4). В результате решения нелинейной задачи механики твердого тела получены поля упругих и упруго-пластических напряжений, деформаций и перемещений. В качестве примера представлен общий случай полей напряжений и деформаций для расчета с трещиной $a = 10$ мм (рис. 3.4.1 и 3.4.2) в режиме ПЦ ТМУ с номинальной нагрузкой $15\text{--}150$ МПа и температурой $T = 400\text{--}650$ °С. Влияние

термомеханической циклической нагрузки на результирующее эквивалентное σ_e и окружное напряжение σ_θ в радиальном направлении перед вершиной трещины показано на рис. 3.4.1. Для каждой длины трещины $a = 5, 10$ и 15 мм во время второго ПЦ ТМУ напряжения сжатия наблюдаются в момент минимума номинальной нагрузки (рис. 3.4.1б), а напряжения растяжения – в момент максимума номинальной нагрузки. В этом случае, напряжение сжатия в вершине трещины было следствием упругопластического поведения материала.

На рис. 3.4.2б даже в пределах одного испытания наблюдается принципиальная разница в размерах зоны пластической деформации у вершины трещины ($r_m = 0.09$ мм для $a = 5$ мм и $r_m = 1.268$ мм для $a = 15$ мм). В момент пиковых деформаций второго цикла нагружения зона пластической деформации r_m у вершины трещины соответствовала отношению $r_m/(W - a) = 0.6$ для $a = 15$ мм ПЦ 200 МПа. Рис. рис. 3.4.1б и рис. 3.4.2б показаны численно полученные размеры циклической пластической зоны $r_c = 0.104$ мм.

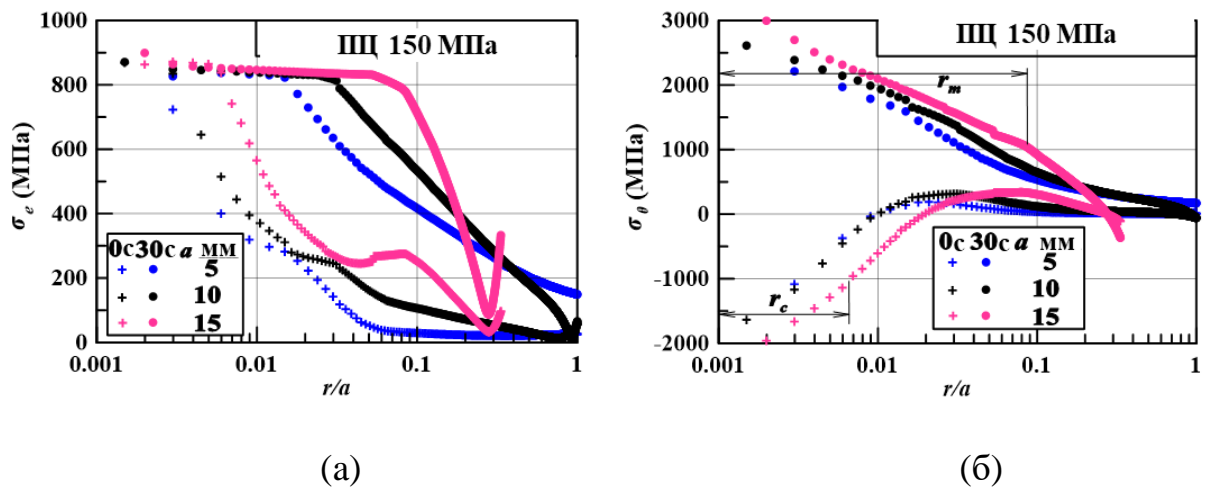


Рисунок 3.4.1 — Распределение (а) эквивалентных и (б) окружных напряжений в плоскости трещины

Как показано на рис. 3.4.3, в рассматриваемом СЦ ТМУ фактические минимальные напряжения и деформации наблюдаются на пятой секунде цикла.

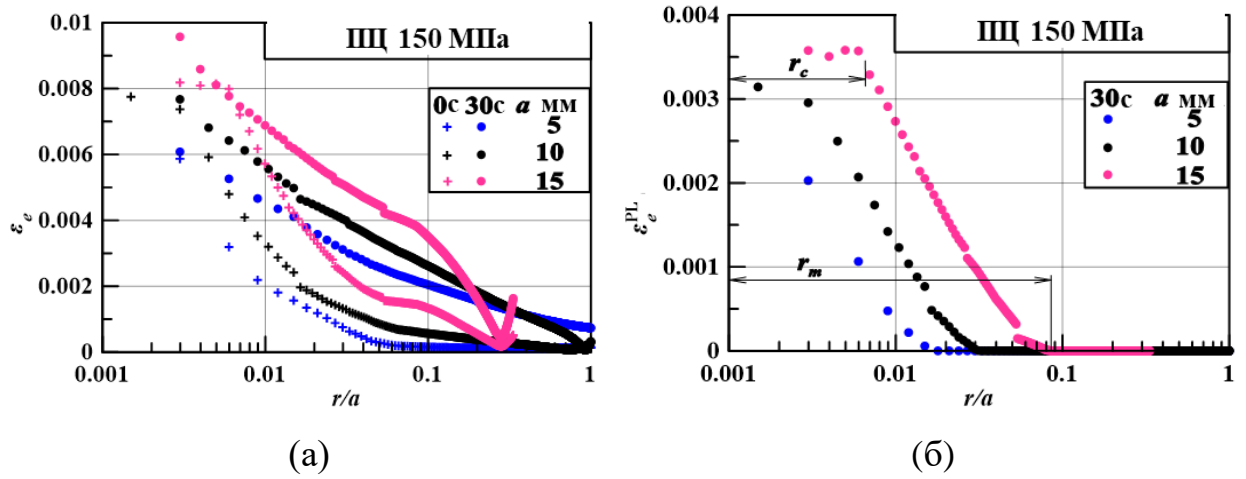


Рисунок 3.4.2 — Распределение (а) эквивалентной полной и (б) эквивалентной пластической деформации в плоскости трещины

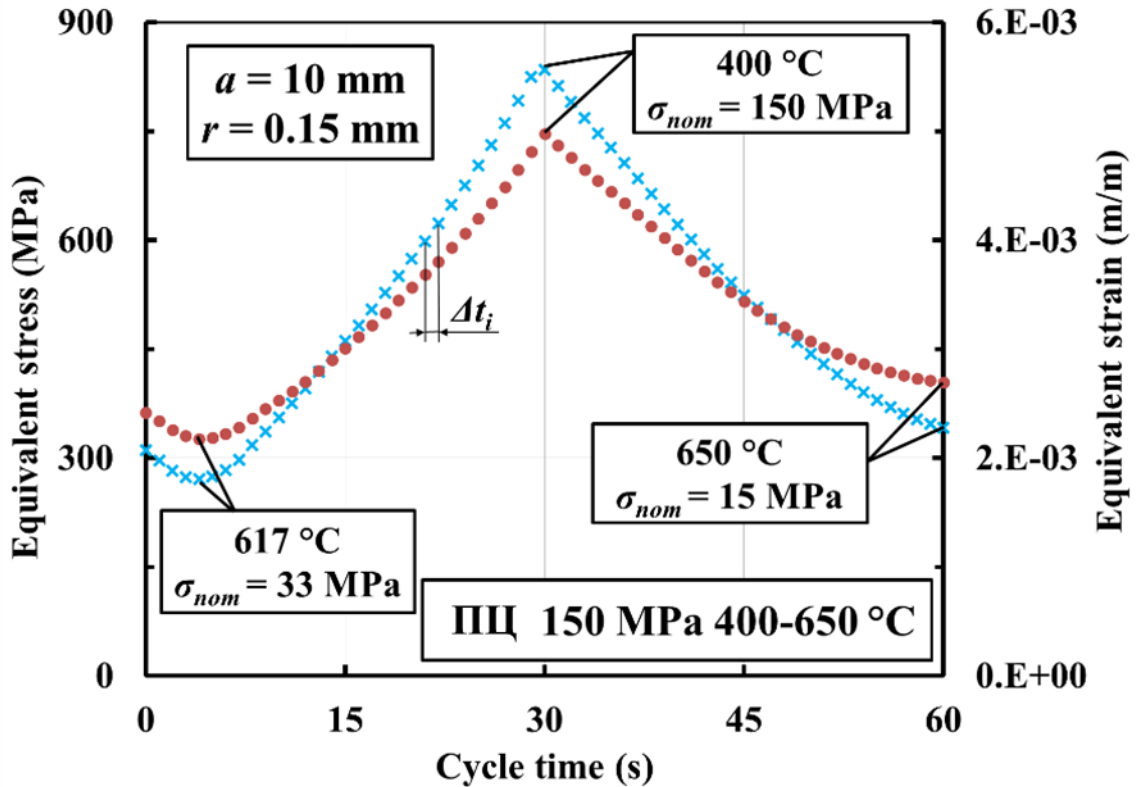


Рисунок 3.4.3 — σ_e и ε_e формы волны в пределах ПЦ ТМУ нагружения

Необходимо также рассмотреть качественные характеристики полей напряжений в плоскости роста трещины, оценивая каждую составляющую напряжений в отдельности. На рис. 3.4.4 представлено сравнение полей напряжений в плоскости роста трещины при СЦ ТМУ и изотермического усталостного (ИУ) нагружения в моменты максимального значения номинальной

нагрузки (80 МПа, 30 с). Поведение полей напряжений на рис. 3.4.4 обусловлено чередованием более нагретых и менее нагретых участков материала (с большим и меньшим тепловым расширением соответственно) [216,223]. Поля напряжений для цикла нагружения СЦ отличаются от ИУ значительной неравномерностью значений X и Y компонент напряжений в направлении толщины образца. Изотермические условия демонстрируют типичное распределение напряжений для сквозной трещины. Таким образом, при переходе от плоскости симметрии ($Z = 3.5$ мм) к внешней поверхности образца ($Z = 0$ мм) Z -компонента напряжения уменьшается до нуля. Для СЦ на удалении от фронта трещины в плоскости роста трещины наблюдается область Z -компоненты растягивающих напряжений и последующий переход от напряжений растяжения к сжатию вблизи внешней поверхности образца. Такая особенность полученного поля Z компоненты напряжений объясняется также большим тепловым расширением материала у внешней поверхности образца (рис. 3.3.6) по сравнению с центром образца при индукционном нагреве.

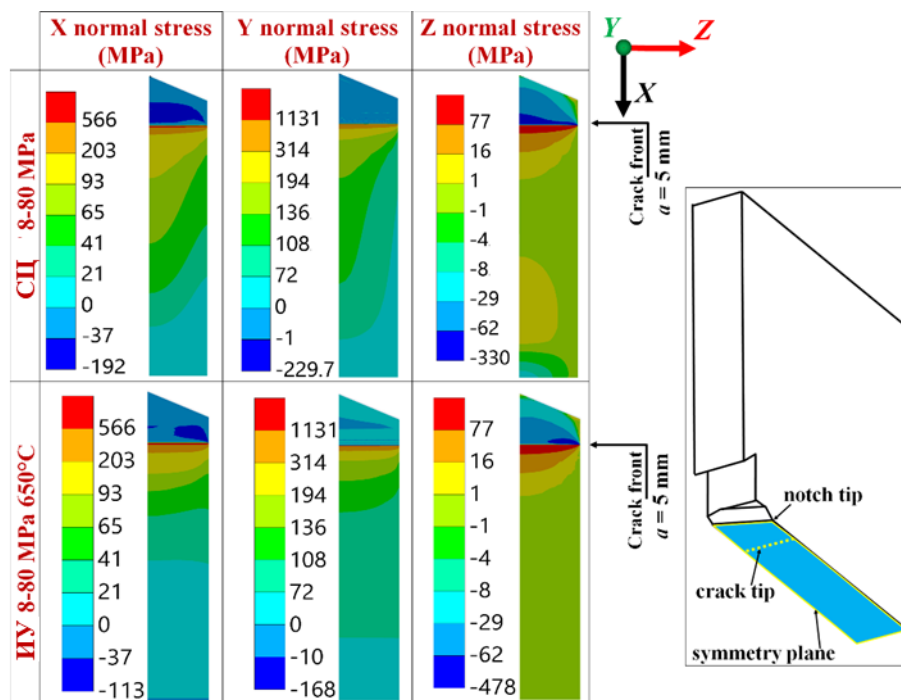


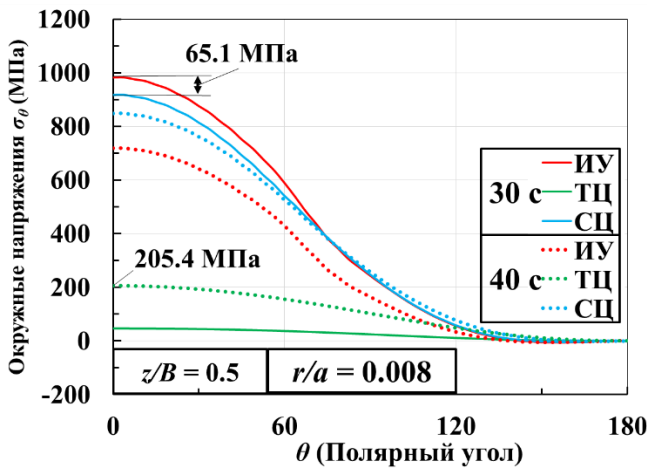
Рисунок 3.4.4 — Поля напряжений в плоскости роста трещины для условий СЦ (8–80 МПа, 400–650 °С) и ИУ (8–80 МПа, 650 °С)

Для наглядной оценки влияния температурной неоднородности на НДС в вершине трещины, дополнительно были проведены численные расчеты при термическом цикле (ТЦ) без номинального механического нагружения. Для ИУ было установлено максимальное номинальное напряжение в цикле 80 МПа при постоянной равномерной температуре 650 °С и коэффициенте нагрузки $R = 0.1$. Для ТЦ задан диапазон температуры 400 – 650 °С, без механической нагрузки, но с имитацией индукционного нагрева и ВВКО. Длительность циклов ИУ и ТЦ составляет 60 с. Расчеты проведены на КЭМ с трещиной длиной 5 мм, идентичной случаю СЦ ТМУ.

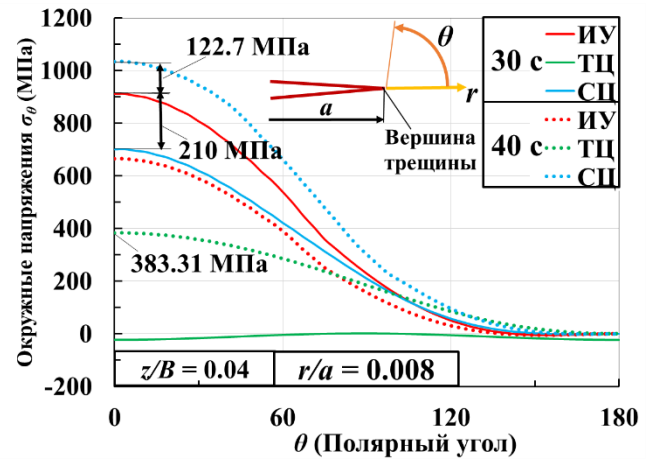
На рис. 3.4.5 [223] показаны поля окружных σ_θ и эквивалентных напряжений σ_e по контуру вокруг вершины трещины ($a = 5$ мм) для ИУ, СЦ и ТЦ. Для сравнения были выбраны участки с низким ($Z/B = 0.5$) и высоким ($Z/B = 0.04$) градиентом температуры (рис. 3.2.10 и 3.3.2), а также моменты завершения индукционного нагрева (30 с) и десятой секунды полуцикла охлаждения образца (40 с цикла) в СЦ, где наблюдалось наибольшее значение перепада температуры по толщине образца 16.52 °С (рис. 3.2.10). Полярная система координат r и θ расположена в вершине трещины (рис. 3.4.5а). Распределение напряжений (рис. 3.4.5) показывает, что термические эффекты влияют на амплитуду напряжений, как в периоды нагрева, так и в периоды охлаждения. ВВКО, сопровождающееся градиентом температуры по толщине образца $dT/dZ = 9.2$ °С·мм⁻¹ (рис. 3.2.10), вызывает окружные и эквивалентные термические напряжения величиной 383 МПа и 364 МПа (рис. 3.4.5б,г). Однако в плоскости симметрии (рис. 3.4.5а,в) градиент температуры по толщине образца мал (рис. 3.2.10), что приводит к меньшим окружным (205 МПа) и эквивалентным (178 МПа) термическим напряжениям. На момент окончания нагрева (30 с) численно получено значение перепада температуры по толщине образца в плоскости роста трещины около 5 °С, что приводит к меньшим термическим напряжениям (ТЦ, рис. 3.4.5) по сравнению с процессом охлаждения (40 с). Неоднородность температурного поля в образце повлияла не только на амплитуду напряжений, но и на форму кривых напряжений. Для участка с малыми градиентами температуры ($Z/B = 0.5$) кривые эквивалентных напряжений для СЦ и

ИУ имеют максимум при полярном угле $\theta = 67.48^\circ$. Ближе к внешней поверхности образца ($Z/B = 0.04$) форма кривой эквивалентного напряжения ИУ не изменилась. Тем не менее, при СЦ нагружения, в диапазоне $\theta = 52.49...89.98^\circ$ эквивалентные напряжения демонстрируют примерно постоянное значение. При ИУ, как и ожидалось, наибольшие напряжения в вершине трещины за цикл возникают на пике номинальной нагрузки (30 с). Рассмотрение теплового эффекта показывает, что для СЦ момент максимального напряжения не коррелирует с пиковой номинальной нагрузкой во времени и совпадает с моментом максимума температурного перепада. В случае СЦ момент максимального температурного перепада сопровождается достаточно высокими значениями номинальной нагрузки, что и приводит к общему максимуму напряжений в цикле в момент 40 с. Кроме того, можно отметить, что пренебрежение неравномерностью температуры приводит к погрешности определения максимальных окружных напряжений за весь цикл 65.1 МПа (рис. 3.4.5а) и 122.7 МПа (рис. 3.4.5б). Можно сделать вывод, что номинальные параметры цикла не отражают процессы в вершине трещины в случае существенной неравномерности температуры.

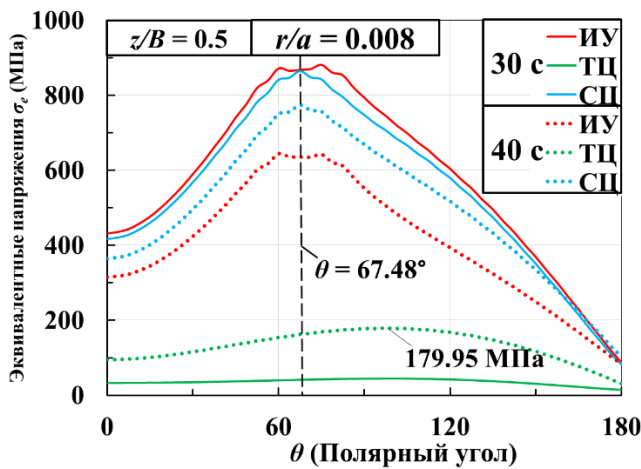
Различия между условиями СЦ и ПЦ ТМУ могут быть выявлены в ходе анализа НДС в области перед вершиной трещины. Различные термомеханические циклы могут вызывать разные НДС вершины трещины из-за температурной зависимости механических характеристик материала. Поэтому объектом анализа в рамках численного моделирования далее выступает SENT образец с трещиной длиной 5 мм и 15 мм в виде математического разреза (рис. 3.1.4). Расчеты ТМУ как СЦ, так и ПЦ проводились в соответствии с условиями испытаний SENT образцов, проведенными в температурном диапазоне 400–650 °С, включая 30-секундные периоды нагрузки (нагрева) / разгрузки (охлаждения) в треугольных формах параметров цикла. Далее максимальное номинальное напряжение 80 МПа рассматривалось для условий СЦ и ПЦ при одноосном нагружении с коэффициентом нагрузки $R = 0.1$.



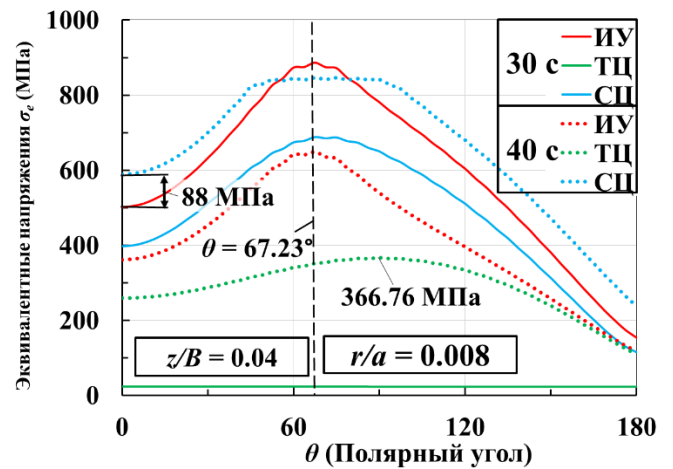
(а)



(б)



(в)



(г)

Рисунок 3.4.5 — (а,б) Окружные и (в,г) эквивалентные поля напряжений в вершине трещины ($r/a = 0.008$) для ИУ, СЦ и ТН

Компоненты напряжений и деформаций образца с трещиной рассчитывались с использованием мультифизического алгоритма, описанного ранее. На рис. 3.4.6 численные результаты представлены в цилиндрической системе координат с центром в вершине трещины. На рисунках рис. 3.4.6 показаны окружные напряжения и деформации в SENT образце с длинами трещин $a = 5$ мм и 15 мм при приложенном номинальном уровне напряжения $\sigma_{ном} = 80$ МПа. На этих рисунках показано сравнение численных данных для условий ТМУ СЦ и ПЦ. На рис. 3.4.6а и рис. 3.4.6б показано влияние размера трещины на соотношение окружных напряжений и деформаций, на относительном расстоянии от вершины трещины $r/a = 0.0053$. Результаты показывают увеличение амплитуды деформации в три раза,

по мере увеличения длины трещины от 5 мм до 15 мм при СЦ. Для ПЦ изменение диапазона деформации оказалось менее выраженным. Для коэффициента асимметрии напряжений наблюдаются изменения от $R_\sigma = 0.5$ до -0.15 для СЦ ТМУ, и от $R_\sigma = 0.17$ до 0.05 для ПЦ ТМУ соответственно [216]. Как для СЦ, там и для ПЦ номинальный диапазон нагрузки 8-80 МПа приводил к максимальным значениям напряжений, превышающим предел текучести материала при соответствующей температуре.

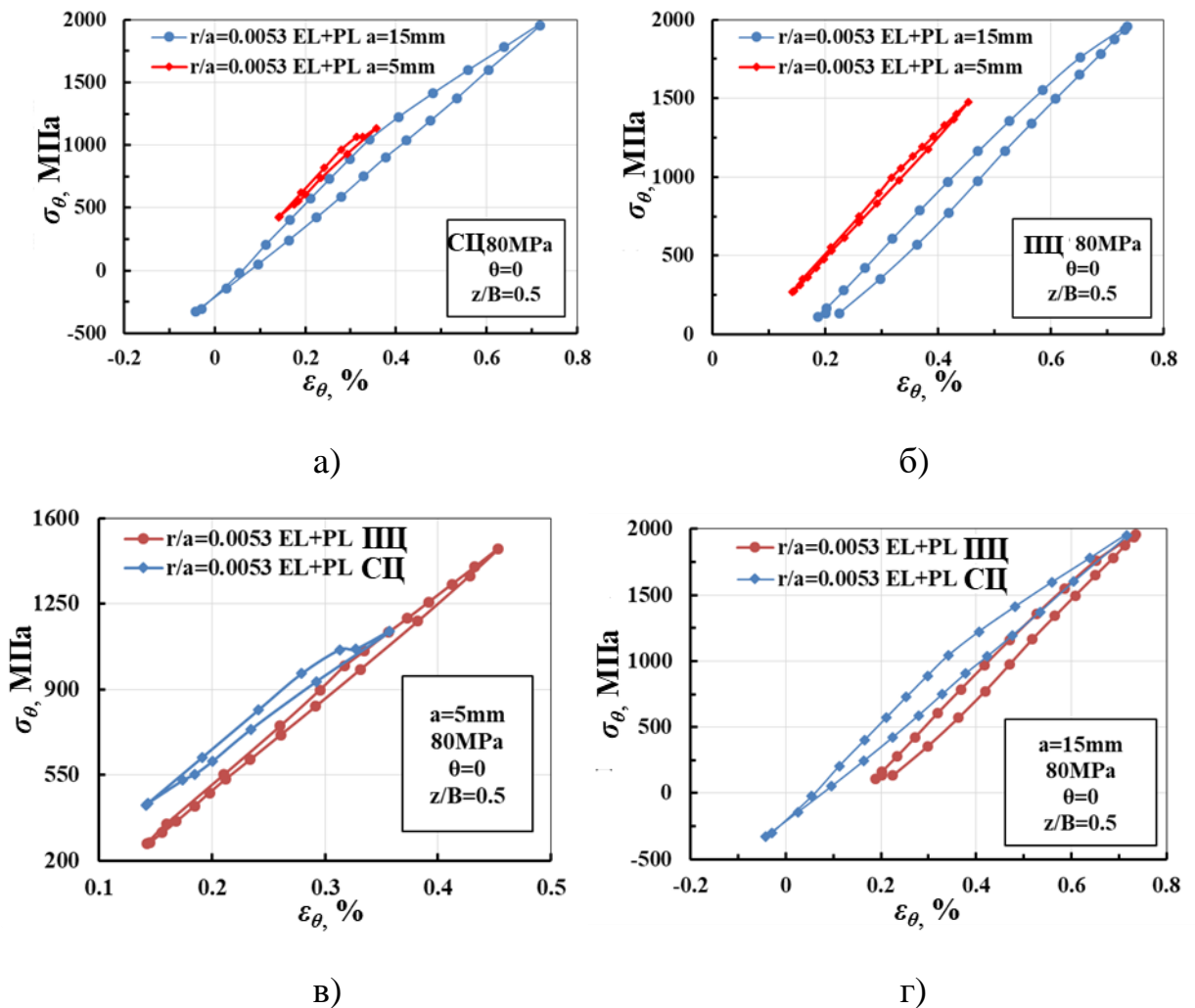


Рисунок 3.4.6 — Сравнение численно полученной зависимости напряжение-деформации для (а) цикла СЦ и (б) ПЦ ТМУ, (в) $a = 5$ мм и (г) $a = 15$ мм

Сравнивая рис. 3.4.6в и рис. 3.4.6г видно, что для начальной длины трещины $a = 5$ мм максимальные напряжения и деформации в ПЦ значительно превышают значения для СЦ. Однако при увеличении длины трещины до $a = 15$ мм

максимальные напряжения и деформации в СЦ и ПЦ были сопоставимы, но наблюдалось существенное различие в коэффициенте асимметрии напряжений R_σ . Процессы теплопередачи, посредством возникновения неоднородных переходных полей температуры, вносят существенный вклад в качественное поведение полей параметров НДС в окрестности вершины трещины при малой длине трещины 5 мм (рис. 3.4.6), изменяя форму кривой зависимости напряжений от деформаций. При длине трещины 15 мм (рис. 3.4.6) потеря жесткости и уменьшение сечения образца приводят к большему влиянию приложенной номинальной нагрузки.

Основные численные результаты в этом разделе представлены в рамках параметрического исследования, рассматривающего СЦ и ПЦ ТМУ нагружения для одинаковых значений длин трещин (5–15 мм) и одинакового номинального диапазона напряжений (8–80 МПа).

На рис. 3.4.7 [216] показаны качественные и количественные отличия полей напряжений в SENT образце с трещиной в разные моменты времени СЦ и ПЦ ТМУ циклов под влиянием истории пластического деформирования и поля температуры. В течении времени цикла в образце воздействовали неоднородные температурные поля, общие для СЦ и ПЦ, но со сдвигом фазы относительно нагрузки. На (рис. 3.4.7) показано радиальное распределение эквивалентного напряжения, а также радиальной и окружной компоненты напряжений в зависимости от нормированного (по отношению к длине трещины $a = 5$ мм) расстояния до вершины трещины r/a в плоскости симметрии ($z/B = 0.5$) испытанного SENT образца в разные моменты времени цикла. НДС в вершине трещины SENT образца можно охарактеризовать как упруго-пластическое с различным влиянием предела текучести материала в зависимости от совпадения моментов максимума нагрузки и температуры между СЦ и ПЦ. Результаты МКЭ для окружной σ_θ , радиальной σ_r компоненты напряжений и эквивалентных напряжений σ_e перед вершиной трещины при $\theta = 0^\circ$ (плоскость роста трещины, рис. 1.2.1) показаны на рис. 3.4.7 [216] для 5-го цикла нагружения в условиях типа-I разрушения.

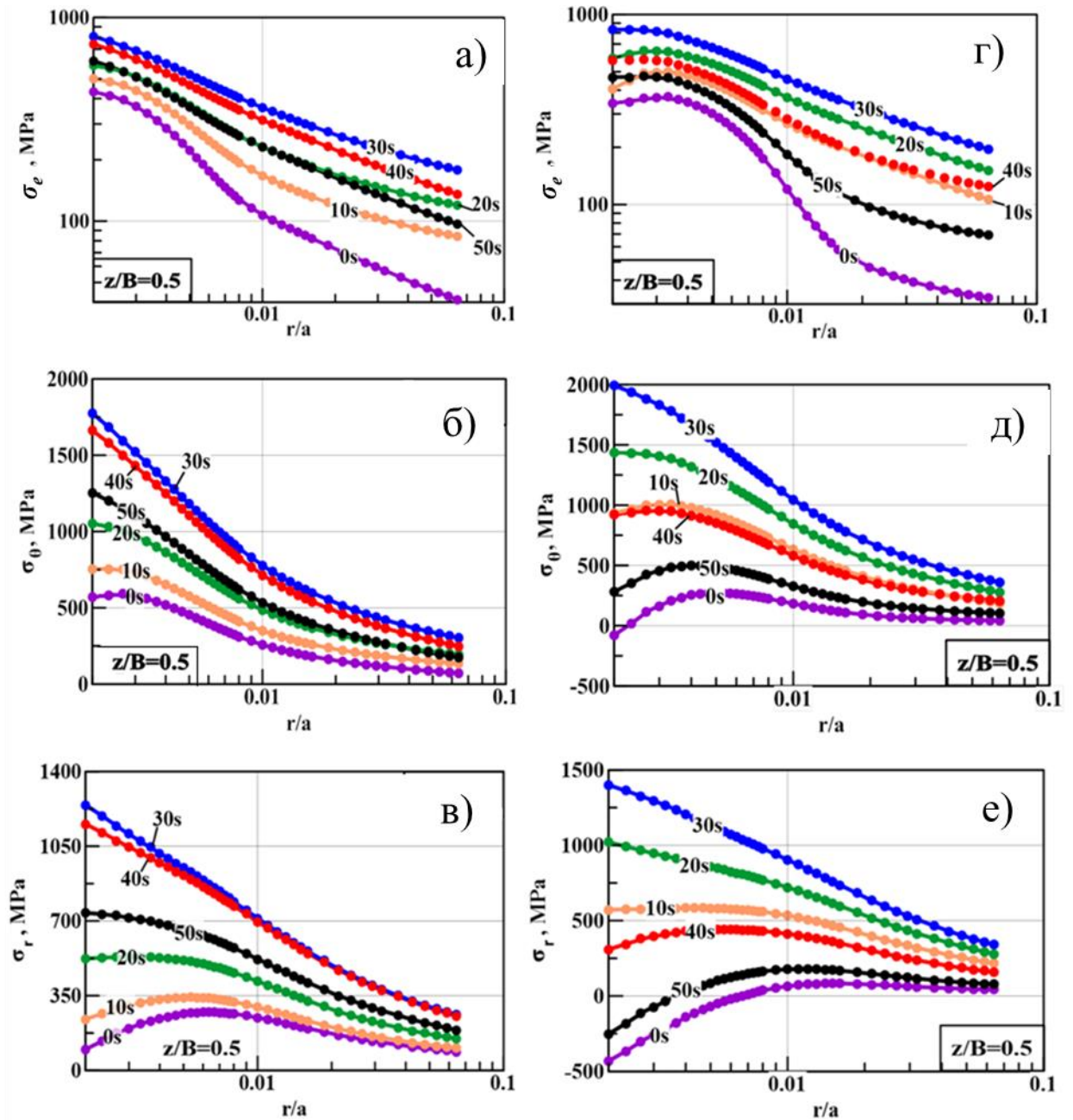


Рисунок 3.4.7 — Распределение эквивалентных, окружных и радиальных напряжений перед вершиной трещины для (а-в) СЦ и (г-е) ПЦ 5-го цикла ТМУ в зависимости от времени цикла

Эффекты сдвига фазы циклической нагрузки и температуры кажутся более значимыми для СЦ ТМУ (рис. 3.4.7а-в), чем для условий ПЦ (рис. 3.4.7г-е) для распределений эквивалентного напряжения. В пределах отдельного цикла окружные и радиальные напряжения принимают значения растяжения или сжатия, обусловленного закрытием трещины в области пластической деформации, в

зависимости от относительного расстояния до вершины трещины. Например, как показано на рис. рис. 3.4.7б,в, окружные и радиальные напряжения СЦ при $r/a > 0.002$ от вершины трещины положительны. Те же компоненты напряжений становятся отрицательными при $r/a < 0.002$ в циклах ПЦ (рис. 3.4.7д,е) [216]. Напомним, что для СЦ моменты времени 10 с, 20 с и 30 с соответствуют нагрузке/нагреву, тогда как для ПЦ они относятся к периодам нагрузки/охлаждения в треугольных формах параметров цикла.

Результаты распределения радиального σ_r и окружного σ_θ напряжения перед вершиной трещины при $\theta = 0^\circ$ представлены на рис. 3.4.8 для периодов времени, соответствующих минимальному и максимальному значениям номинальных напряжений в 5-м цикле ТМУ: 0 с и 30 с для СЦ и ПЦ. Представленные величины напряжений были нормированы с использованием текущего значения предела текучести. Для момента времени $t = 0$ с СЦ предел текучести при температуре $T = 400^\circ\text{C}$ составляет $\sigma_y = 829.95$ МПа, а для $t = 30$ с при температуре $T = 650^\circ\text{C}$ предел текучести составляет $\sigma_y = 868.09$ МПа. Результаты расчета приведены для двух длин трещин $a = 5$ мм и $a = 15$ мм при приложенном номинальном уровне напряжения $\sigma_{ном} = 80$ МПа.

Как видно из распределений нормированного окружного и радиального напряжения, показанного на рис. 3.4.8, при отдалении от вершины трещины напряженное состояние меняется с упруго-пластического на упругое при $\sigma_\theta/\sigma_y < 1$. В упруго-пластической области у вершины трещины наблюдается заметное повышение напряжений, где эквивалентные напряжения в 2.1–2.9 раза превышают предел текучести [216]. Максимальные положительные значения окружного и радиального напряжений имели место в момент времени $t = 30$ с, что соответствует одному и тому же номинальному напряжению $\sigma_{ном} = 80$ МПа, но при разных температурах ($T = 650^\circ\text{C}$ для СЦ и $T = 400^\circ\text{C}$ для ПЦ).

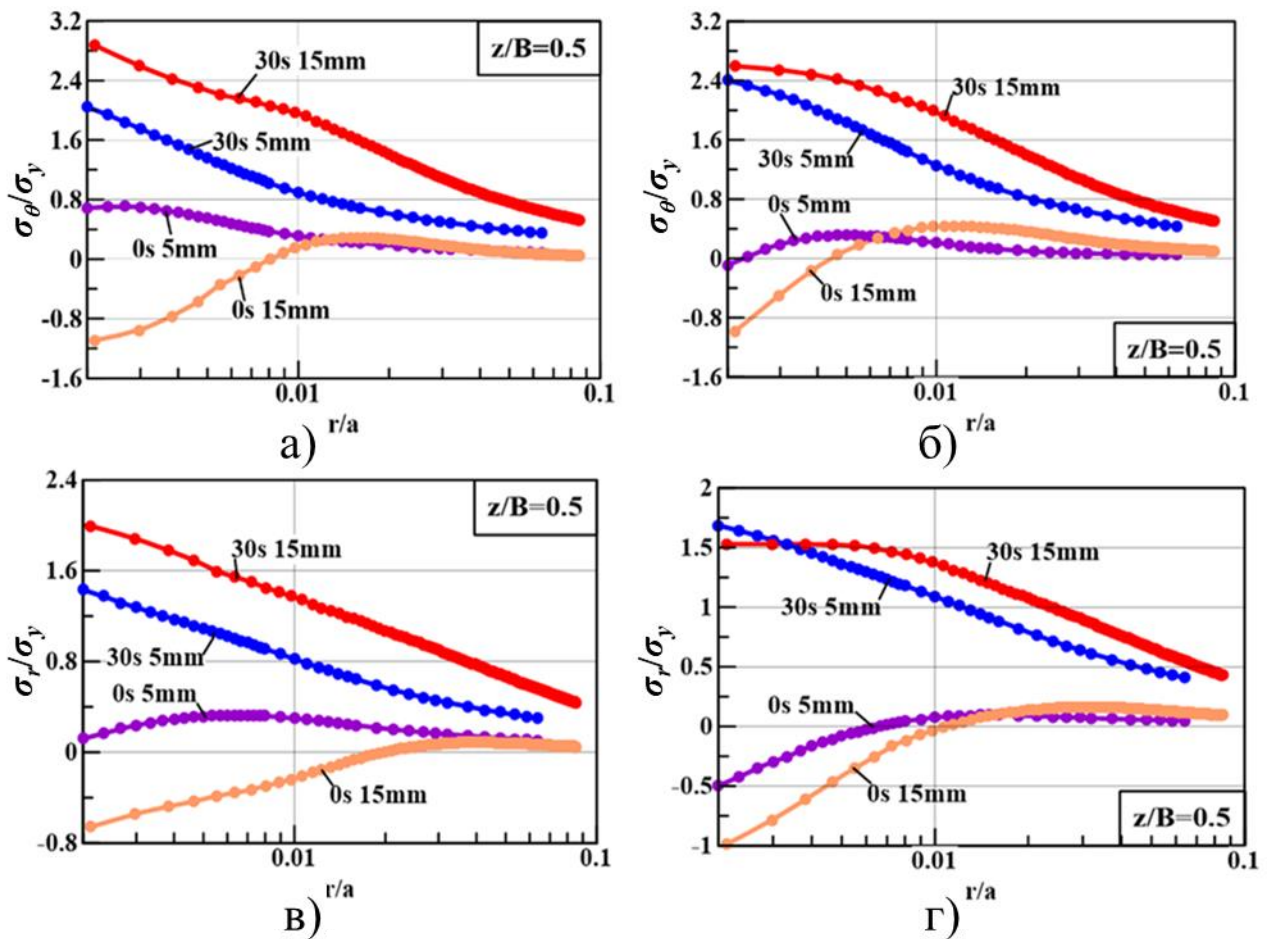


Рисунок 3.4.8 — Распределение нормированного окружного и радиального напряжений перед вершиной трещины для СЦ (а,б) и ПЦ (в,г) ТМУ в зависимости от времени цикла

Для кривых распределений на рис. 3.4.8 вне упруго-пластической области ($\sigma_\theta/\sigma_y \leq 1$) реализуется участок с показателем сингулярности напряжений, соответствующим $r^{-1/2}$, свойственный линейно-упругой теории. В упруго-пластической области показатель сингулярности снижается, приближаясь к классическому пластическому решению ХРР, вне зоны циклической пластической деформации. Следовательно, на сингулярность напряжений влияет также текущее значение температуры и история нагружения. Эффекты неоднородного переходного поля температуры воздействуют на поля напряжений посредством возникновения термических напряжений, что приводит к отклонению от аналитических решений, основанных на номинальных параметрах цикла (нагрузка и температура). Это обстоятельство необходимо учитывать при формулировании и

определении параметров сопротивления разрушению, характеризующих скорость роста трещин при термомеханическом нагружении.

На рис. 3.4.9 показано, что на небольшом расстоянии от вершины трещины $r/a = 0.0026$ распределения окружной и радиальной компонент напряжений по контуру вокруг вершины трещины как для СЦ, так и для ПЦ ТМУ проявляют заметную чувствительность к текущему времени цикла нагружения. При переходе от $t = 10$ с, 20 с и 30 с к $t = 40$ с, 50 с и 0 с, как показано на рис. 3.4.9, в разные моменты времени цикла при СЦ и ПЦ наблюдалось разное поведение [216].

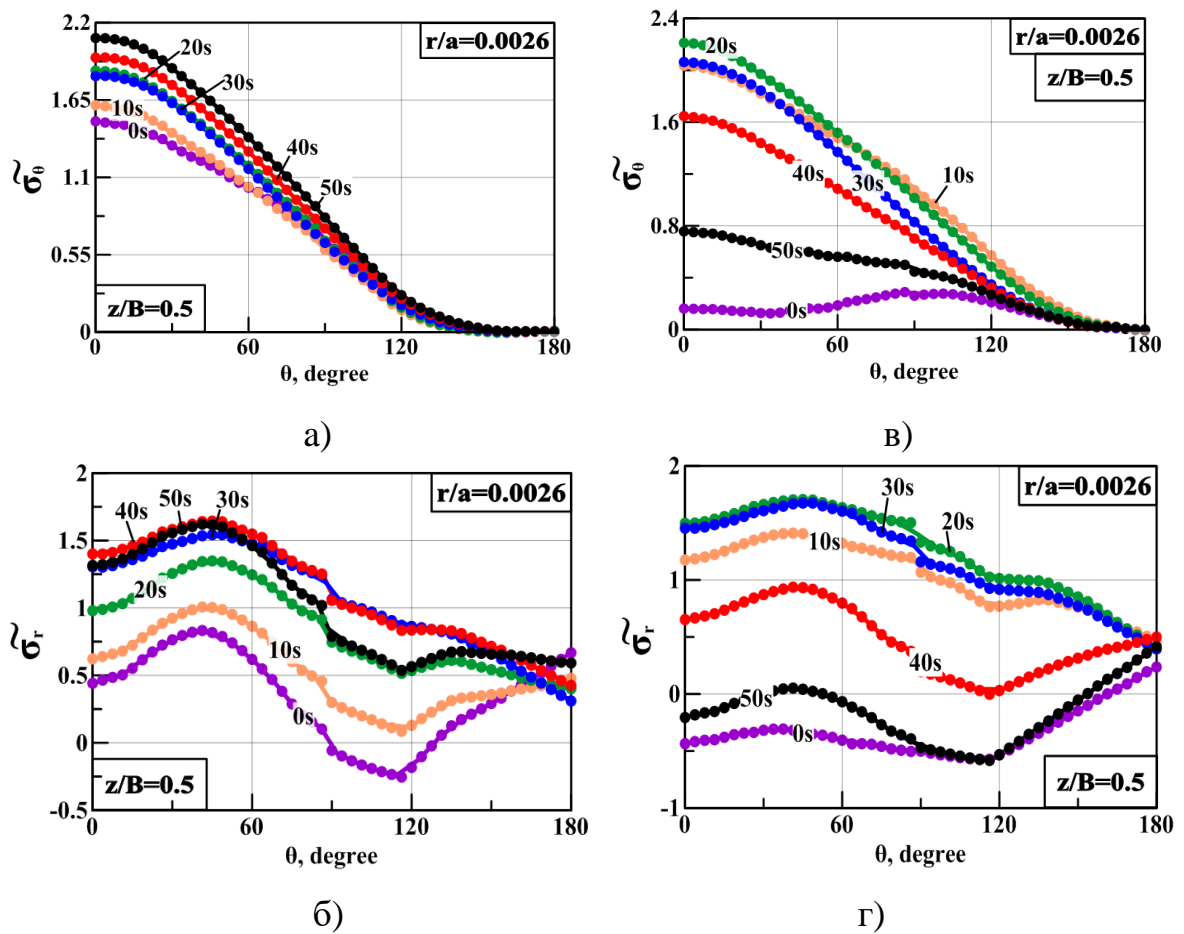


Рисунок 3.4.9 — Угловые распределения безразмерного окружного и радиального напряжения для СЦ (а, б) и ПЦ (в, г) 5-го цикла ТМУ в зависимости от времени цикла

Таким образом, при расположении плоскости трещины под полярным углом $\theta = 0^\circ$ значения безразмерных угловых функций окружных напряжений (рис. 3.4.9а) были положительными и находились в диапазоне 1.5–2.1 СЦ. Напротив, для ПЦ

при $\theta = 0^\circ$ значения окружных напряжений были как положительными, так и близкими к нулю (рис. 3.4.9б). Разница между безразмерными полями радиального и окружного напряжений в зависимости от времени и режима нагружения является значительной. Эта разница наблюдается при переходе от полуцикла нагружения к разгрузке или от полуцикла нагрева к охлаждению. В продолжение анализа на рис. 3.4.10 показано сравнение угловых распределений компонент напряжений для двух длин трещины $a = 5$ мм и 15 мм в SENT образце для моментов времени $t = 0$ с и $t = 30$ с для СЦ и ПЦ. Как видно на рис. 3.4.10а и рис. 3.4.10б, в условиях СЦ наблюдались существенные различия в угловых распределениях радиальных и окружных напряжений, обусловленные разным размером трещин [216].

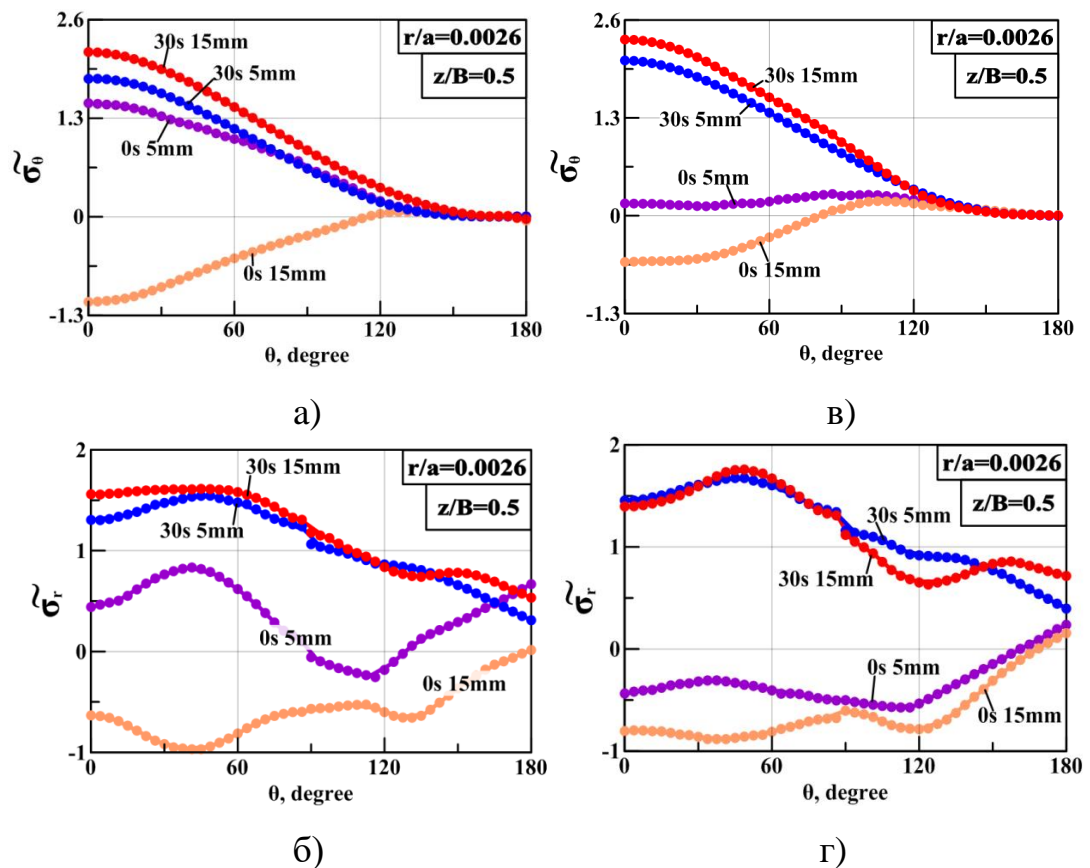


Рисунок 3.4.10 — Угловые распределения безразмерного окружного и радиального напряжения для СЦ (а,б) и ПЦ ТМУ (в,г) в зависимости от времени цикла

В отличие от классического упруго-пластического решения ХРР, мультифизический нелинейный анализ нагружения с учетом кинематического

упрочнения показывает отклонения от взаимного подобия формы кривых безразмерных радиальных и окружных напряжений с увеличением отношения r/a . Из рис. 3.4.11 видно, что для моментов времени $t = 30$ с, для СЦ и ПЦ угловые распределения напряжений были очень чувствительны к нормированному расстоянию перед вершиной трещины r/a .

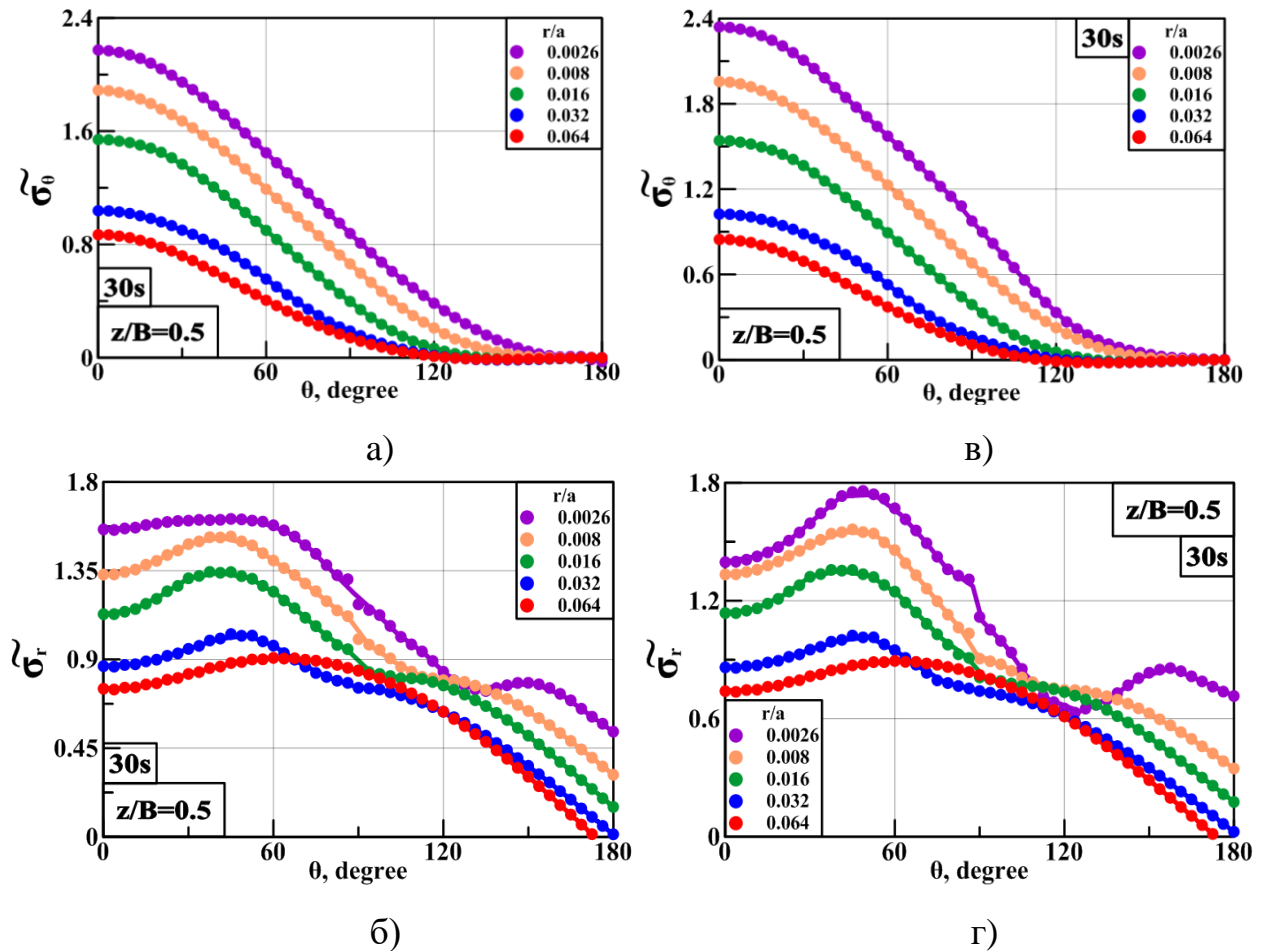


Рисунок 3.4.11 — Угловые распределения безразмерного окружного и радиального напряжения для СЦ (а, б) и ПЦ 5-го цикла ТМУ (в, г) в зависимости от расстояния перед вершиной трещины

Сравнение угловых распределений безразмерных компонент напряжений для различных значений радиальной координаты r/a , представленных на рис. 3.4.11, подтверждает, что термомеханические поля в вершине трещины, полученные в результате мультифизического параметрического исследования, являются следствием влияния не только механической нагрузки, но и неоднородности

температурного поля [216]. Аналогичные зависимости полярных распределений от радиальной координаты наблюдались и в другие моменты цикла.

Для определения трехмерного влияния на поля НДС в окрестности вершины трещины были проанализированы распределения напряжений вдоль фронта трещины (по толщине образца), которые показывают высокую степень стеснения. Для этого на рис. 3.4.12 показаны распределения радиальной σ_r , окружной σ_θ и поперечной σ_z компоненты напряжений вдоль фронта трещины от свободной поверхности до плоскости симметрии [216].

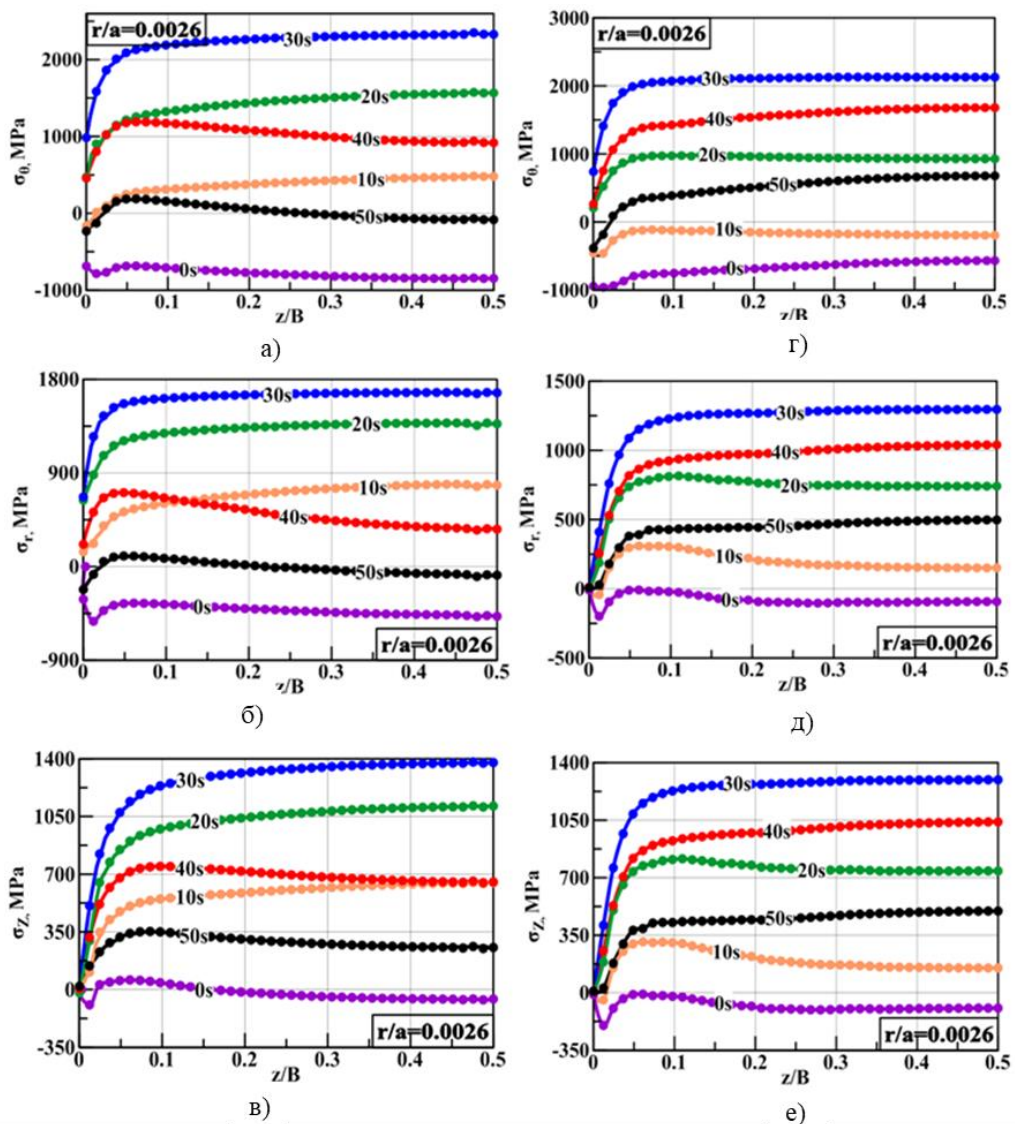


Рисунок 3.4.12 — Распределение окружной, радиальной и поперечной компоненты напряжений вдоль фронта трещины в направлении толщины образца для ЦТ (а-в) и ПТ (г-е) ТМУ в зависимости от времени цикла

На рисунке показано поведение упругопластических напряжений для комбинаций нормированных значений расстояния от вершины трещины $r/a = 0.0026$ с вариациями моментов времени СЦ и ПЦ при приложенном номинальном уровне напряжения 80 МПа. Распределения напряжений представлены в зависимости от нормированной толщины образца Z/B для размера трещины $a = 15$ мм. На этих рисунках $Z/B = 0.05$ — приблизительное положение фронта трещины на внешней границе образца, тогда как $Z/B = 0.5$ — соответствует плоскости симметрии в SENT образце. Как и ожидалось, максимальные напряжения растяжения или сжатия в разные моменты времени как при СЦ, так и при ПЦ были локализованы на разных сечениях z/B вдоль фронта трещины. Значительные градиенты напряжений наблюдались вблизи свободной поверхности образца, где также реализуются высокие градиенты температуры и переход к плоскому напряженному состоянию. СЦ нагружения соответствуют более высокие значения компонент напряжений по сравнению с ПЦ ТМУ.

На рис. 3.4.12а–в компоненты напряжений монотонно возрастали со временем цикла от 10 с до 30 с, что соответствует последовательности нагружение/нагрев в СЦ ТМУ. В моменты времени цикла 40 с, 50 с и 0 с, т. е. последовательности разгрузка/охлаждение в СЦ ТМУ, напряжения умеренно снижались в области нормированной толщины образца более $Z/B > 0.1$. Как для СЦ ТМУ (40, 50, 0 с), так и для ПЦ численные результаты для компонент напряжений показывают (рис. 3.4.12) скачки напряжений в полуцикле охлаждения (0, 10, 20, 30 с) из-за высоких значений градиента температуры в окрестности поверхности образца ($z/B = 0.05 \dots 0.1$, рис. 3.2.10).

Теоретически, при изменении всех численно определенных параметров вдоль фронта трещины от внешней поверхности к плоскости симметрии напряженное состояние изменяется от плоско-напряженного до примерно плоско-деформированного. По определению плоско-напряженное состояние и плоско-деформированное состояние не учитывают влияние третьей компоненты нормального напряжения σ_z в направлении толщины образца. Из результатов

расчетов для СЦ и ПЦ ТМУ следует, что поперечные напряжения вдоль фронта трещины сравнимы по величине с радиальными напряжениями в соответствующие моменты времени и примерно в два раза меньше окружных напряжений. Подобные распределения напряжений вызывают высокую степень стеснения, которая отсутствует в моделях плоско-напряженного состояния и плоско-деформированного состояния. При упругопластической деформации компоненты напряжений взаимосвязаны и принцип линейного суммирования не применим [216]. Поэтому для корректной интерпретации экспериментальных результатов по скорости роста трещины при ТМУ нагружении необходимо иметь подробные, а не упрощенные поля напряжений и деформаций вдоль фронта трещины.

Представленный в текущей главе алгоритм сопряженного мультифизического расчета не учитывает диффузию кислорода, которая, согласно ряду фактографических исследований при ИУ и ТМУ, в некоторых условиях влияет на скорость роста усталостной трещины для некоторых типов сплавов. Таким образом, моделирование МКЭ отражало эффекты, возникающие из-за фазового сдвига номинальной температуры и нагрузки, неоднородности теплового расширения и температуры (термические напряжения), истории нагружения и нелинейного кинематического упрочнения. Предложенный мультифизический алгоритм сопряженного численного анализа для ТМУ условий может быть модифицирован для включения в него дополнительных эффектов.

ГЛАВА 4. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ И ИНТЕРПРЕТАЦИЯ СКОРОСТИ РОСТА ТРЕЩИН ПРИ ИЗОТЕРМИЧЕСКОМ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ В ЖАРОПРОЧНОМ СПЛАВЕ ХН73МБТЮ

4.1 Диаграммы усталостного разрушения для усталости, взаимодействия усталости и ползучести, термомеханической усталости и закономерности изменения характеристик циклической трещиностойкости сплава ХН73МБТЮ в терминах упругого КИН

На рис. 4.1.1 показано поведение упругого коэффициента интенсивности напряжений (КИН) K_I в SENT образце в зависимости от длины трещины при приложенном номинальном уровне напряжений $\sigma_{ном}=80$ МПа, где значения упругого КИН K_I были определены согласно уравнению (4.1.1) на основе результатов МКЭ анализа для значений длины трещины a .

$$K_I = (\sigma_\theta)_{(\theta=0)}^{FEM} \cdot \sqrt{2\pi r_{(r \rightarrow 0)}}. \quad (4.1.1)$$

Сравниваются численные данные для условий изотермической ($T=23$ °С, 400 °С, 650°С) и термомеханической усталости СЦ и ПЦ ($T=400-650$ °С). Для изотермических условий влияние температуры воспроизводится заданием значений модуля упругости от температуры. В условиях ТМУ электромагнитные, теплофизические и механические характеристики среды, а также сплава ХН73МБТЮ были заданы с использованием кусочно-линейных аппроксимирующих функций для рассматриваемого диапазона температур цикла 400-650 °С. Как и следовало ожидать, в изотермических расчетах с контролем номинальной нагрузки отсутствует влияние тепловых деформаций по причине их однородности, т. е. упругий КИН K_I не зависит от температуры. Однако с увеличением длины трещины от 5 мм до 15 мм, как при СЦ, так и при ПЦ амплитуды упругого КИН для ТМУ условий отклоняются от изотермического решения.

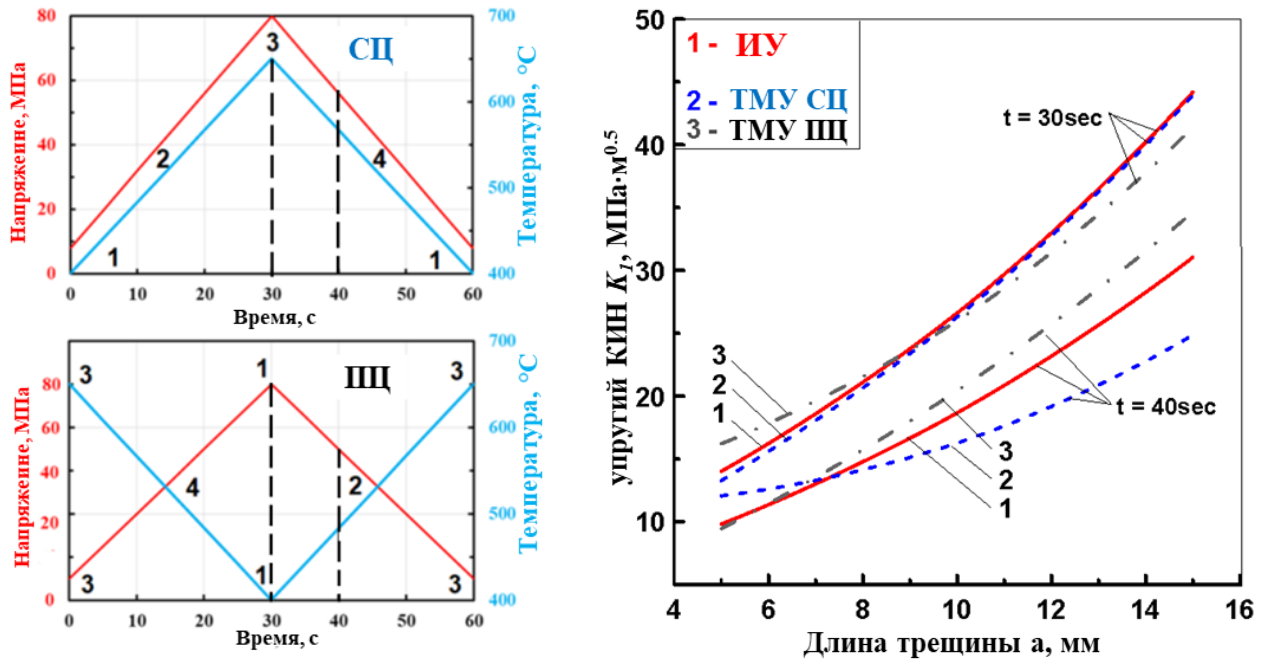


Рисунок 4.1.1 — Сравнение поведения упругого КИН при ИУ и ТМУ нагружении

На рис. 4.1.2 [215] представлены результаты расчета упругого КИН K_I для SENT образца в виде поправочной функции геометрии образца $Y(a/W)$ при варьировании условиями нагружения. На основе общего выражения для упругого коэффициента интенсивности напряжений K_I (4.1.2), была получена зависимость геометрического поправочного параметра $Y(a/W)$ от длины трещины a в SENT образце при заданных номинальных напряжениях $\sigma_{ном}$ для каждого вида испытаний

$$Y\left(\frac{a}{W}\right) = \frac{K_I^{FEM}}{\sigma \sqrt{\pi a}}. \quad (4.1.2)$$

Сравниваются расчеты ТМУ СЦ и ПЦ ($T = 400\text{--}650\text{ }^\circ\text{C}$). При изменении размера трещины от 5 мм до 15 мм значения КИН не совпадают с между СЦ и ПЦ. Очевидно, использование мультифизического подхода к моделированию условий ТМУ испытаний, рассмотренное в данной работе, показало, что расчетный упругий КИН для данной приложенной нагрузки в ТМУ условиях отличается от изотермических условий, или что расчетное поле параметров НДС в вершине трещины при ТМУ отличается от такового в изотермических условиях при той же приложенной номинальной нагрузке и температуре. Эти результаты подтверждают необходимость моделирования фактического температурного поля (при его

существенной неоднородности), являющегося следствием ВВКО и индукционного нагрева, а также тепловой деформации, неоднородность которой приводит к изменению поля параметров НДС при заданной приложенной номинальной нагрузке.

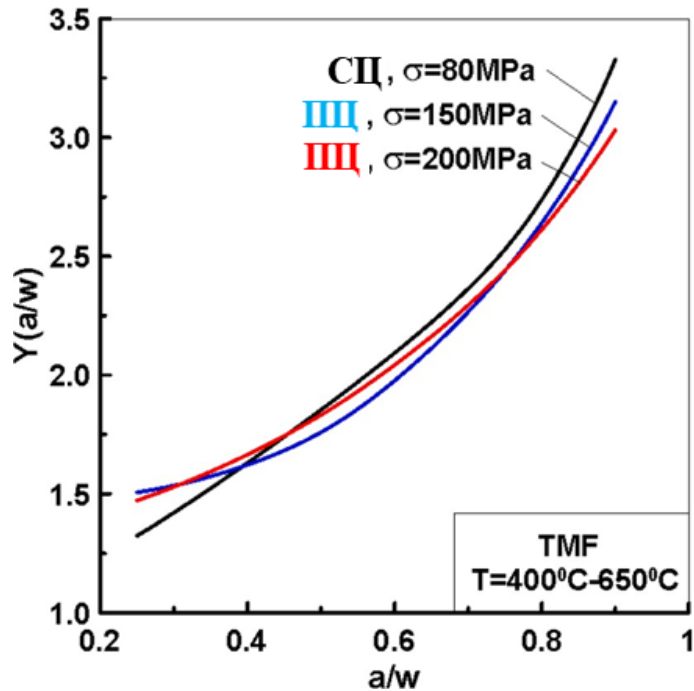


Рисунок 4.1.2 — Зависимость геометрического поправочного параметра от относительной длины трещины

На рис. 4.1.3 [215] представлено поведение показателя сингулярности λ_s для ИУ и ТМУ нагружения в зависимости от длины трещины. Сплошные линии соответствуют численным результатам, и пунктирные линии соответствуют аналитическому упругому и упруго-пластическому решению по ХРР модели. Из рис. 4.1.3 следует, что на начальном периоде распространения трещины ($a = 5-8$ мм) при относительно низком уровне приложенных номинальных напряжений $\sigma_{ном} = 80$ МПа степень сингулярности напряжений для чистой усталости и СЦ ТМУ близка к -0.5 , что соответствует классическому упругому аналитическому решению. При увеличении длины трещины до $a = 15$ мм показатель сингулярности уменьшается до -0.3 . Для того же диапазона длин трещин $a = 5-15$ мм с увеличением уровня приложенных номинальных напряжений $\sigma_{ном} = 160-200$ МПа

из-за возрастания роли пластических деформаций в вершине трещины показатель сингулярности умеренно снижается от -0.3 до -0.15 для ИУ, а для ПЦ ТМУ приближается к значениям ХРР решения для соответствующего значения температуры в момент максимума нагрузки [215]. Таким образом, поведение показателя сингулярности в проведенных испытаниях зависит от уровня приложенных номинальных напряжений, процессов теплопередачи, управляющих качественным и количественным воздействием термических напряжений, а также вида нагружения (ИУ, СЦ или ПЦ ТМУ) и длины трещины.

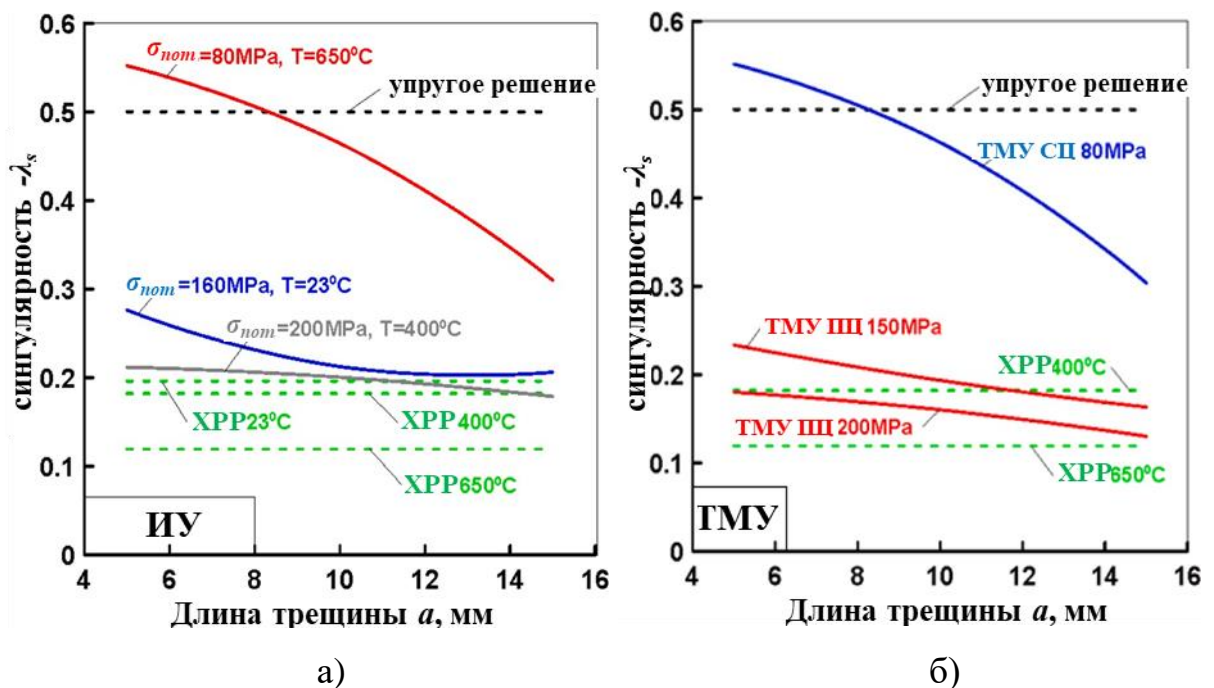


Рисунок 4.1.3 — Поведение показателя сингулярности напряжений в вершине трещины для условий (а) ИУ и (б) ТМУ нагружения

Оценка влияния типов термомеханического циклического деформирования дана путем сравнения диаграмм усталостного разрушения, которые приведены на рис. 4.1.4 [215] для гармонического и трапецеидального цикла в изотермических условиях, а также профилей СЦ и ПЦ ТМУ. Для изотермических условий и условий ТМУ все кинетические диаграммы циклического разрушения никелевого сплава ХН73МБТЮ представлены в координатах скорости роста трещины da/dN

от K_I , где длина трещины a и накопленное число циклов нагружения N были отфильтрованы перед оценкой da/dN .

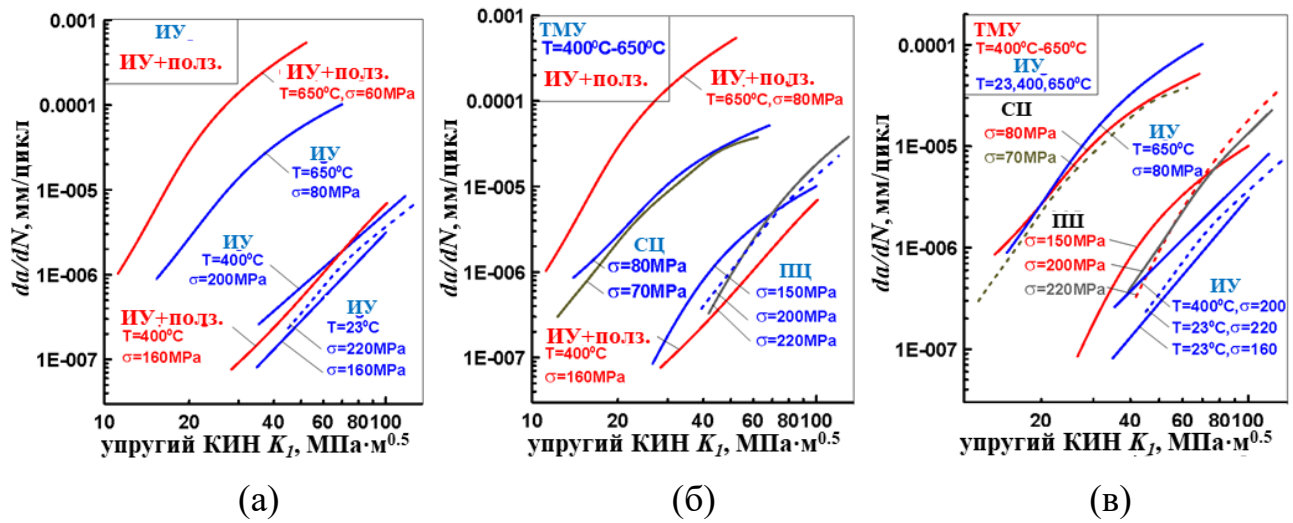


Рисунок 4.1.4 — Скорость роста трещины в зависимости от упругого КИН K_I для различных программ испытаний: (а) ИУ и взаимодействие усталости-ползучести; (б) ТМУ и взаимодействие усталости-ползучести; (в) ТМУ и ИУ

Из представленных данных следует, что для изотермических условий $T = 650^\circ\text{C}$ скорость роста трещины при взаимодействии усталости-ползучести увеличивается примерно на порядок по отношению к гармоническому нагружению без выдержки. Скорость роста трещины при температуре $T = 400^\circ\text{C}$ на два порядка меньше в сравнении с температурой $T = 650^\circ\text{C}$. В тоже время для температуры испытания $T = 400^\circ\text{C}$ участок выдержки не приводит к заметному проявлению влияния ползучести на скорости роста трещины [215].

Установлена существенная разница в скорости роста трещины между СЦ и ПЦ ТМУ для одного и того же диапазона температур (рис. 4.1.4б) [214]. На рис. 4.1.4в показана зависимость скорости роста трещины от упругого КИН для образца SENT в условиях ИУ ($T = 23^\circ\text{C}$, 400°C , 650°C) и условий ТМУ СЦ и ПЦ. На рис. 4.1.4в показано, что для испытания при постоянной температуре $T = 650^\circ\text{C}$ скорость роста трещины увеличивалась по отношению к условиям СЦ ТМУ по мере роста трещины, при том же самом приложенном максимальном номинальном уровне напряжения $\sigma_{ном} = 80\text{MPa}$. Скорость роста трещины для ПЦ ТМУ, с

номинальной температурой $T = 400^\circ\text{C}$ в момент максимального номинального напряжения, существенно выше по сравнению с испытанием при постоянной температуре $T = 400^\circ\text{C}$ и том же номинальном напряжении $\sigma_{ном} = 200$ МПа. Корреляция температуры испытания и скорости роста трещины при ИУ является общепринятой и совпадает с известными литературными данными [215]. С точки зрения ускорения роста трещины, при условии умеренного уровня термических напряжений и одинакового уровня номинального нагружения, формируется следующий порядок расположения диаграмм усталостного разрушения: взаимодействие усталости и ползучести ($T = 650^\circ\text{C}$), ИУ ($T = 650^\circ\text{C}$), СЦ ТМУ ($T = 400-650^\circ\text{C}$) и ПЦ ТМУ ($T = 400-650^\circ\text{C}$), ИУ ($T = 400^\circ\text{C}$), ИУ ($T = 23^\circ\text{C}$).

В ходе исследований в условиях ТМУ выявлена значительная пластическая деформация перед вершиной трещины, которая потенциально может влиять на скорость роста трещин в сплавах на основе никеля. Таким образом, условия малого масштаба области пластической деформации в сравнении с длиной трещины и размерами образца не были выполнены, и применимость упругого КИН K_I сомнительна.

Накопленный опыт экспериментальных исследований указывает на два крайних случая механизма разрушения, а именно - внутризеренное (транскристаллитное) и межзеренное растрескивание [218]. Вариация параметрами цикла и температурой может приводить к комбинации механизмов разрушения и их смены в рамках распространения одной трещины. При изотермическом гармоническом нагружении, при нормальной температуре в испытаниях наблюдался внутризеренный механизм разрушения (рис. 4.1.5) с усталостными бороздками [215]. В условиях поддержания постоянного значения нагрузки или при медленном нагружении материалов, нагретых до температуры $(0.4...0.5)T_{пл}$ и выше, наблюдается негативное воздействие ползучести, скольжение по границам зерен или диффузионный механизм [77,78,150,177], приводящее к ухудшению прочностных характеристик и увеличению скорости роста трещин. При повышении температуры до 650°C доминирующий механизм разрушения сменился на межзеренный (рис. 4.1.5). Аналогичный механизм разрушения имел

место и в случае ТМУ СЦ на всем протяжении роста трещины (рис. 4.1.5) [175]. Напротив, при ПЦ ТМУ во время роста трещины в одном и том же образце последовательно наблюдались три различных механизма усталостного разрушения. На начальной стадии роста трещин, длиной около $a = 5$ мм, высота профиля усталостных полос не превышала 8 мкм [215]. На разрушенных поверхностях были выявлены полосы пластической деформации и двойники.

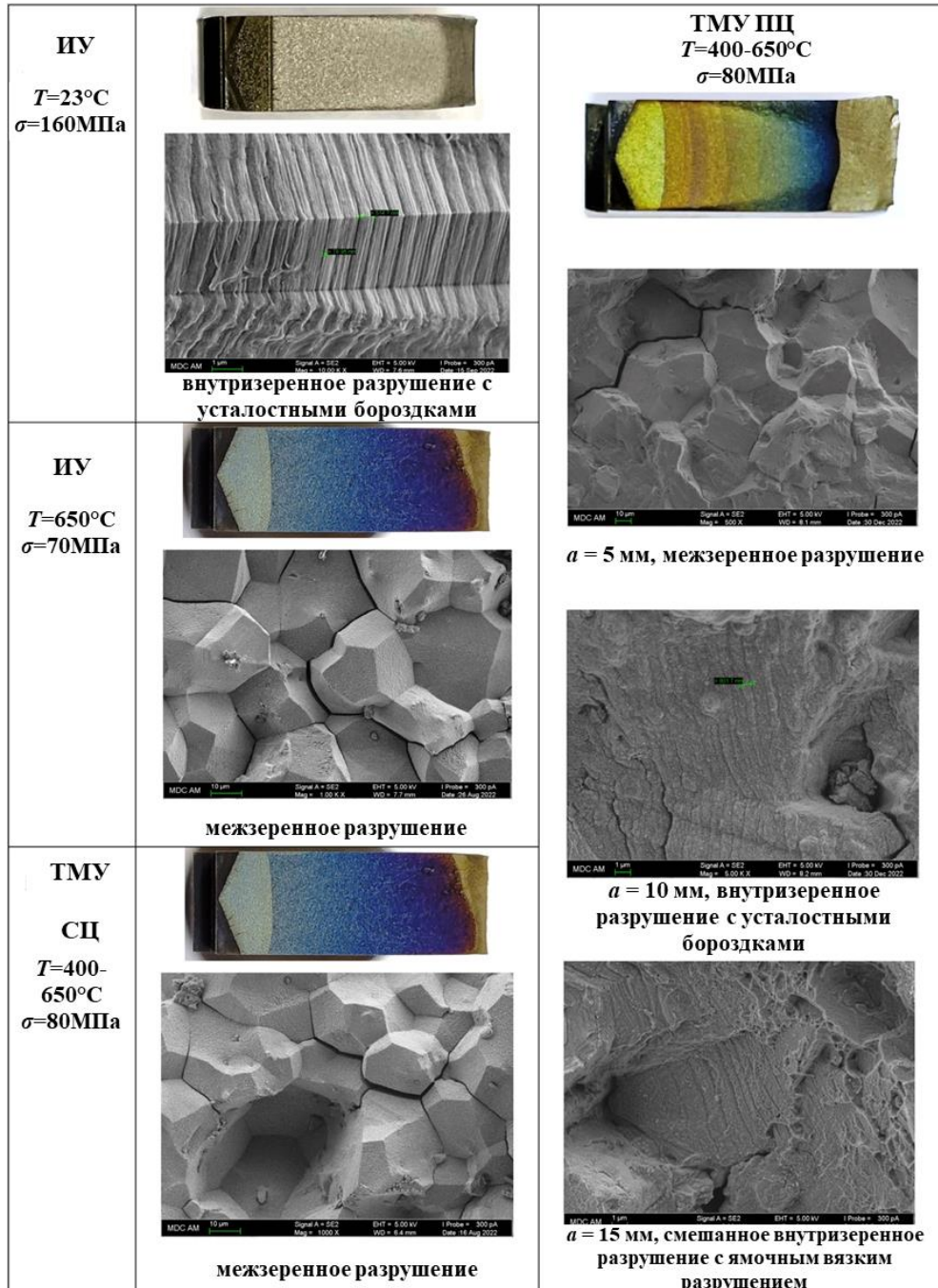


Рисунок 4.1.5 — Поверхности разрушения испытанных SENT образцов

4.2 Формулировка и расчет параметра разрушающего воздействия при изотермическом и термомеханическом циклическом деформировании

Для адекватного, универсального и практичного метода оценки характеристик сопротивления циклическому разрушению материала и прогнозирования его остаточной долговечности необходимо учитывать совокупное влияние и кинетику доминирующих факторов влияния, таких как напряженно-деформированное и температурное состояние. Важность разработки простых соотношений для интерпретации результатов испытаний на скорость роста трещин и прогнозирования распространения трещин в условиях ТМУ также подчеркивается авторами [112]. Влияние дополнительных факторов, таких как химический состав и особенности строения материала, а также термическая, химическая и механическая обработка, увеличивает перечень необходимых входных параметров для моделирования. Установлена и апробирована практика построения прогнозных моделей, основанных на учете доминирующих факторов для заданных условий применения. В текущей главе представлена общая формулировка параметра разрушающего воздействия (РВ) на основе величин численно полученной плотности энергии деформации (ПЭД) перед вершиной трещины во время изотермического и ТМУ нагружения для интерпретации экспериментальных данных и прогнозирования.

При высоких значениях термических напряжений, возникающих из-за неоднородности температуры в образце, заданные в испытании номинальные параметры термомеханического цикла могут не иметь самостоятельной управляющей НДС в вершине трещины функции в течении цикла нагружения, а также по мере распространения трещины. Более того, как показывают результаты численного анализа, в разных точках плоскости роста трещины, в том числе вдоль фронта трещины, поведение параметров НДС может отличаться сдвигом по фазе. При нестационарном и существенно неоднородном температурном состоянии материала на амплитуду параметров НДС перед вершиной трещины в цикле деформирования влияет не только номинальное механическое нагружение и

номинальная температура, но и реализованный в испытании способ нагрева и охлаждения. Комбинированное влияние номинального нагружения и теплового, в общем случае, приводит к усложнению формы термомеханического цикла до состояния, не позволяющего применять принципы суперпозиции и аналитической оценки поведения параметров НДС в течении времени цикла. Поэтому, в текущей работе, как и в ТМУ работах других авторов [86,133,134,191], термомеханический цикл нагружения оценивался интегрально, как сумма отдельных интервалов времени.

Оценка критической плотности энергии деформации

Дальнейшие расчеты основывались на значениях критической ПЭД ω_f , а также на численно полученной ПЭД ω в вершине трещины.

Площадь под кривой циклической зависимости напряжение-деформация ранее использована Большановичем и др. [88] как критерий разрушения в рамках моделирования распространения усталостной трещины. В рамках текущей модели, как критерий для последующего относительного сопоставления с ПЭД в вершине трещины, применяется значение критической ПЭД ω_f . В качестве значения критической ПЭД ω_f используется плотность энергии деформации в момент разрушения материала при одноосном растяжении. Рассмотрим значение критической плотности энергии деформации ω_f , которое состоит из упругой компоненты ω_{EL} (4.2.2) и плотности энергии деформации, затраченной за счет неупругой деформации ω_{PL} (4.2.3) [38]

$$\omega_f = \omega_{EL} + \omega_{PL}, \quad (4.2.1)$$

$$\omega_{EL} = \frac{\sigma_e^2}{2 \cdot E}, \quad (4.2.2)$$

$$\omega_{PL} = \omega_{PLT} + \omega_{PLB}, \quad (4.2.3)$$

где ω_{PLT} (4.2.4) – площадь под кривой зависимости напряжений и деформаций в истинных координатах на упруго-пластическом участке (рис. 4.2.1), ограниченном пределом текучести σ_y , и ω_{PLB} (4.2.5) – площадь на упруго-пластическом участке диаграммы зависимости напряжений и деформаций в истинных координатах (рис.

4.2.1), ограниченная сверху пределом текучести σ_y . Значение ω_{PLT} получено путем интегрирования соотношения обратного напряжения, согласно уравнению (4.2.4) [166]. Площадь под кривыми зависимостей напряжения и деформации, для материала упрочняющегося по закону Рамберга–Осгуда, также можно получить, используя подход Шлянникова [205].

$$\omega_{PLT} = \int_0^{\varepsilon_{PL}} \frac{C}{\gamma} \cdot (1 - e^{-\gamma \cdot \varepsilon_{PL}}) d\varepsilon = \frac{C}{\gamma} \cdot (\varepsilon_{PL} + \frac{e^{-\gamma \cdot \varepsilon_{PL}}}{\gamma}) - \frac{C}{\gamma^2}, \quad (4.2.4)$$

$$\omega_{PLB} = \sigma_y \cdot \varepsilon_{PL}. \quad (4.2.5)$$

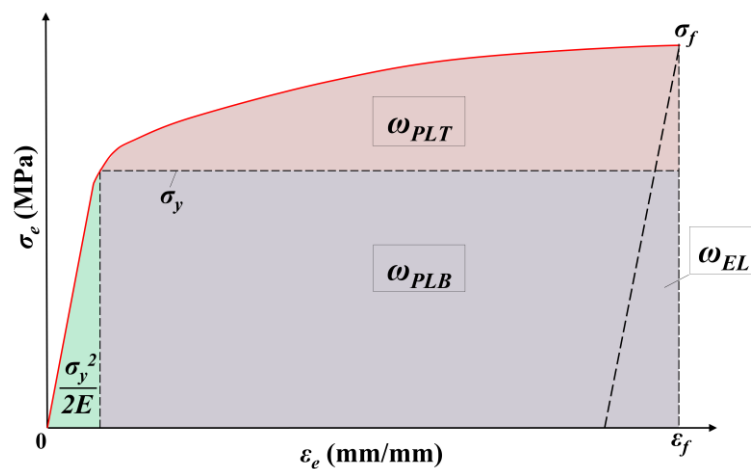


Рисунок 4.2.1 — Компоненты критической плотности энергии деформации

Определение плотности энергии деформации в вершине трещины

Из-за неравномерности температуры и сложных теплообменных процессов, термические напряжения в объеме образца воздействуют на общее НДС без связи с приложенным номинальным механическим напряжением. В общем случае, цикл ТМУ для существенно неоднородного поля температуры может выглядеть как прерывистый, который является недифференцируемой функцией времени. Следовательно, в общем случае полный цикл ТМУ нагружения может быть некорректно оценивать по мгновенному значению упругого КИН. Упрощенное (изотермическое) рассмотрение ТМУ нагружения в неоднородном поле температуры может привести к принципиальным ошибкам в определении

параметров НДС (рис. 3.4.5) [216,223] в вершине трещины, прогнозировании скорости роста трещин и долговечности.

В данной работе текущее значение ПЭД в вершине трещины оценивалась непосредственно на основе численных расчетов. Рассматривается циклическая реакция напряжения-деформации перед вершиной трещины, полученная в результате проведенных расчетов МКЭ. Текущее значение ПЭД ω определяется в каждой точке r_j между вершиной трещины ($r = 0$ мм) и границей тела ($r_{max} = W - a$), отдельно для каждого интервала времени цикла $\Delta t_i = t_{i+1} - t_i$ ($t = 0 \dots \phi$, где ϕ — период цикла) на основе уравнений (4.2.6 - 4.2.8) [38]. В качестве точки отсчета времени ($t = 0$) может быть выбран любой момент времени, начиная со второго цикла нагружения для обеспечения учета циклического поведения параметров НДС. Таким образом, рассмотрено численное моделирование поведения параметров НДС в течение цикла (рис. 4.2.2) в окрестности вершины трещины с учетом следствия влияния кинематического упрочнения. Сумма компонент β и χ (4.2.6) представляет собой площадь под МКЭ кривой зависимости эквивалентных напряжений и деформаций (рис. 4.2.2) для интервала времени Δt_i в точке r_j .

$$\omega_{r_j}^{\Delta t_i} = \beta_{r_j}^{\Delta t_i} + \chi_{r_j}^{\Delta t_i}, \quad (4.2.6)$$

$$\beta_{r_j}^{\Delta t_i} = \frac{1}{2} \cdot \left(\left| \sigma_{e_{r_j}}^{t_{i+1}} - \sigma_{e_{r_j}}^{t_i} \right| \cdot \left| \varepsilon_{e_{r_j}}^{t_{i+1}} - \varepsilon_{e_{r_j}}^{t_i} \right| \right), \quad (4.2.7)$$

где $\sigma_{e_{r_j}}^{t_i}$ и $\varepsilon_{e_{r_j}}^{t_i}$ — эквивалентное напряжение и деформация в момент t_i и точке r_j соответственно. В зависимости от того, уменьшается или увеличивается эквивалентное напряжение σ_e между моментами времени t_i и t_{i+1} , χ определяется как

$$\begin{aligned} \text{if } \sigma_{e_{r_j}}^{t_{i+1}} > \sigma_{e_{r_j}}^{t_i} &\rightarrow \chi_{r_j}^{\Delta t_i} = \sigma_{e_{r_j}}^{t_i} \cdot \left| \varepsilon_{e_{r_j}}^{t_{i+1}} - \varepsilon_{e_{r_j}}^{t_i} \right|, \\ \text{if } \sigma_{e_{r_j}}^{t_{i+1}} < \sigma_{e_{r_j}}^{t_i} &\rightarrow \chi_{r_j}^{\Delta t_i} = \sigma_{e_{r_j}}^{t_{i+1}} \cdot \left| \varepsilon_{e_{r_j}}^{t_{i+1}} - \varepsilon_{e_{r_j}}^{t_i} \right|. \end{aligned} \quad (4.2.8)$$

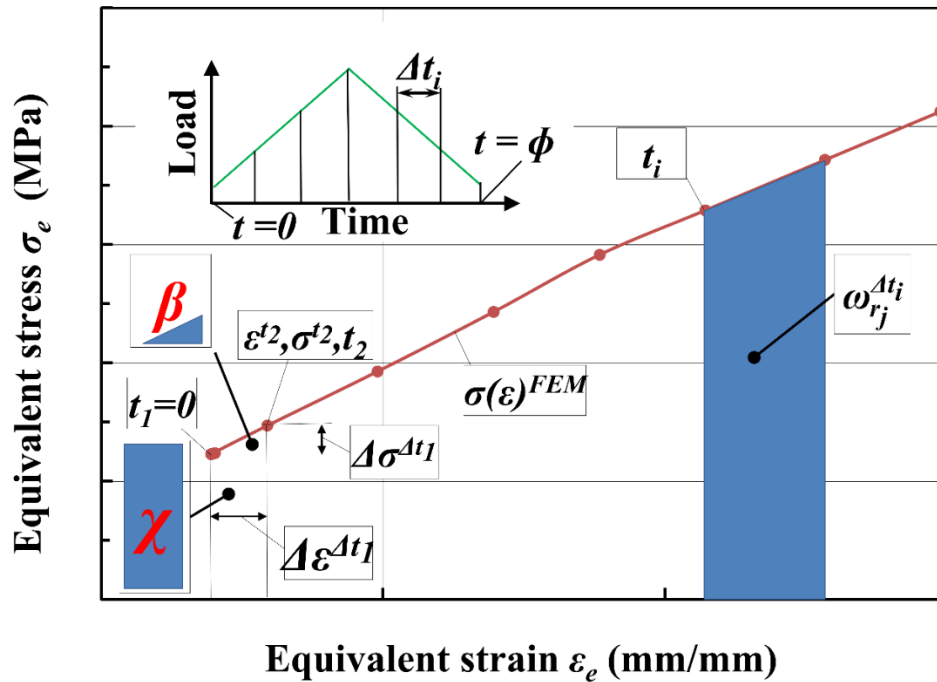


Рисунок 4.2.2 — Типичная зависимость эквивалентных напряжений-деформаций в точке материала перед вершиной трещины

Разделение цикла нагружения на временные интервалы Δt_i ранее было успешно применено для моделирования распространения трещины в [86,133,134,191]. Рассмотренные переменные ПЭД ω и критическая ПЭД ω_f входят в формулировку параметра разрушающего воздействия.

Формулировка и расчет параметра разрушающего воздействия

В текущем разделе представлен параметр разрушающего воздействия (РВ) A [38]. Значения параметра РВ A определяются по результатам проведенных численных расчетов для нескольких значений длины трещины a . Зависимость между параметром РВ и длиной трещины a затем используется для интерпретации результатов испытаний и прогнозирования роста трещины. Одной из основных особенностей предложенного параметра РВ является интегральная оценка всего рассматриваемого цикла нагружения. Учитывая это, значения ПЭД ω определяются на основе уравнений (4.2.6 - 4.2.8) для каждого отдельного интервала времени Δt_i в пределах цикла нагружения, и на расстоянии r_{max} от вершины трещины. На (рис. 4.2.3) представлены значения текущей ПЭД $\omega = f(r)$ перед

вершиной трещины для отдельных интервалов времени цикла Δt_i , рассчитанные для случая односторонней трещины в SENT образце (ТМУ ПЦ, $a = 10$ мм, номинальная нагрузка 15–150 МПа, $T = 400\text{--}650^\circ\text{C}$).

Дальнейшие расчеты проводились в плоскости Z/B , где было выявлено максимальное значение упругого КИН. В условиях изотермических испытаний эта плоскость соответствует $Z/B = 0.5$. Однако в термомеханических условиях, при неоднородном переходном поле температуры, плоскость наибольшего K_I может быть смещена из положения $Z/B = 0.5$ из-за термических напряжений.

Расстояние r_{max} разбивается на $M = L_p - 1$ интервалов Δr_j , где L_p — количество точек r_j в пределах r_{max} . Например, на равные интервалы длины $\Delta r_1 = \Delta r_2 = \Delta r_j = \Delta r_M = r_{max} / M$. Для удобства дальнейших расчетов каждая кривая распределения $\omega^{\Delta t_i}(r)$ (рис. 4.2.3) преобразована в гистограмму (рис. 4.2.4) путем усреднения значения $\omega^{\Delta t_i}$ внутри интервалов Δr_j , согласно уравнению (4.2.9).

$$\omega_{\Delta r_j}^{\Delta t_i} = \frac{1}{2} \cdot (\omega_{r_j}^{\Delta t_i} + \omega_{r_{j+1}}^{\Delta t_i}). \quad (4.2.9)$$

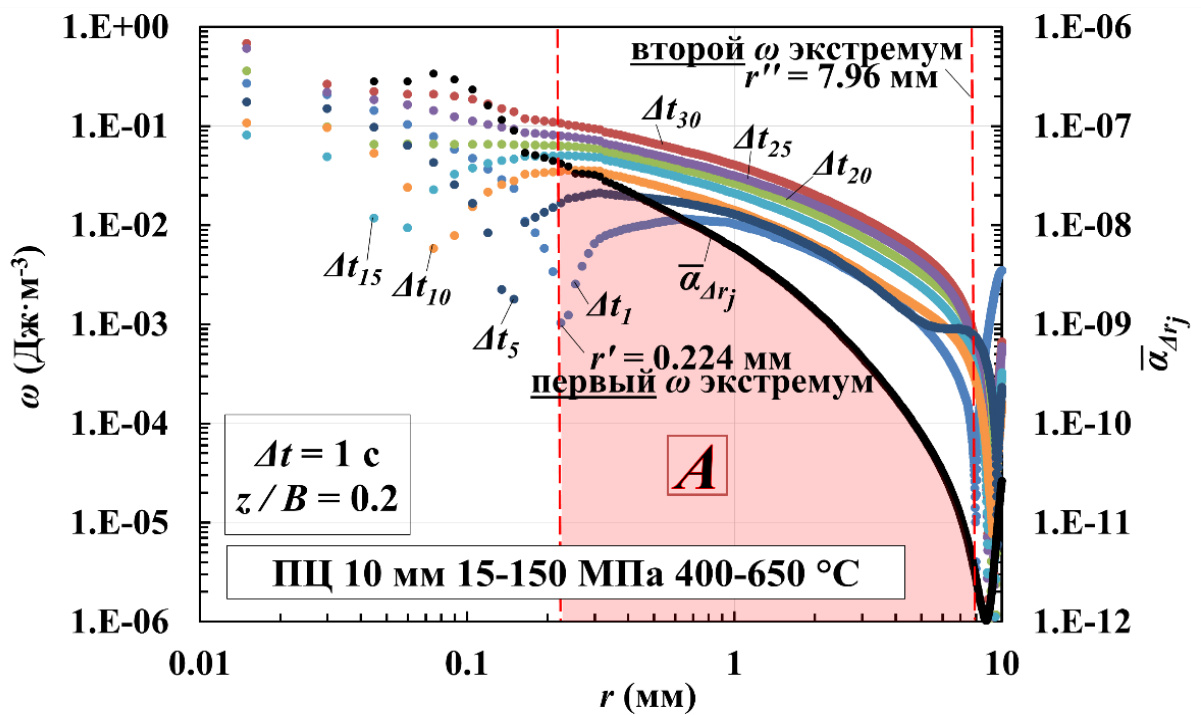


Рисунок 4.2.3 — Распределение ПЭД и нормированной накопленной ПЭД $\bar{\alpha}_{\Delta r_j}$ в плоскости роста трещины

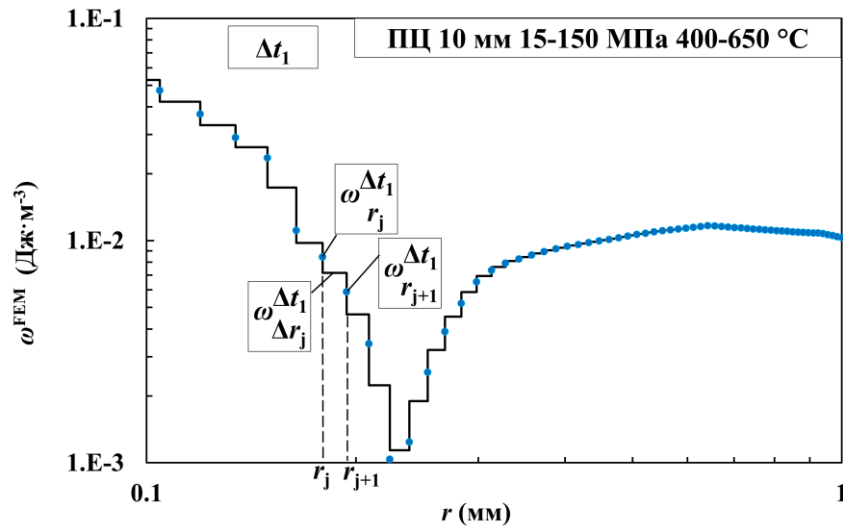


Рисунок 4.2.4 — Гистограмма ПЭД в плоскости роста трещины

Из-за снижения прочностных свойств, вызванного повышением температуры материала, накопленная в результате нагружения в материале энергия деформации при повышенных температурах и параметрах НДС оказывает более разрушительное воздействие, чем при низких температурах и напряжениях. ПЭД $\omega_{\Delta r_j}^{\Delta t_i}$ может затрачиваться при различных значениях температуры, деформации и напряжений в плоскости роста трещины. Тогда необходимо преобразовать ПЭД $\omega_{\Delta r_j}^{\Delta t_i}$ в вершине трещины в некоторую нормированную величину, чтобы обеспечить учет различного состояния материала в процессе нагружения. Для оценки разрушающего воздействия $\omega_{\Delta r_j}^{\Delta t_i}$, вызванного деформацией материала в вершине трещины на интервале времени Δt_i , введен коэффициент РВ Q (4.2.10). Значения Q отражают совокупное влияние НДС и температуры. Таким образом, если мы разделим уравнение (4.2.10) [38] на два слагаемых: отношение $\tilde{\omega}_{r_j}^{t_i} / \omega_f$ отражает связь между текущим локальным состоянием и критическим состоянием и $1 / \omega_f$ учитывает влияние температуры на прочностные свойства материала. Отношение $\tilde{\omega}_{r_j}^{t_i} / \omega_f$, близкое к 0, демонстрирует меньшее разрушающее воздействие $\omega_{\Delta r_j}^{\Delta t_i}$ при Δr_j и Δt_i по сравнению с повышенными значениями отношения $\tilde{\omega}_{r_j}^{t_i} / \omega_f$.

$$Q_{\Delta r_j}^{\Delta t_i} = \frac{\tilde{\omega}_{r_j}^{t_i}}{\omega_f} \cdot \frac{1}{\omega_f} = \frac{\tilde{\omega}_{r_j}^{t_i}}{\omega_f^2}, \quad (4.2.10)$$

где ПЭД $\tilde{\omega}_{r_j}^{t_i}$ определяется согласно уравнениям (4.2.1-4.2.5) для МКЭ значения деформации перед вершиной трещины $\varepsilon = \varepsilon_{e r_j}^{t_i} - \left(\varepsilon_{e r_j}^{t_i} \right)_{PL}$. Для $\tilde{\omega}_{r_j}^{t_i}$, в каждый момент t_i , из значения суммарной деформации вычитается накопленная за историю нагружения пластическая деформация, в момент $t_I = 0$ с.

Распределение значений Q в направлении роста трещины показано на рис. 4.2.5, а также на фиксированных расстояниях от вершины трещины в пределах цикла на рис. 4.2.6 [38].

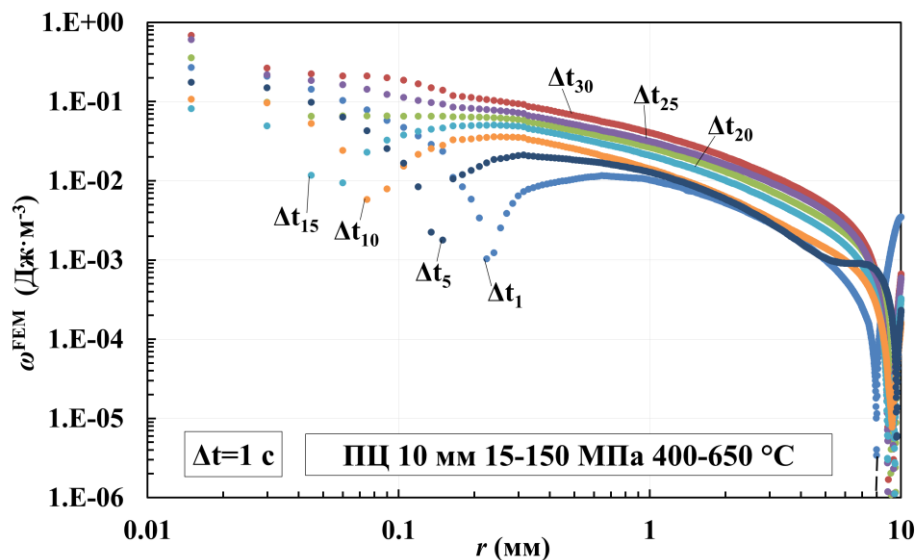
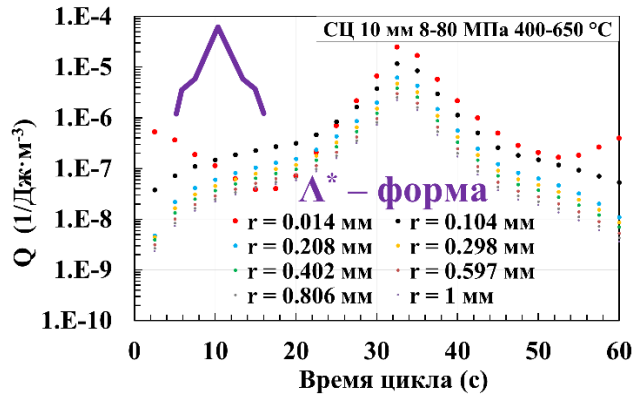
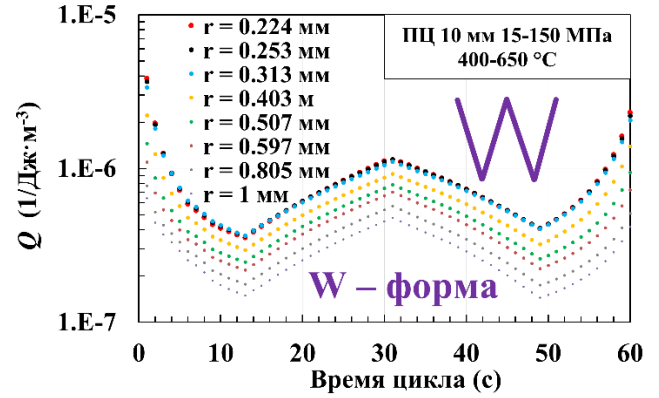


Рисунок 4.2.5 — Распределение коэффициента РВ Q перед вершиной трещины

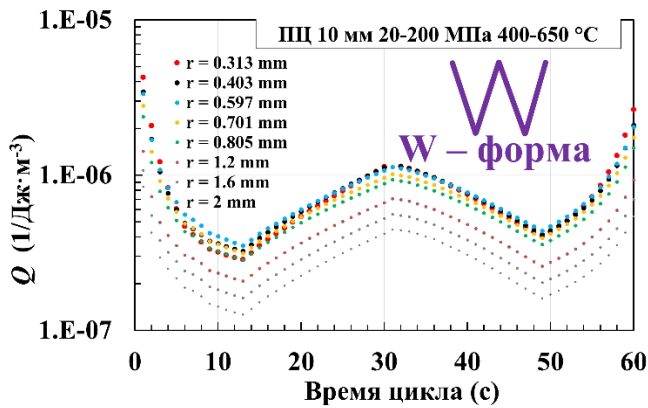
Как показано на рис. 4.2.5, распределения Q демонстрируют чувствительность к радиальному расстоянию r . На рис. 4.2.6 показаны принципиальные различия между типовыми циклами СЦ, ПЦ ТМУ и ИУ нагружения в моментах возникновения наибольшего коэффициента РВ. Наиболее типичной формой волны Q в упругом поле для ИУ нагружения является Λ – форма (рис. 4.2.6г, д), при которой состояние наибольшего разрушающего воздействия на материал наступает в момент максимальной номинальной нагрузки.



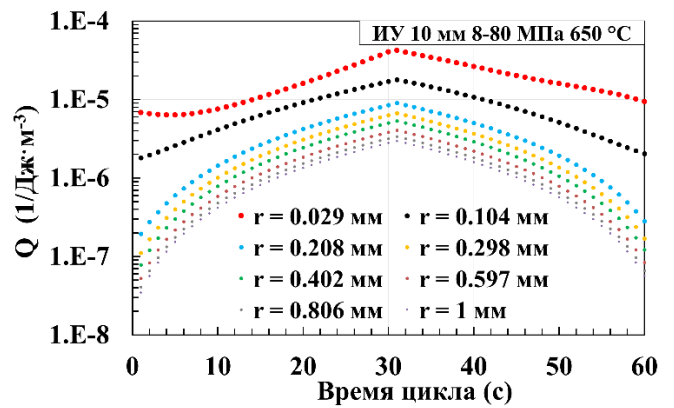
(а)



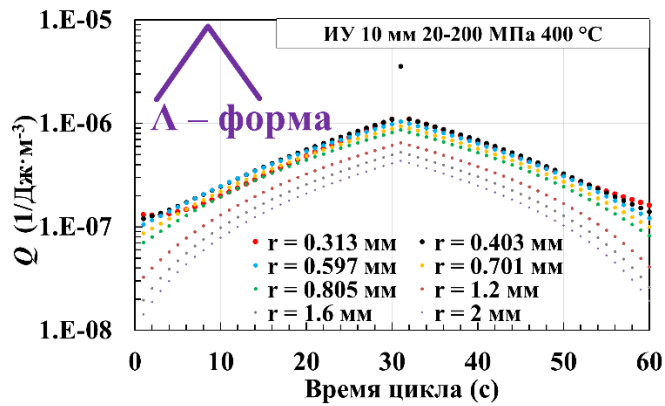
(б)



(в)



(г)



(д)

Рисунок 4.2.6 — Формы волны коэффициента РВ Q для (а) СЦ, (б, в) ПЦ и (г, д) ИУ

На рис. 4.2.6г для температуры 650 °C и сравнительно небольших значениях номинальной нагрузки в ИУ, значение Q увеличивается непосредственно перед

вершиной трещины, в отличие от распределения на рис. 4.2.6д для существенно больших значений номинальной нагрузки и меньшей температуре 400 °С. Такое различие можно объяснить влиянием упругого или упруго-пластического поля деформаций перед вершиной трещины. В случае ПЦ (рис. 4.2.6б), независимо от масштабов пластической деформации, форма волны Q имеет W-образную форму, поскольку в момент минимума номинальной нагрузки, наступает момент максимума температуры при 0 с, в момент 30 с - максимум номинальной нагрузки совпадает с моментом минимума температуры. Кроме того, в ПЦ ТМУ, показанном на рис. 4.2.6б, наибольшее значение коэффициента РВ Q наблюдается в момент минимальной номинальной нагрузки и максимальной температуры.

Следует отметить, что при масштабном пластическом деформировании, при закрытии трещины в момент минимума номинальной нагрузки могут наблюдаться достаточно высокие значения напряжений сжатия для нормальной окружной компоненты, которые также сопровождаются высокими значениями эквивалентных напряжений (рис. 3.4.1). Для СЦ (рис. 4.2.6а) в области близкого к -1 значения коэффициента асимметрии напряжений R_σ , наблюдалась W-образная форма волны Q , а в упругом поле - форма Λ^* . Таким образом, Q позволяет идентифицировать несущие наиболее разрушительные последствия процессы деформации в пределах заданной истории нагружения. С помощью введенного коэффициента РВ Q рассмотрены характерные особенности циклов нагружения ИУ, СЦ и ПЦ.

Следующим этапом процедуры расчета является оценка разрушающего воздействия на материал за весь цикл в пределах отдельных локальных расстояний перед вершиной трещины Δr_j . Как показано на рис. 4.2.6, значение коэффициента РВ Q варьируется в течение цикла. Примечательно, что Q представляет собой мгновенное значение для времени t_i , когда $\Delta t_i \rightarrow 0$. Кроме того, формы волны Q не были подобны между циклами ИУ, СЦ и ПЦ. Поэтому некорректно сравнивать влияние разрушающего воздействия за весь цикл нагружения на основе только пикового значения Q для отличающихся по форме Λ^* , Λ и W-образных циклов.

Таким образом, нормированная ПЭД α за интервал времени Δt_i в пределах Δr_j вычисляется как

$$\alpha_{\Delta r_j}^{\Delta t_i} = \omega_{\Delta r_j}^{\Delta t_i} \cdot Q_{\Delta r_j}^{\Delta t_i}, \quad (4.2.11)$$

в то время как нормированная накопленная за весь цикл ПЭД $\bar{\alpha}_{\Delta r_j}$ выражается как

$$\bar{\alpha}_{\Delta r_j} = \sum_{i=1}^{n'} \alpha_{\Delta r_j}^{\Delta t_i} \cdot \Delta r_j, \quad (4.2.12)$$

где $n' = \phi^*/\Delta t$ - это количество временных интервалов [38]. Как отмечалось выше, ПЭД ω преобразуется в нормированную ПЭД α , что обеспечивает учет переменного температурного состояния материала на интервалах времени Δt_i в пределах Δr_j при последующем количественном сравнении разрушающего воздействия, полученного при различных условиях нагружения.

Искомое значение параметра РВ A (4.2.13) [38] для длины трещины a определено как сумма всех $\bar{\alpha}_{\Delta r_j}$ в пределах участка растяжения $r' \leq r \leq r''$ перед вершиной трещины. Тогда величина параметра РВ является площадью под кривой $\bar{\alpha}_{\Delta r_j}$ на рис. 4.2.6 между координатами экстремумов ПЭД r' и r'' .

$$A = \sum_{r'}^{r''} \bar{\alpha}_{\Delta r_j} = \sum_{j=1+r'/\Delta r}^{j=r''/\Delta r} \bar{\alpha}_{\Delta r_j}. \quad (4.2.13)$$

Проведенные ранее исследования показали, что для сплава ХН73МБТЮ наблюдается существенное влияние коэффициента асимметрии нагрузки R на результаты усталостных испытаний [3,33], приводящее к увеличению долговечности при отрицательных значениях R . В настоящей работе предполагается, что текущее значение ПЭД ω является неоднозначной характеристикой разрушения в результате деформации в области положительного $R_\sigma > 0$ и отрицательного коэффициента напряжений $R_\sigma < 0$ перед вершиной трещины. В области $R_\sigma > 0$ и $R_\sigma < 0$ текущее значение ω оказывает различное разрушающее воздействие на материал. Из-за пластической деформации в вершине трещины эффект Баушингера снижает локальный начальный предел текучести при сжатии и увеличивает предел текучести при растяжении. Материал деформируется упруго-пластически так, что локальная область перед вершиной трещины

расширяется перпендикулярно плоскости трещины, вызывая сжимающие напряжения, когда приложенная нагрузка снимается и трещина закрывается под действием упругого поля [98,137]. Согласно предложенному подходу расстояние r' на рис. 4.2.3 определяется как радиальная координата первого экстремума текущего значения ПЭД ω , наиболее удаленная от вершины трещины, когда в вершине трещины возникает пластическая деформация [38]. Экстремум r' связан с уменьшением эквивалентных и окружных напряжений вблизи вершины трещины при разгрузке. Расстояние от вершины трещины до локального минимума текущей ПЭД коррелирует с размером зоны пластической деформации во всех циклах ИУ, СЦ и ПЦ ТМУ. В поле упругих напряжений в вершине трещины экстремум текущей ПЭД не возникает. В таком случае, очевидно, расстояние $r' = 0$ (непосредственно в вершине трещины).

На рис. 4.2.3 расстояние r'' связано с переходом от напряжений растяжения к сжатию при нагружении методом внецентренного растяжения-сжатия [38]. Для внешней кольцевой трещины r'' — расстояние от вершины трещины до оси симметрии образца, для внутренней кольцевой трещины $r'' = r_{max}$. Как показано на рис. 4.2.5, Q чувствительна к радиальному расстоянию r . Следовательно, нормированная накопленная ПЭД $\bar{\alpha}$ вдали от вершины трещины (рис. 4.2.3) оказывает незначительное влияние на параметр РВ. Поэтому ограничение области интегрирования в уравнении (4.2.13) координатой r'' имеет формальное значение. С практической точки зрения достаточно рассмотреть область в плоскости роста трещины перед координатой r' , в пределах которой значение $\bar{\alpha}$ существенно снижается.

Формулировка предложенного подхода имеет некоторое качественное сходство с различными классами современных моделей механики разрушения. Подобно методу фазового поля [136], предложенный подход предполагает плавное распределение разрушающего воздействия на материал в пространстве перед вершиной трещины. Примечательно, что учет разрушающего воздействия процесса нагружения материала перед вершиной трещины путем суммирования нормированной накопленной ПЭД в заданном интервале $r' \leq r \leq r''$ не противоречит

существующим концепциям механизма усталостного разрушения, согласно которому распространение трещины происходит дискретными приращениями длины Δa . Согласно Невиллу [158], подверженный разрушению объем материала вблизи вершины острой трещины имеет полуцилиндрическую форму и расположен на некотором расстоянии от вершины трещины. При проецировании этого объема на плоскость трещины, границы проекции подверженного разрушению полуцилиндрического объема будут соответствовать некоторым радиальным расстояниям по подобию r' и r'' . В свою очередь, как видно из рис. 4.2.3 и рис. 4.2.5, значения Q и $\bar{\alpha}$ вносят незначительный вклад в величину параметра РВ A уже на отдалении от r'' .

Механизм разрушения моделей теории когезионной зоны предполагает образование протяженной зоны разрушения перед вершиной трещины [131,247,128,75]. В моделях механики разрушения, учитывающих воздействие водорода [86,111,156], предполагается, что наибольший размер и концентрация дефектов, иными словами, зона разрушения расположена в области высоких значений гидростатических напряжений на расстоянии от вершины трещины. Эти идеи правдоподобны как с точки зрения механики, так и с точки зрения фрактографии.

Можно показать альтернативное представление параметра РВ A [38]. Представим поверхность накопленной нормированной ПЭД $\alpha_{accum} = f(r,t)$ (поверхность S , рис. 2.4.7), где $f(r)$ и $f(t)$ – непрерывные функции в области D плоскости Oar . Пусть непрерывная функция $f(\alpha,r,t)$ определена в точках рассматриваемой поверхности S , ограниченной координатами r' и r'' на $Oart$ (рис. 4.2.7). Разбив поверхность на S_l части, где $l = 1, 2, \dots, g$, g — общее число частей l , S_l проецируется на координатную плоскость Oar . В этом случае интегральная

сумма принимает следующий вид $\sum_{l=1}^g f(\alpha_l, r_l, t_l) \Delta \psi_l$, где $\Delta \psi_l = (S_l)_{Oar}$ - площадь проекции S_l на Oar . Далее $f(\alpha,r,t)$ проецируется на плоскость Oar согласно уравнению (4.2.14)

$$A = \iint_S f(\alpha, r, t) d\alpha dr = \lim_{l \rightarrow \infty} \sum_{l=1}^g f(\alpha_l, r_l, t_l) \cdot (S_l)_{Oar} \cdot \quad (4.2.14)$$

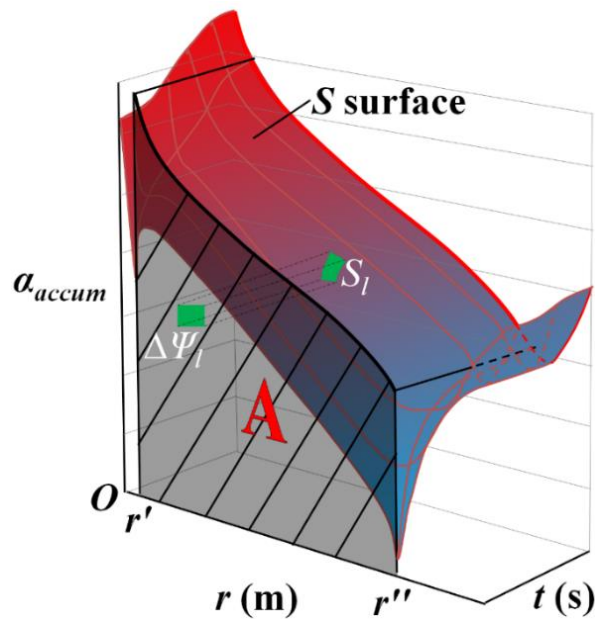


Рисунок 4.2.7 — Поверхность накопленной нормированной ПЭД

4.3 Интерпретация скорости роста трещин при изотермической и термомеханической усталости по параметру разрушающего воздействия

Предложенный подход к прогнозированию роста трещин был применен к испытаниям ИУ и ТМУ на рост трещин в условиях комнатной температуры и при высоких температурах, выполненным на сплаве ХН73МБТЮ. На рис. 4.3.1а показано сравнение поведения скорости роста трещины da/dN в зависимости от диапазона упругого КИН ΔK_I . В целом, как уже обсуждалось в предыдущей главе, скорость роста трещин увеличивалась с повышением температуры. В результате интерпретации результатов испытаний по скорости роста трещины с использованием упругого КИН на диаграмме усталостного разрушения показан набор отдельных кривых для всего набора условий по номинальной нагрузке, температуре и режиму нагружения. На рис. 4.3.1б показана зависимость между экспериментально измеренной скоростью роста трещины da/dN и введенным параметром РВ A (4.3.1). Данные по скорости роста трещины не использовались для расчета значений параметра A . Параметр A связан с длиной трещины a (4.3.1) и имеет смысл характеристики условий нагружения.

$$A = C_3 \cdot a^{C_4}, \quad (4.3.1)$$

где C_3 и C_4 – характеристики условий нагружения, определенные на основе численных расчетов.

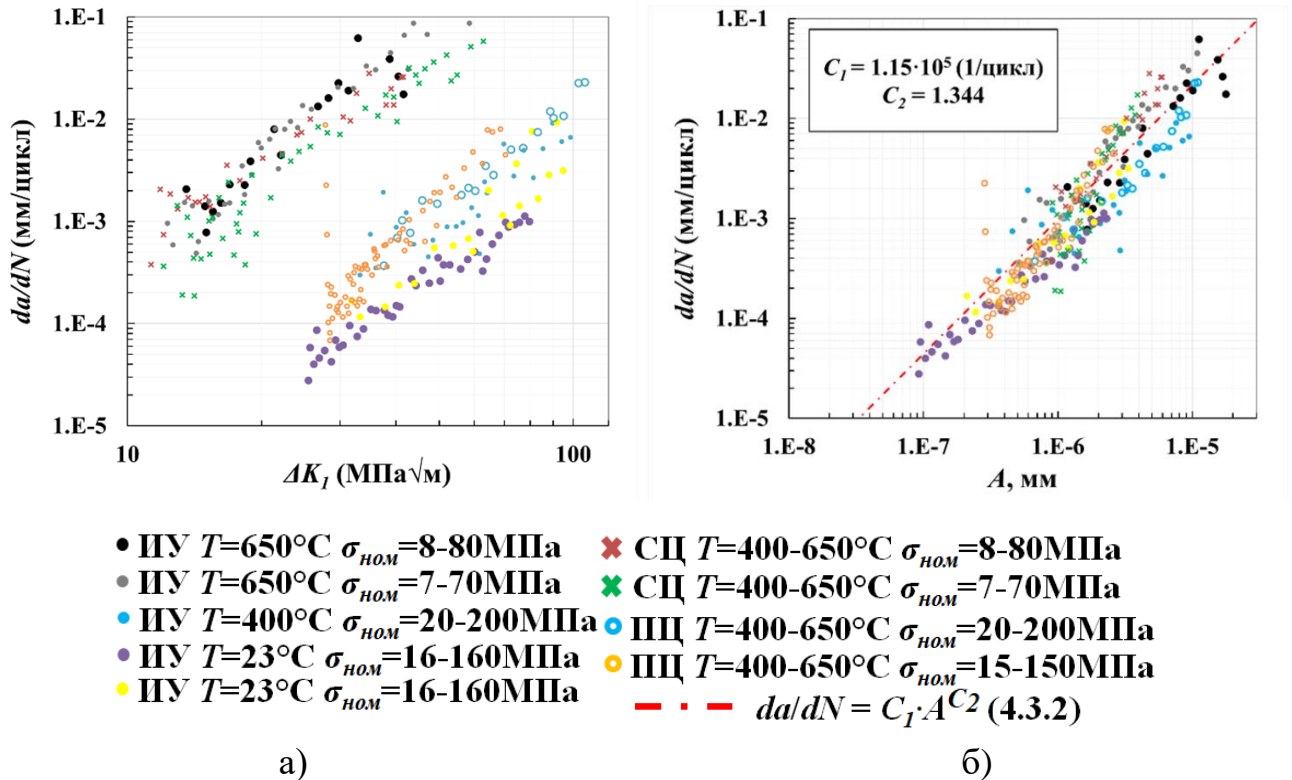


Рисунок 4.3.1 — Сравнение диаграмм зависимости (а) da/dN от ΔK_I и (б) da/dN от

A

Таблица 4.3.1 — Характеристики материала ХН73МБТЮ и условий нагружения

	C_1 (1/цикл)	C_2	C_3	C_4
ТМУ СЦ 400-650 °С 70 МПа	1.15 · 10 ⁵	1.344	7.25 · 10 ⁻⁸	1.49
ТМУ СЦ 400-650 °С 80 МПа			5.41 · 10 ⁻⁸	1.74
ТМУ ПЦ 400-650 °С 150 МПа			1.37 · 10 ⁻⁸	1.94
ТМУ ПЦ 400-650 °С 200 МПа			5.14 · 10 ⁻⁹	2.83
ИУ 650 °С 70 МПа			5.41 · 10 ⁻⁹	2.81
ИУ 650 °С 80 МПа			1.349 · 10 ⁻⁸	2.617
ИУ 400 °С 200 МПа			1.684 · 10 ⁻⁹	3.186
ИУ 26.85 °С 160 МПа			7.203 · 10 ⁻¹⁰	2.98

Как показано на рис. 4.3.1б, связь между параметрами A и da/dN описывается степенной функцией (4.3.2) в форме по типу закона Пэрриса. Кроме того, связь между параметром A и da/dN имеет смысл свойства материала, поскольку для

нахождения характеристик C_1 и C_2 требуются соответствующие значения параметров A и da/dN по крайней мере для двух моментов длины трещины a в испытании.

$$da / dN = C_1 \cdot A^{C_2}, \quad (4.3.2)$$

где C_1 и C_2 – характеристики материала, определенные на основе расчетов и экспериментов. Для определения характеристик C_1 и C_2 , и характеристик C_3 и C_4 (таблица 4.3.1) достаточно провести как минимум одно испытание на рост трещины в условиях ИУ или ТМУ, а также испытание на монотонное растяжение материала. Для определения величин A , C_3 и C_4 в качестве входных экспериментальных данных для расчета требуется только монотонная кривая растяжения, из которой определяются такие свойства, как C и γ_h (таблица 2.2.1). Следовательно, для описания степенной функции уравнения (4.3.2) с использованием двух характеристик C_1 и C_2 необходимы как минимум две точки на логарифмическом графике рис. 4.3.1б.

4.4 Прогнозирование остаточной долговечности на стадии развития дефектов на основе параметра разрушающего воздействия

Уравнения (4.3.1) и (4.3.2) позволили спрогнозировать количество циклов нагружения на стадии распространения трещины. На рис. 4.3.1 представлены результаты численного моделирования распространения трещины в виде зависимостей длины трещины a от текущего количества циклов нагружения N для испытаний ИУ и ТМУ.

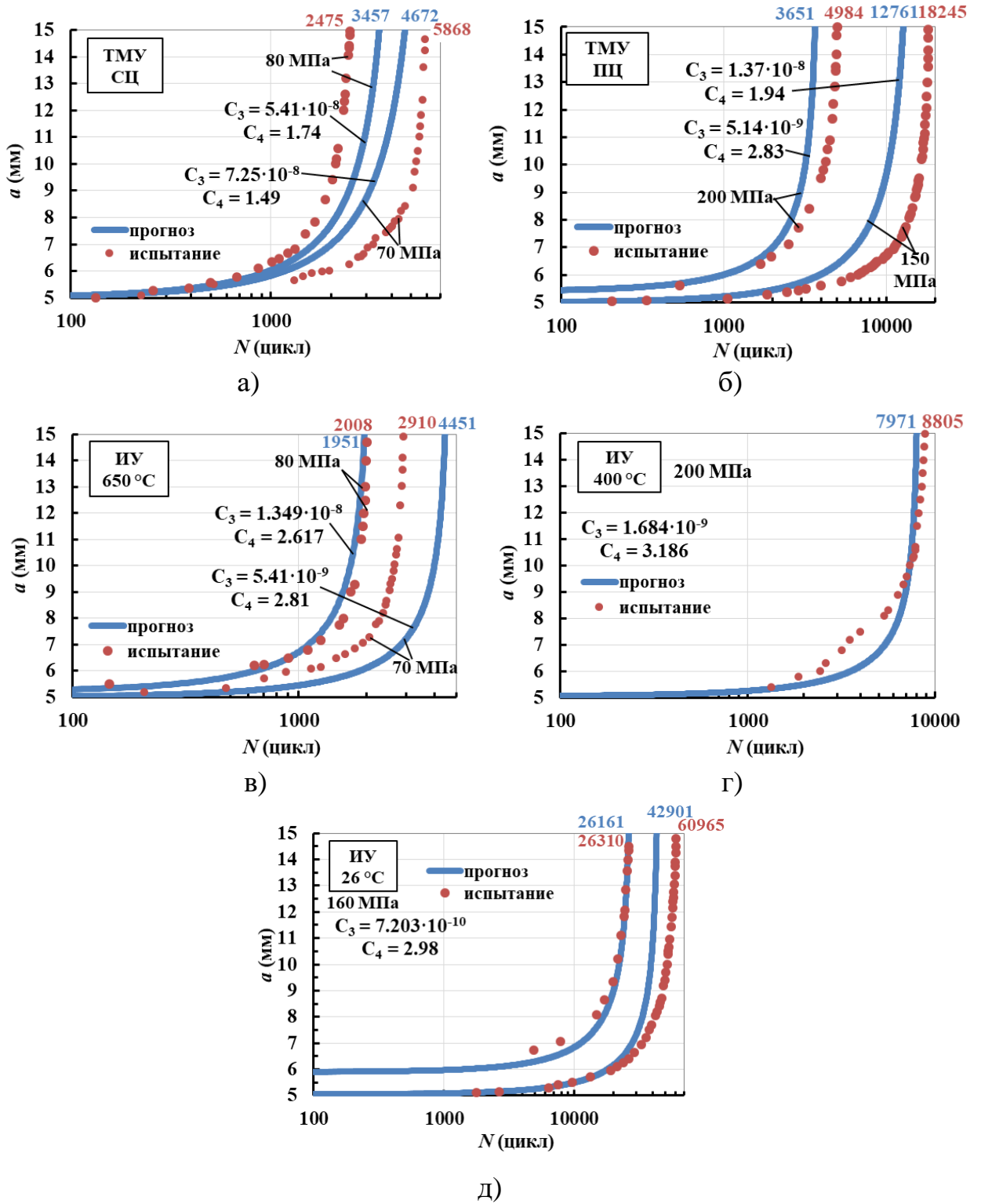


Рисунок 4.4.1 — Прогнозирование распространения трещины для (а) СЦ, (б) ПЦ TМУ, (в) 650 °C, (г) 400 °C и (д) 26 °C ИУ

Согласно уравнению (4.4.1)

$$N = \int_{a_0}^{a_f} \frac{da}{C_1 \cdot A \cdot C_2}, \quad (4.4.1)$$

где a_0 и a_f – границы диапазона роста трещины. Как упоминалось ранее, предложенный подход позволяет прогнозировать распространение трещин при воздействии циклического нагружения в экспериментально реализованном сложном взаимодействии нагрузки и температуры. Отметим следующие особенности полученных результатов.

Существенная разница в остаточной долговечности наблюдается между условиями испытаний ПЦ 200 МПа 400-650 °С ($N = 4984$ цикла) (рис. 4.4.1б) и ИУ 200 МПа 400 °С ($N = 8805$ циклов) (рис. 4.4.1г). Остаточная долговечность различается почти в два раза, несмотря на одинаковое значение температуры 400 °С в момент максимальной нагрузки цикла. Если цикл нагружения рассматривать исключительно по состоянию НДС в момент пиковой номинальной нагрузки, тогда спрогнозировать двукратную разницу в долговечности по примерно равным значениям коэффициента РВ Q (рис. 4.2.6в,д) для этих условий было бы невозможно. Однако, как показано на рис. 4.2.6б,в, высокие значения коэффициента Q для цикла ПЦ наблюдаются также в момент минимальной номинальной нагрузки и максимальной температуры. Как показано на рис. 4.4.1а,в, существенной разницы в долговечности нет между условиями СЦ 80 МПа ($N = 2475$ циклов) и ИУ 80 МПа ($N = 2008$ циклов). В то же время для этих условий поведение коэффициента Q не демонстрирует существенных различий (рис. 4.2.6а,г).

Для некоторых испытаний прогноз остаточной долговечности приводил к ошибке 29.6 % для ИУ 26 °С (рис. 4.4.1д), 30 % для ПЦ 150 МПа (рис. 4.4.1б) и 39.7 % для СЦ 80 МПа (рис. 4.4.1а). Было также замечено, что для других испытаний в аналогичных или отличающихся условиях прогнозы приводили к значительно меньшей ошибке. Нестабильность ошибки прогнозирования долговечности может быть связана с типичным для крупнозернистых сплавов на основе никеля случайным разбросом экспериментальных данных, нестабильностью свойств материала испытываемых образцов, а также с неточностью метода. При больших

значениях деформации на прогнозы могла повлиять точность описания кривой монотонного растяжения согласно модели нелинейного кинематического упрочнения (рис. 2.2.1). Рассмотрим монотонное растяжение от величины деформации от 35% до 40% (рис. 2.2.1а). При этом ПЭД, рассчитанная на основе уравнений (4.2.6-4.2.8), будет равна $79.47 \text{ Дж}\cdot\text{м}^{-3}$ для истинной кривой растяжения и $92.125 \text{ Дж}\cdot\text{м}^{-3}$ для кривой нелинейной модели упрочнения. Так, для температуры $400 \text{ }^\circ\text{C}$ используемая в настоящей работе зависимость «напряжение-деформация» завышает значение ПЭД на 15.92 %, что отражается в завышении значения параметра РВ A .

Подход в целом согласуется с имеющимися экспериментальными данными в диапазоне скоростей роста трещин от $3 \cdot 10^{-5} \text{ мм/цикл}$ до 0.1 мм/цикл . Однако рост коротких трещин $a < 1 \text{ мм}$ и прогнозирование в условиях ползучести не были рассмотрены в настоящем исследовании. По результатам численных расчетов зона пластической деформации r_m в вершине трещины соответствовала отношению $r_m/(W - a) = 0.6$ для $a = 15 \text{ мм}$ ПЦ 200 МПа. Таким образом, зона пластической деформации r_m у вершины трещины достигла размеров примерно того же порядка, что и длина трещины a .

Чтобы повысить точность прогнозирования скорости роста трещин и долговечности, необходимо использовать более комплексные модели. В то же время эти модели должны оставаться достаточно простыми, а данные, необходимые для адаптации моделей к конкретному материалу, должны быть легко доступны. Наиболее широко используемый стандартный метод оценки характеристик сопротивления материалов циклическому разрушению, основанный на эмпирическом степенном законе Пэриса [167,108,109], требует проведения испытаний на скорость роста трещин для всего диапазона интересующих значений температуры, на нескольких уровнях номинальной нагрузки. Как упоминалось ранее, модель, представленная в работе [107], требует следующих входных данных: диапазон порогового коэффициента интенсивности напряжений ΔK_{Ith} , поправочную функцию K_I для каждой отдельной геометрии и свойства малоциклового усталости во всем диапазоне температур. Модель,

сформулированная для условий чистой усталости [86], предполагает независимость от температуры, однако авторам потребовалось проведение как минимум пяти изотермических испытаний на скорость роста трещин для трех различных значений температуры, чтобы определить все параметры модели. В свою очередь, для определения характеристик C_1 и C_2 , общих для всего диапазона температуры, необходимо провести как минимум одно испытание на скорость роста трещин в условиях ИУ или ТМУ. По сравнению с моделью [112], представленный прогноз показывает хорошее согласие с экспериментальными данными как в условиях СЦ, так и в режиме ПЦ.

Значения параметра $PB A$ определяются на основе полученного численно поля инвариантных напряжений, деформаций и температур в плоскости роста трещины. Результаты демонстрируют возможность прогнозирования роста трещин и остаточной долговечности в металлических материалах, таких как сплавы на основе никеля, которые широко используются в газотурбинных двигателях. Преимущество настоящей модели заключается в том, что данные, необходимые для ее применения, легко доступны.

4.5 Распространение трещины в диске турбины авиационного двигателя на основе имитационного моделирования

Наиболее точно воспроизводящим эксплуатационные условия является этап испытаний в составе агрегата или узла в рамках стендовых испытаний и ресурсных испытаний двигателя по полетным циклам. Однако, стоимость таких испытаний не позволяет проводить их в достаточном количестве для выявления и устранения локально конструктивно несовершенных элементов деталей на ранних этапах опытно-конструкторских работ [37].

Целесообразно оптимизирование процесса проектирования конструкций путем привлечения принципов имитационного моделирования эксплуатационных условий на начальных этапах создания турбомшины. Испытания по принципам имитационного моделирования отличаются простотой, непродолжительностью по

времени и экономичностью в сравнении со стендовыми испытаниями в составе агрегата или узла [37].

Шлянников и др. [49] спрогнозировали скорость роста трещины в замковом соединении типа ласточкин хвост обода диска компрессора, выполненного из титанового сплава ВТ3-1, на основе концепции размера зоны процесса разрушения и пластического КИН. В работах [201,56] предложены геометрии имитационных моделей (ИМ) замкового соединения в ободке диска компрессора. Известны примеры реализации имитационного моделирования дисков турбомашин на вращающихся моделях [35] и на внецентренное растяжение-сжатие (ВЦРС) [52]. Для второго способа нагружения становится доступным измерение длины трещины во время испытаний методами разности потенциалов [42,230], податливости, а также с помощью оптического микроскопа.

Авторы [52] предложили геометрию имитационной модели, которая непосредственно вырезалась из полноразмерного диска турбины (рис. 4.5.1а) для испытаний материалов дисков турбомашин на прочность. Модель имела исходный надрез 2 вдоль сквозного отверстия 3 и нагружалась по схеме ВЦРС. В данном способе исходный надрез выполнен сквозным с прямолинейным фронтом.

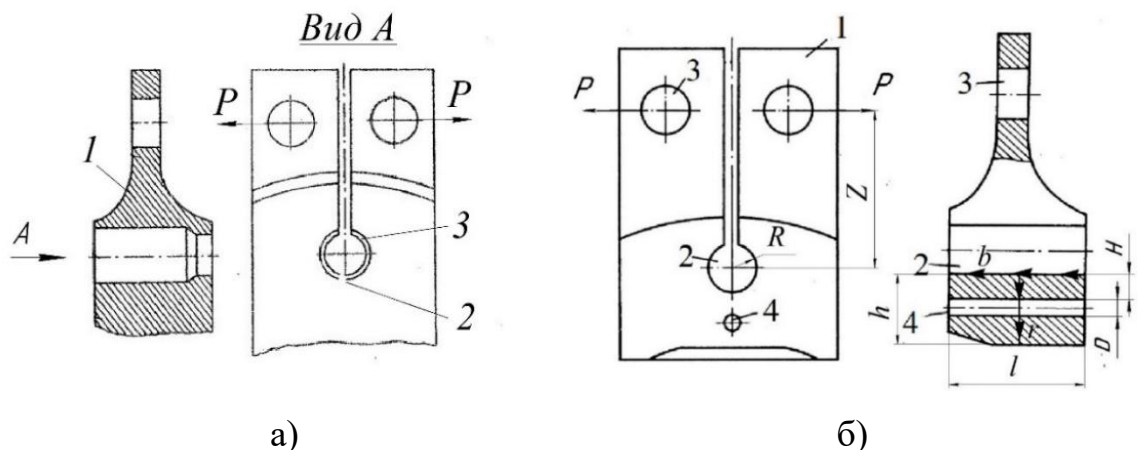


Рисунок 4.5.1 — Вырезанные из диска (а) образец [52] и (б) элемент диска [46]

Однако, это решение не в полной мере соответствует эксплуатационной поврежденности в сквозном отверстии диска турбины, так как возникающие в

эксплуатации трещины имели полуэллиптическую форму [43]. Кроме этого, при ВЦРС способе нагружения для распределения напряжений в «живом» сечении ИМ в радиальном направлении характерно плавное снижения растягивающих напряжений с переходом в сжимающие после прохождения нейтральной линии. Для компенсации этого фактора, авторами [46] был предложен подобный способ испытания элемента диска на малоцикловую усталость. В геометрии модели по данному способу выполняется дополнительное отверстие 4 (рис. 4.5.1б), расположенное на некотором отдалении в радиальном направлении от предусмотренного в конструкции диска крепежного отверстия 2, и выполняющее роль дополнительного концентратора напряжений. Элемент 1 нагружался ВЦРС. Нагрузка прикладывалась через отверстия 3. Авторы предполагали, что эти решения обеспечат подобие НДС в образце 1 и ступице диска турбины за счет концентрации напряжений растяжения.

В качестве объекта имитационного моделирования в работе рассматривается диск 2-й ступени турбины низкого давления (ТНД) турбореактивного двигателя (ТРДД) НК-8-2У. Выбор объекта обоснован доступностью данных по повреждениям дисков турбины в эксплуатации, а также о геометрических размерах. В дисках 2-й ступени ТНД (рис. 4.5.2а) при эксплуатации имели место повреждения, обусловившие разрушение диска (рис. 4.5.2б) [43]. Концентратором напряжений и местом образования эксплуатационных повреждений в диске турбины являлась локальная область цилиндрической поверхности сквозного отверстия в ступице. На поверхности отверстия из-за микроповреждений образовывалась несквозная макротрещина, развивающаяся по направлению к центральному отверстию диска [4,43].

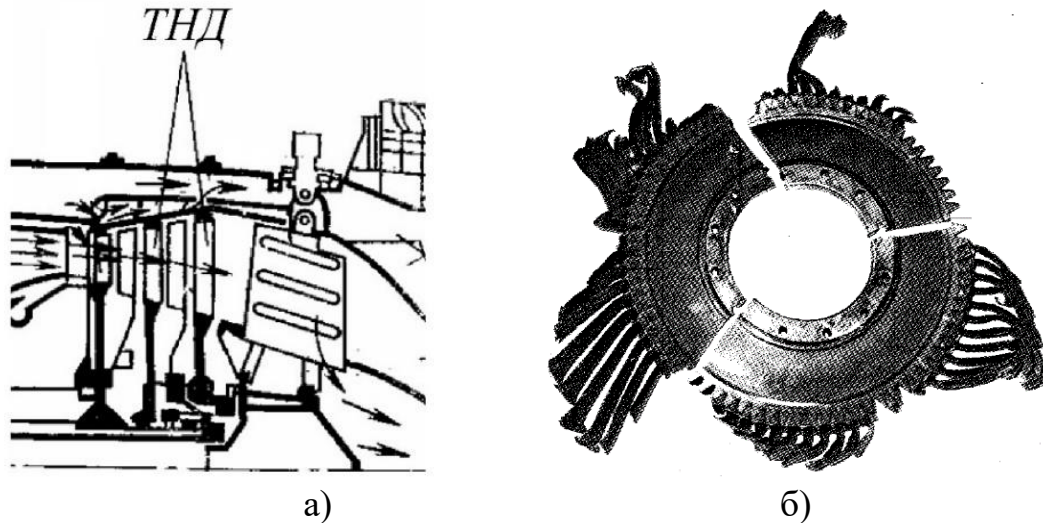


Рисунок 4.5.2 — (а) Схема турбины двигателя НК-8-2У и (б) разрушенный в эксплуатации диск 2-й ступени ТНД

Ранее авторами [200] было определено НДС (рис. 4.5.3) в диске 3-й ступени турбины двигателя НК-8-2У. Расчетная схема содержала 114339 20-узловых трехмерных элементов объемного НДС SOLID186. Для анализа НДС учитывались температура и частота вращения на взлетном режиме: температура материала диска принята равной 923 K ; частота оборотов контура низкого давления $n_{\text{кнд}} = 5390$ об/мин. Диски 2-й и 3-й ступени стягиваются между собой стяжным болтом, а момент кручения передается через втулку [39]. В области цилиндрической поверхности сквозного отверстия реализуются напряжения близкие к значению предела текучести материала [37,57,204]. Как было выявлено [4,43], высокий уровень напряжений в совокупности с переменным режимом работы двигателя приводил к накоплению повреждений, являвшихся причиной образования и развития микро- и макротрещин, которые впоследствии распространялись к центру диска. Положение отверстий в окружном направлении в ступице достаточно разрежено и не вызывает эффектов взаимного влияния на НДС соседних отверстий.

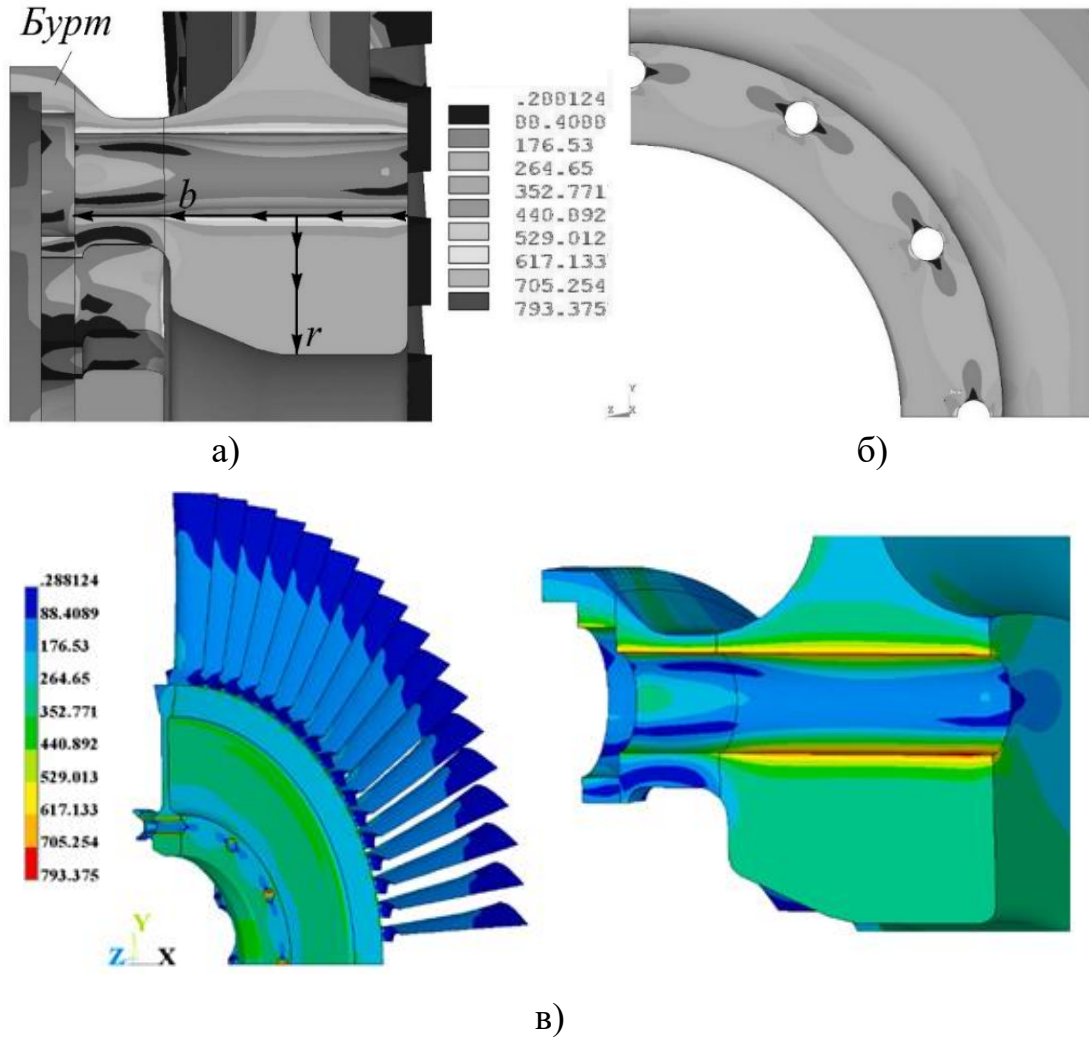


Рисунок 4.5.3 — Распределение эквивалентных напряжений в ступичной области диска турбины: (а) – сечение отверстия под стяжной болт, (б) – задний торец диска, (в) – изометрический вид

Распределение напряжений в области сквозного отверстия показано на (рис. 4.5.4) [37], по направлениям b (рис. 4.5.3а) – по поверхности отверстия и r – в радиальном направлении по сечению ступицы. Вдоль отверстия наблюдается равномерный характер распределения напряжений до участка бурта, где происходит резкое снижение напряжений до 340 МПа. Максимальные напряжения реализуются на поверхности отверстия, далее в радиальном направлении r «живого» сечения диска происходит резкое снижение напряжений до уровня 300 МПа.

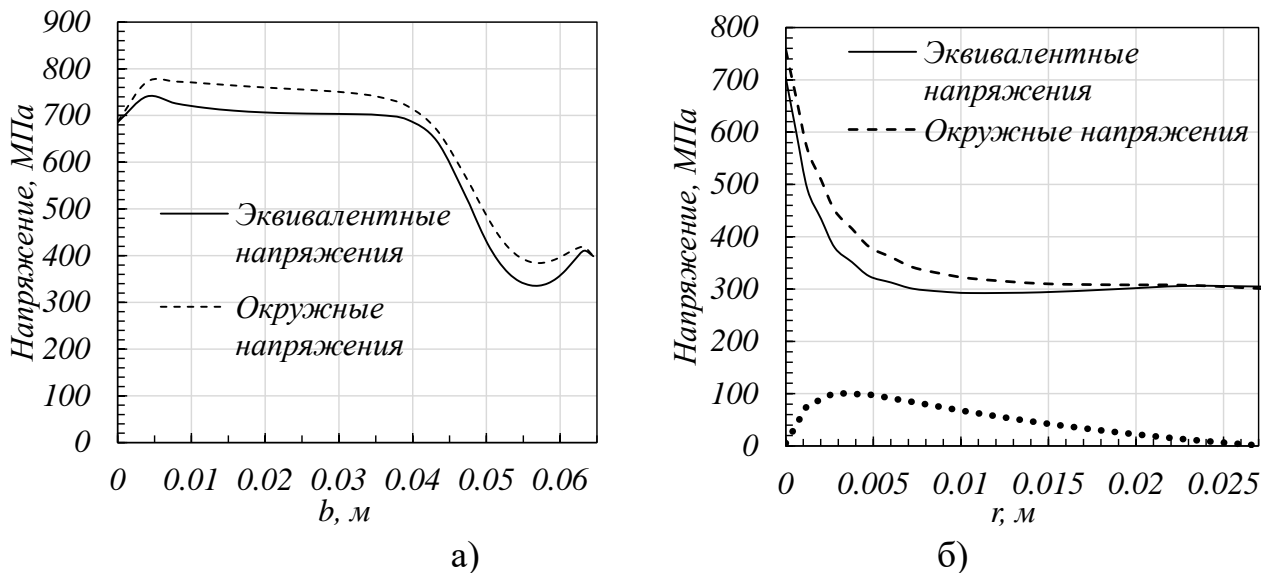


Рисунок 4.5.4 — Распределение напряжений (а) вдоль поверхности отверстия в ступице диска и (б) в радиальном направлении от сквозного отверстия к центральному отверстию

Выбор геометрии и схемы нагружения ИМ

Устранив выступающий с торца ступицы бурт (рис. 4.5.3а), при условии сохранения подобия эксплуатационного НДС в области отверстия, можно существенно упростить реализацию испытаний ИМ. Был проведен дополнительный численный расчет рассматриваемого диска без бурта. Сравнение напряжений в диске с буртом и без бурта представлено на (рис. 4.5.5). Из рассмотрения значений напряжений в диске без бурта можно заметить, что напряжения на поверхности отверстия несколько выросли, но качественно не изменились. Формы кривых распределений подобны как на поверхности отверстия, так и в радиальном направлении. На основе анализа НДС диска турбины, в качестве имитационной модели ступицы диска турбины можно рассмотреть геометрию с одним сквозным отверстием без бурта. Значение нагрузки, которую необходимо приложить к ИМ во время испытаний, можно определить путем численного расчета, методом приближений до достижения в исследуемом сечении ИМ напряжений, соответствующих напряжениям объекта исследования.

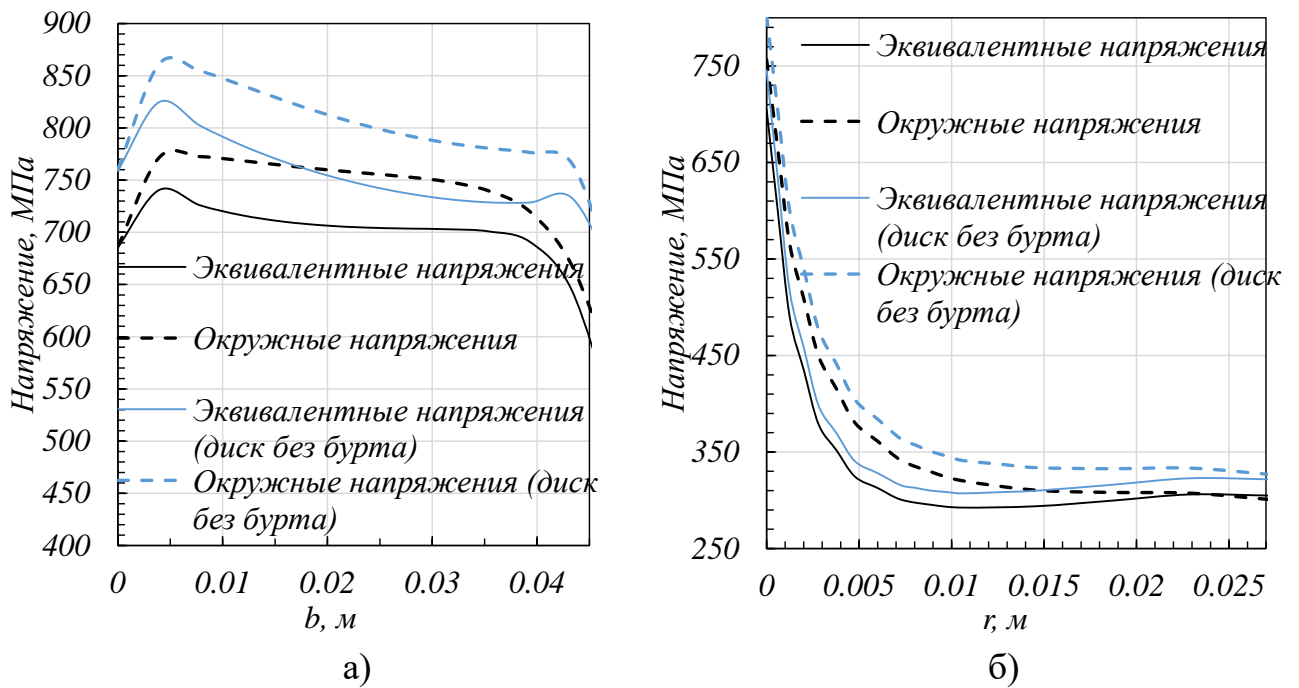


Рисунок 4.5.5 — Сравнение напряжений (а) вдоль поверхности отверстия и (б) в «живом» сечении ступичной части в диске при наличии и отсутствии бурта

Основным механизмом разрушения в ступичной области дисков турбин является малоцикловая усталость при повышенной температуре [4,43]. При проведении испытаний следует учесть также длительное пребывание материала диска под нагрузкой в эксплуатации, что в совокупности с прочими условиями приводит к влиянию ползучести [4,43]. Взлетный режим, имеющий наиболее негативное влияние на ресурс двигателя, на практике ограничен несколькими минутами для выполнения запланированной траектории взлета. Следовательно, требуется обеспечить выдержку приложенной к ИМ нагрузки по времени при ее максимальном значении. Ступичная область диска турбины с центральным отверстием в полетном цикле испытывает только напряжения растяжения. Форма цикла нагружения для испытаний ИМ принимается треугольной и трапециевидной при $R = 0.1$.

Согласно сделанным выше выводам, в дополнение к конфигурации ИМ с дополнительным концентратором напряжений (рис. 4.5.1б), далее в работе рассмотрены различные способы нагружения и конфигурации геометрий ИМ (рис. 4.5.6) [37].

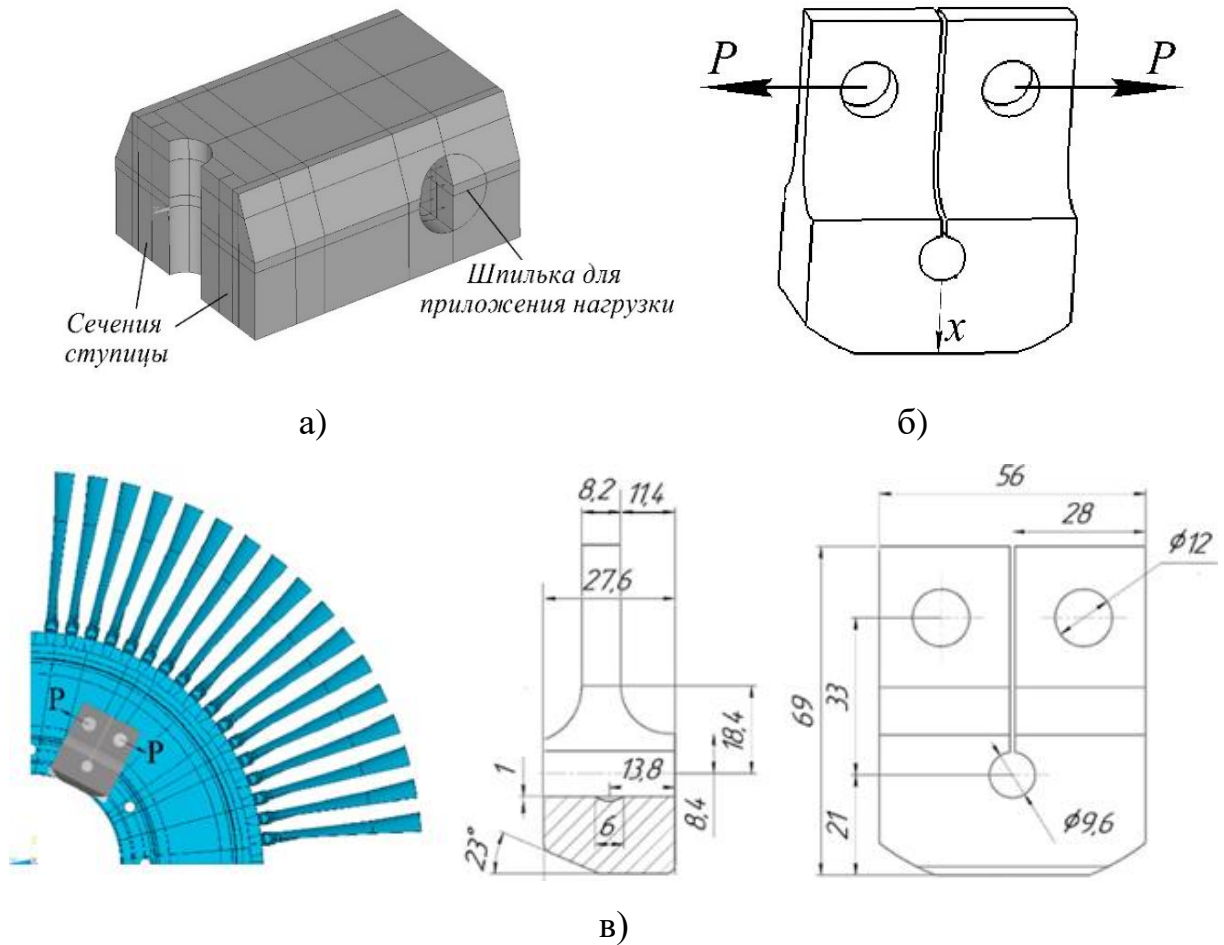


Рисунок 4.5.6 — Конфигурации рассматриваемых имитационных моделей (а) на растяжение и (б,в) ВЦРС с начальным полуэллиптическим надрезом

Был проведен численный расчет предложенного авторами [46] способа испытания ИМ (рис. 4.5.16). Вследствие отсутствия в работе [46] конкретных указаний по размеру и расположению дополнительного отверстия, расчетные модели были построены при различных отдалениях H (рис. 4.5.16) дополнительного отверстия 4 от конструктивного отверстия в диске 2, при различных диаметрах D дополнительного отверстия. Рассчитанные конфигурации и условия нагружения показаны в таблице 4.5.1. Условия симметрии модели позволяют перейти от полноразмерной геометрии к ее половине с ограничением перемещений в плоскости симметрии. Все расчетные модели имеют следующие размеры: ширина «живого» сечения $l = 0.046$ м, высота сечения в срединной плоскости $h = 0.027$ м, расстояние от оси отверстия

для приложения нагрузки 3 до оси отверстия 2 $Z = 0.055$ м, радиус отверстия 2 $R = 0.008$ м.

Таблица 4.5.1 — Конфигурации расчетных моделей

Номер конфигурации	H , м	D , м	P , кН	Количество узлов сетки
1	Без дополнительного концентратора		30.246	64900
2	0.009	0.004	28.426	81549
3	0.0065	0.004	27.333	100109
4	0.004	0.004	26.103	84272
5	0.009	0.008	27.633	75536

Напряженное состояние на поверхности отверстия для всех конфигураций идентично и приближено к НДС диска. Расчет конфигурации 1 без дополнительного отверстия подтверждает расхождение напряженного состояния (кривая 1, рис. 4.5.7а,б) с диском начиная с 0.002 м отдаления от отверстия в радиальном направлении.

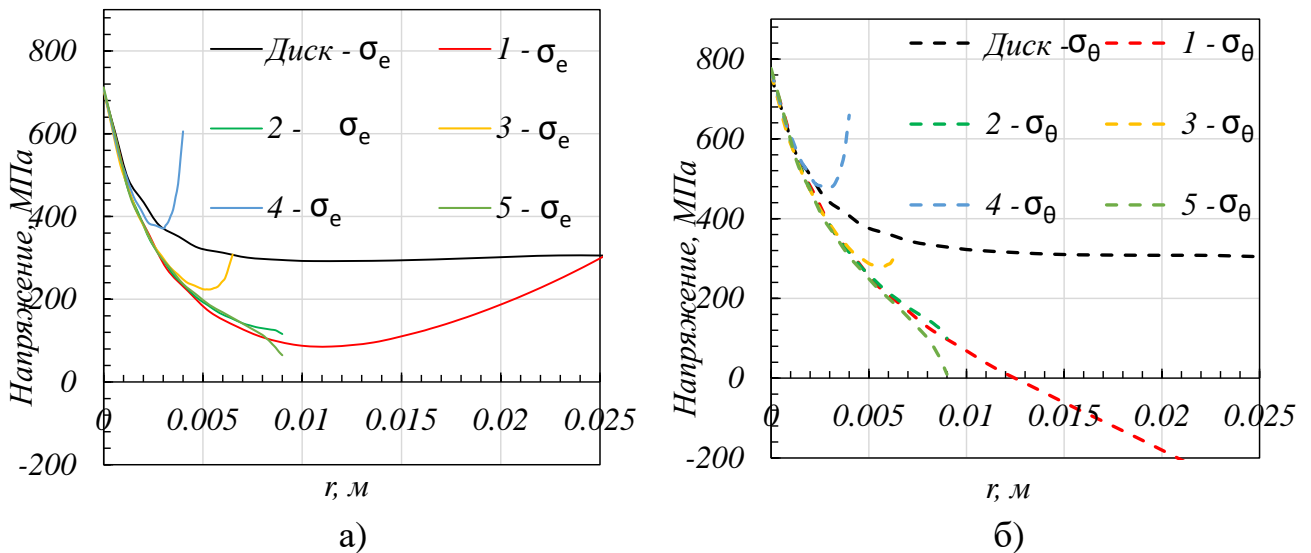


Рисунок 4.5.7 — (а) Эквивалентные и (б) окружные напряжения в сечении ИМ для конфигураций ВЦРС 1-5 (таблица 4.5.1)

Значение растягивающих напряжений в области дополнительного отверстия в схемах 2,5 настолько низкое, что ощутимой концентрации напряжений не происходит. В схемах 3,4 дополнительный концентратор

смещен ближе к отверстию. Однако, сходство напряжений перед зоной концентрации не обеспечивается. Также очевидно, что напряжения в «живом» сечении образца с дополнительным отверстием будут завышаться пропорционально распространению трещины к дополнительному отверстию, а при большем распространении произойдет преждевременное разрушение образца.

Сечение полотна диска (выше сквозного отверстия) в истории эксплуатации разрушалось за 4 полетных цикла после разрушения ступичной части [43], что ожидаемо произошло бы и с другим диском при подобном типе повреждений. В связи с этим, для обеспечения точности определения количества циклов нагружения до разрушения, нет необходимости в сохранении сечения полотна в геометрии ИМ. Однако, для устранения изгиба модели при растяжении, необходимо, чтобы сечения в ступичной части и над отверстием были симметричны. Таким образом, учитывая вышеупомянутые требования, была спроектирована и рассчитана ИМ на растяжение (рис. 4.5.6а). Соответствие общему эксплуатационному НДС в рассматриваемом сечении диска обеспечивается при растягивающей нагрузке $P = 616$ кН. Данная конфигурация показала максимально близкое к эксплуатационному подобию напряжений в радиальном направлении (рис. 4.5.8а,б).

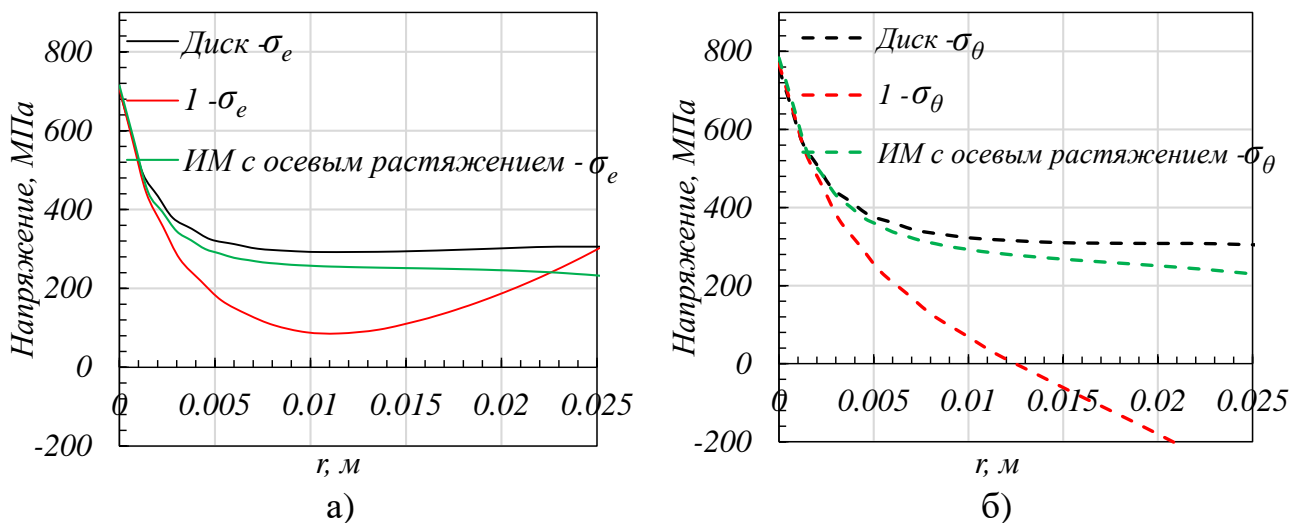


Рисунок 4.5.8 — (а) Эквивалентные и (б) окружные напряжения в сечении ИМ

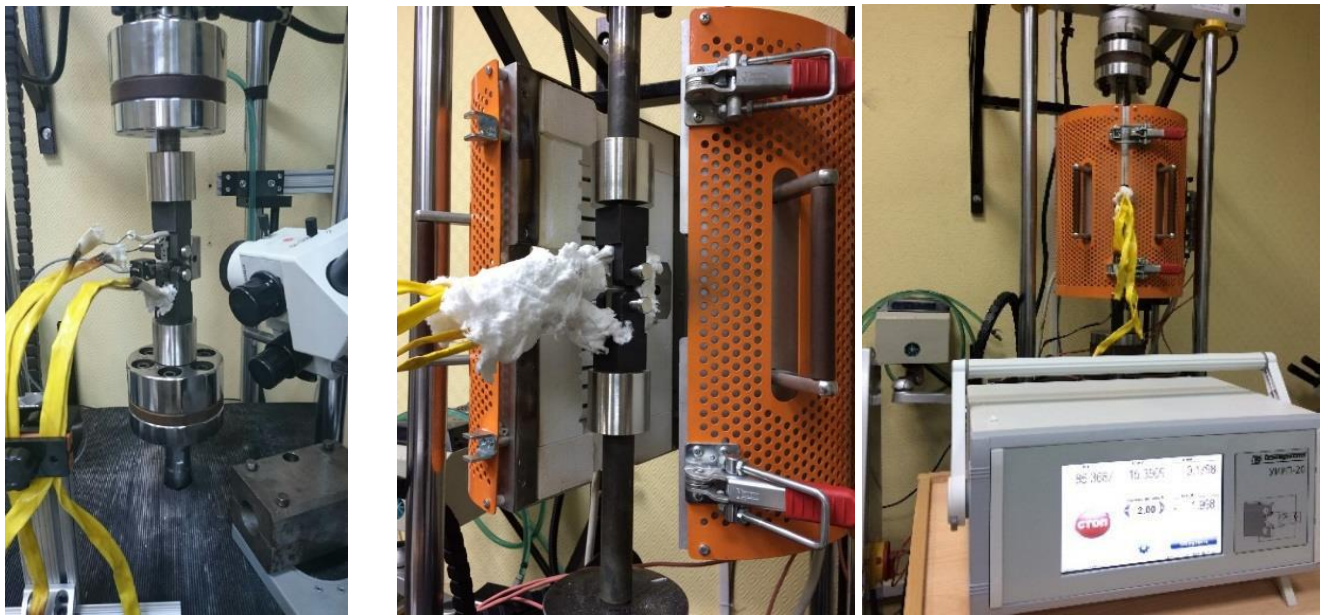
Возможность улучшить подобие НДС эксплуатационному при испытании ИМ по схеме внецентренного растяжения-сжатия (схема 1) может быть достигнута с помощью программно-блочного изменения нагрузки по мере продвижения трещины к центральному отверстию под вал в диске турбины. В результате численных расчетов по методу конечных элементов определяются нагрузки $P_0 < P_i < P_n$, при приложении которых НДС в области сквозного отверстия имитационной модели диска турбомашин будет соответствовать НДС полноразмерного диска турбины. Для повышения напряжений в ИМ до значений эксплуатационных напряжений в диске турбомашин, к ИМ предложено прикладывать ступенчатые нагрузки $P_0 < P_i < P_n$ [37,57]. Таким образом, обеспечивается соответствие напряжений в сечении диска и ИМ на большей глубине фронта трещины в испытании. Погрешность может быть отнесена в запас прочности.

Трещины имеют три стадии развития: стадия зарождения, роста и окончательного разрушения. В зависимости от поставленных задач, проводятся испытания для каждой из этих стадий.

Для определения количества циклов нагружения до начала распространения трещины, оптимальным вариантом имитационного моделирования будет конфигурация с внецентренным растяжением-сжатием ИМ без исходного надреза. Несмотря на снижение напряжений по направлению к центральному отверстию начиная с отдаления в 0.002 м от отверстия, в этой конфигурации ИМ достаточно точно воспроизводится НДС диска турбомашин в окрестности рассматриваемого отверстия.

Практика проведения испытаний для определения скорости роста трещин предполагает нанесение исходного надреза и предварительной усталостной трещины. Связка рассмотренной конфигурации 1 с начальным полуэллиптическим надрезом (таблица 4.5.1, рис. 4.5.6б) и блок-программным увеличением нагрузки является наиболее простым и доступным способом испытания на скорость роста трещины ступичной области диска турбомашин, имеющей концентраторы напряжений в виде сквозных отверстий.

Испытания ИУ и взаимодействия усталости и ползучести проведены на воздухе при комнатной температуре (рис. 4.5.9а) и в закрытой высокотемпературной трехзонной печи (рис. 4.5.9б) при температуре 650 °С. Метод разности потенциалов [42,230] применен для измерений текущего размера трещины при повышенной температуре, и совместно с визуальным наблюдением через оптический микроскоп при комнатной температуре.



а)

б)

Рисунок 4.5.9 — Испытание ИМ диска турбины при (а) комнатной и (б) повышенной температуре

Чтобы определить текущий размер трещины, в конце каждого испытания сигнал падения потенциала калибровался по начальной и конечной длинам трещины, а также по маркерам (рис. 4.5.10) промежуточных положений фронта трещины на разрушенной поверхности.

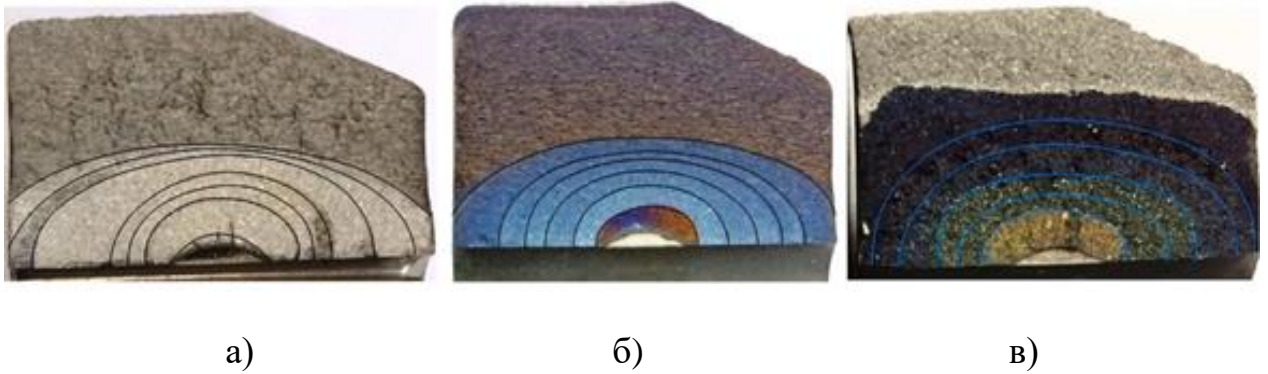


Рисунок 4.5.10 — Положения фронтов трещин в испытанных ИМ при (а) усталости в нормальных условиях, (б) усталости при повышенной температуре и (в) взаимодействии усталости и ползучести

На поверхности разрушения ИМ были получены положения фронтов развивающихся трещин (рис. 4.5.10). Тщательный анализ поверхности разрушения с использованием оптического микроскопа позволил определить размеры трещины – глубину a в радиальном направлении диска и длину на поверхности отверстия c , и установить их зависимости от относительной разности потенциалов. По фиксированным во время испытаний значениям разности потенциалов были построены кривые изменения размеров трещин в координатах « $a - N$ » и « $c - N$ » для испытанных при комнатной и повышенной температурах ИМ (рис. 4.5.11), по которым в дальнейшем будут построены диаграммы скорости роста трещин. Установлено существенное влияние температуры испытаний на остаточную долговечность ИМ. При подобие формы и траектории нагружения остаточная долговечность при температуре $650\text{ }^{\circ}\text{C}$ уменьшилась более чем на порядок, что свидетельствует о существенном ухудшении свойств материала при повышении уровня температуры.

Расчеты МКЭ выполнены с использованием экспериментальных полуэллиптических фронтов трещин в численных моделях ИМ (рис. 4.5.12) для различных температур с целью определения полей НДС в условиях нагружения.

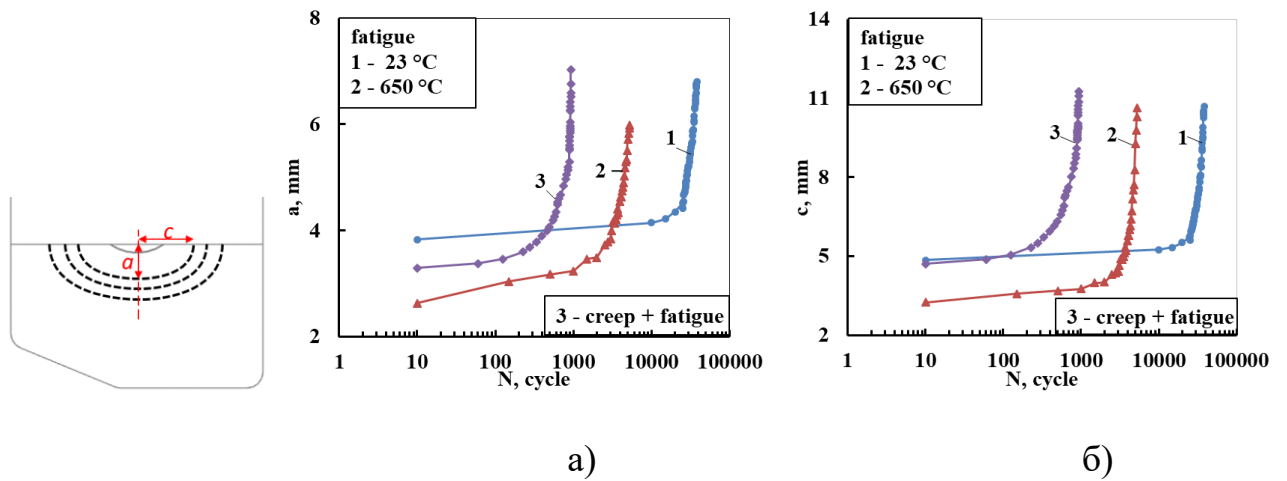


Рисунок 4.5.11 — Рост трещин в ИМ при различных условиях нагружения по (а) глубине и (б) длине трещины

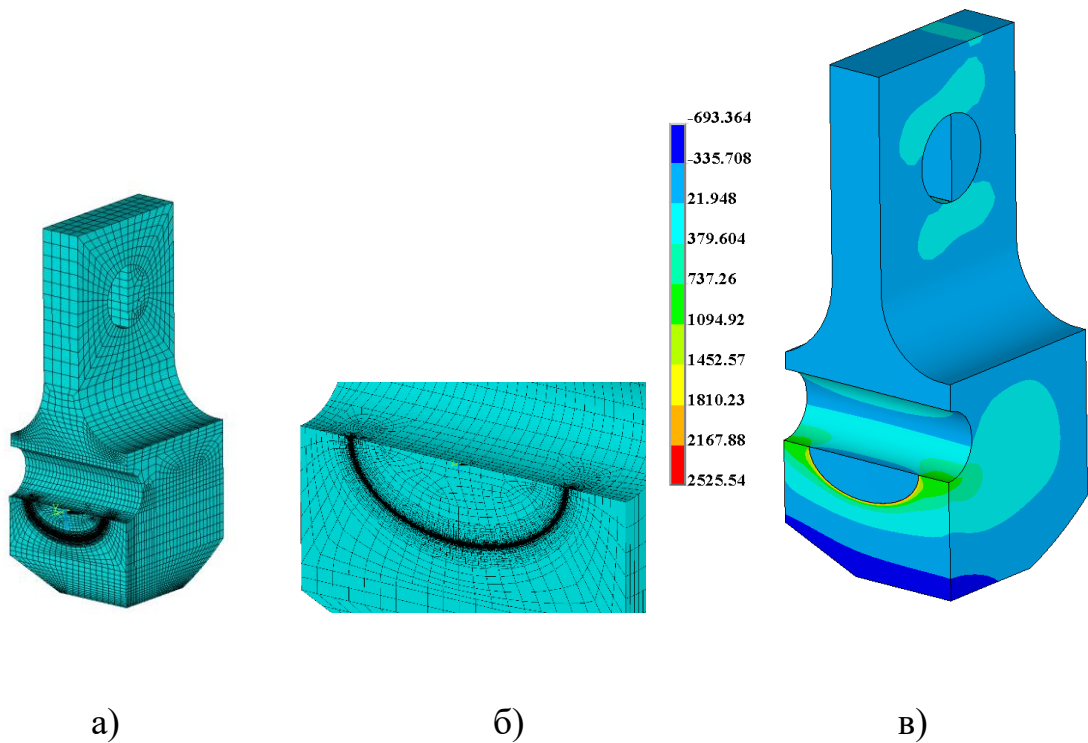


Рисунок 4.5.12 — (а, б) сетка КЭ и (в) распределение эквивалентных напряжений в ИМ с поверхностной трещиной

На рис. 4.5.13 [204] показано поведение упругих КИН в ИМ, испытанных при гармоническом и трапециевидном цикле нагружения в условиях комнатной и повышенной температуры. На рис. 4.5.13г показаны распределения КИН ползучести для условий испытания при трапециевидном цикле с поддержанием

постоянной максимальной нагрузки. Линии 1, 2 и 3 на каждом графике рис. 4.5.13 относятся к нагрузке $P = 10.2$ кН, а линии 4, 5 и 6 соответствуют нагрузке $P = 13.57$ кН. Поверхность отверстия ИМ соответствует значению $\bar{R} = 0$ на рисунках. Отметим, что распределения всех параметров сопротивления разрушению на рис. 4.5.13 показывают максимум в окрестности выхода трещины на поверхность сквозного отверстия.

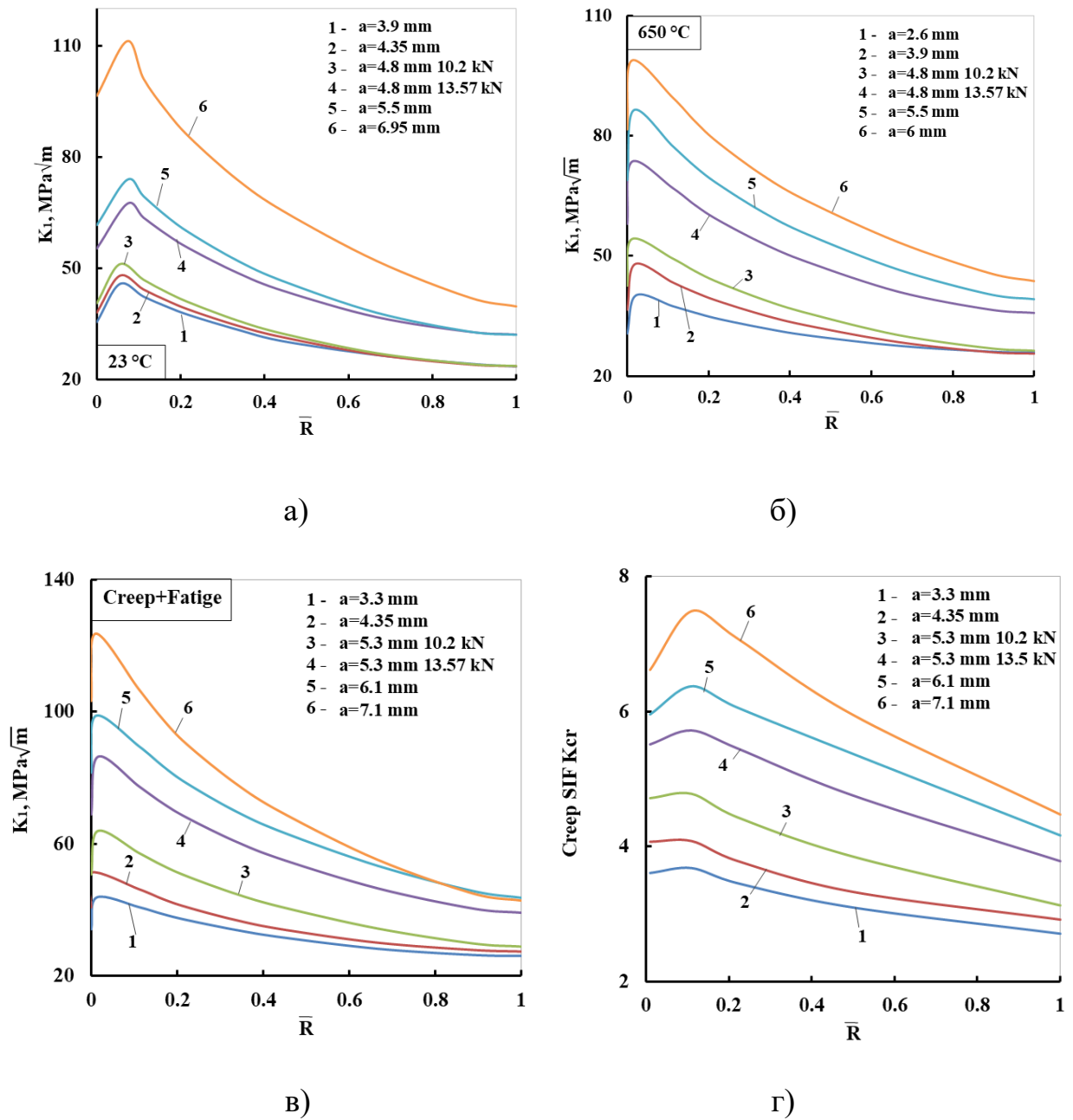


Рисунок 4.5.13 — Распределение параметров (а,б,в) упругого и (г) нелинейного сопротивления разрушению вдоль фронта трещины в ИМ

На рис. 4.5.14 видно, что скорость роста трещин при усталости и взаимодействии ползучести и усталости увеличивается с переходом на повышенный уровень нагрузки. Причем скорость роста трещины на каждом уровне нагрузки аналогична процессу нагружения с постоянной амплитудой нагрузки. Диаграммы усталостного разрушения для каждой отдельной приложенной нагрузки $P = 10.23$ кН и $P = 13.57$ кН образуют одну общую кривую при соответствующей температуре [204]. Исключением является диаграмма чистой усталости при комнатной температуре 23 °С, на которой участок с нагрузкой $P = 10.23$ кН находится в околопороговой области упругого КИН. Показанные на рис. 4.5.14 тенденции в целом согласуются с встречающимся в литературе описанием поведения сплавов на основе никеля. Сравнение диаграмм для различных условий нагружения показывает, что по мере увеличения упругого КИН наблюдается постепенное увеличение скорости роста трещины от линейного закона для взаимодействия усталости и ползучести в сравнении с условиями гармонического нагружения.

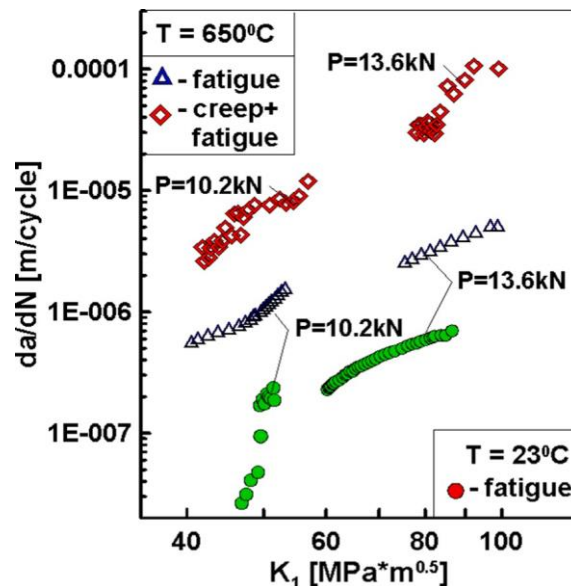


Рисунок 4.5.14 — Зависимость скорости роста трещин от упругого КИН в условиях усталости и взаимодействия усталости и ползучести

Зависимости упругого КИН и параметра РВ также используются для интерпретации данных скорости роста трещины на поверхности отверстия по ИУ (рис. 4.5.15) при повышенной температуре 650 °С.

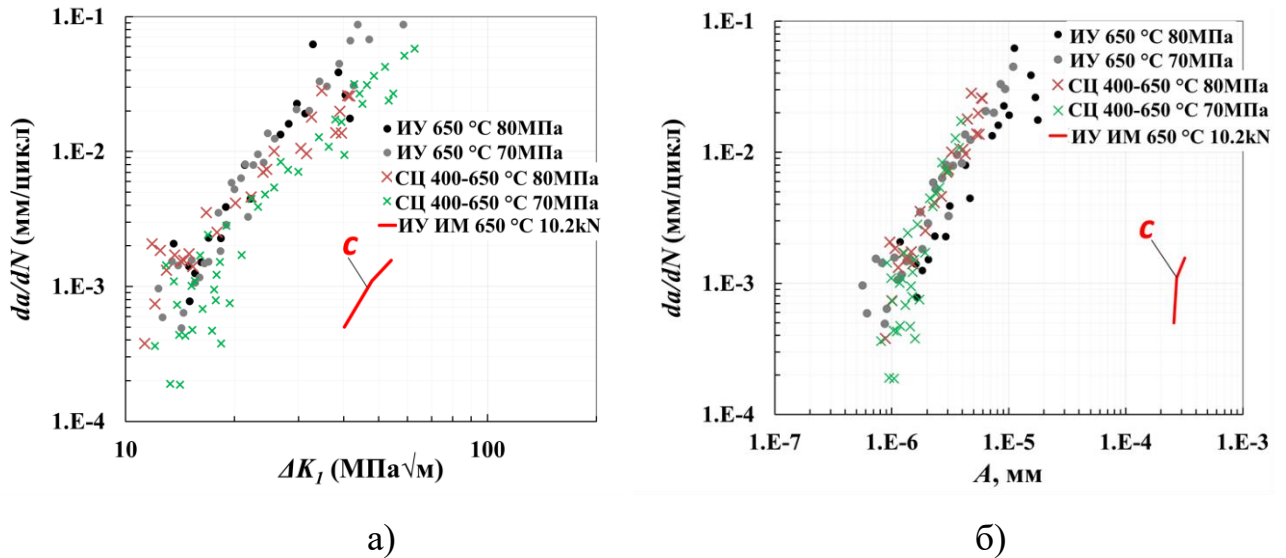


Рисунок 4.5.15 — Интерпретация результатов по скорости роста трещины в SENT образце и ИМ в зависимости от (а) упругого КИН и (б) параметра РВ A

В настоящем разделе работы описаны предложенные [48,37,57,204] конфигурации и условия испытаний ИМ диска турбины авиационного газотурбинного двигателя с начальными дефектами для анализа скорости роста трещин при повышенных температурах. Особый интерес представляет использование параметра разрушающего воздействия A для интерпретации усталостного роста трещины в элементе диска турбины. Описанный метод испытаний позволяет воспроизводить приближенное к эксплуатационному НДС, поврежденность в критических зонах ступицы дисков турбомашин и определять их остаточную долговечность.

В работе решалась задача разработки и реализации расчетно-экспериментального метода оценки характеристик циклической трещиностойкости сплава на основе никеля ХН73МБТЮ в условиях ИУ и ТМУ. Ранее в работах других авторов не было представлено подробного рассмотрения температурного поля, как следствия моделирования источников нагрева и

охлаждения. Авторами [89] численно получено поле температуры и напряжений в образце при индукционном нагреве и конвективном охлаждении путем подбора граничных условий до совпадения с измеренными термопарами значениями температуры. Таким образом, метод нагрева и охлаждения не был смоделирован. При интерпретации результатов по скорости роста трещины и прогнозирования остаточной долговечности подробно учтено переменное неоднородное температурное поле образца, сдвиг фазы нагрузки и температуры и влияние всей совокупности факторов на общее НДС. В отличие от известных в литературе полей температуры, полученных путем ручного подбора граничных условий на поверхности образца, численный мультифизический анализ в сопряженной постановке позволил получить поля температуры в SENT образце, как следствие моделирования использованного в проведенных ТМУ испытаниях способа нагрева и охлаждения. Полученные в рамках сопряженного численного анализа поля температуры существенно отличаются от известных в литературе полей, полученных в рамках упрощенного расчета в подобных условиях испытаний, а также более приближены к измеренным в испытаниях полям температуры.

Выявлены существенные отличия в скорости роста трещины между условиями воздействия гармонического циклического нагружения с треугольной формой нагрузки, трапециевидным циклом нагружения с участком поддержания максимальной нагрузки при повышенной температуре, а также между синфазным и противофазным циклами термомеханического нагружения. Полученные результаты в частных случаях не противоречат известным в литературе данным.

Для практического метода оценки характеристик сопротивления циклическому разрушению материала и прогнозирования его остаточной долговечности необходимо в первую очередь учитывать доминирующие факторы влияния, совокупное влияние и кинетику напряженно-деформированного и температурного состояния. В текущей работе сформулирован и рассчитан параметр разрушающего воздействия на основе величин численно полученной плотности энергии деформации перед вершиной трещины во время изотермического и ТМУ

нагружения для интерпретации экспериментальных данных и прогнозирования распространения усталостной трещины.

ВЫВОДЫ

В результате выполненной работы разработан расчетно-экспериментальный метод исследования развития трещин для условий изотермического и нестационарного теплового состояния материала при циклическом механическом нагружении и представлено обоснование прогнозирования и интерпретации результатов в терминах введенного параметра разрушающего воздействия. Основные результаты исследования состоят в следующем:

1. Разработана методика расчетно-экспериментального исследования роста трещин в условиях термомеханической усталости при синфазной и противофазной форме цикла деформирования.

2. Выполнены расчетно-экспериментальные исследования влияния вида нагружения и температуры на характеристики циклической трещиностойкости жаропрочного никелевого сплава ХН73МБТЮ.

3. Разработан метод и реализован алгоритм численного сопряженного мультифизического анализа циклического механического нагружения при нестационарном температурном состоянии материала в условиях индукционного нагрева и конвективного воздушного охлаждения.

4. Выполнены параметрические исследования и сформирована структура полей напряженно-деформированного состояния в вершине трещины для условий ТМУ с учетом сдвига фаз.

5. Введен и обоснован параметр разрушающего воздействия для интерпретации и прогнозирования эффектов совместного влияния нестационарного теплового состояния и нелинейного циклического деформирования материала на скорость роста трещины. Отклонение прогнозных данных от эксперимента составило в среднем около 20 % от общей долговечности на стадии роста трещины.

6. Представлена оценка развития трещин в диске турбины авиационного двигателя на основе имитационного моделирования.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Итоги выполненного исследования и рекомендации

Предложен и реализован новый подход к исследованию скорости развития трещин в материалах при нестационарном температурном состоянии и циклическом механическом нагружении на основе экспериментов, численного мультифизического сопряженного анализа и параметра разрушающего воздействия.

В результате расчетно-экспериментального исследования установлены закономерности и особенности развития трещин при нестационарном температурном состоянии материала в условиях индукционного нагрева и конвективного воздушного охлаждения. Обнаружены и описаны особенности различных циклов ИУ и ТМУ нагружения по отношению к состоянию, соответствующему наибольшему разрушающему воздействию материала перед вершиной трещины.

В результате сопряженных мультифизических численных расчетов были найдены распределения параметров НДС, параметра и коэффициента разрушающего воздействия, и их поведение при распространении трещины для различных сочетаний фазы нагрузки и температуры.

На основе корреляции скорости роста трещин при ИУ и ТМУ с интегральной оценкой нормированной ПЭД, был предложен и обоснован метод интерпретации и прогнозирования роста трещин на основе параметра разрушающего воздействия A . Определен тип связи между скоростью роста трещины da/dN и параметром A в виде степенной функции по типу закона Пэриса. Предложенная феноменологическая модель обеспечивает прогнозирование распространения трещин с учетом совместного влияния нагрузки и температуры. Наблюдаемое согласие между экспериментальными данными и результатами прогнозирования в условиях ИУ и ТМУ является обоснованием введения параметра разрушающего воздействия.

Перспективы дальнейшей разработки темы

Реализованный в работе подход к расчетно-экспериментальному исследованию позволяет учитывать дополнительные физические явления, оказывающие влияние на характеристики циклической трещиностойкости. Дальнейшее развитие представленного направления исследований предполагает введение в формулировку предложенной модели дополнительных параметров, обусловленных накоплением повреждений, диффузией кислорода и особенностями структуры материалов. Это позволит существенно расширить область применимости условий нагружения. Введенные коэффициент разрушающего воздействия Q и параметр разрушающего воздействия A имеют потенциал для внедрения в CAE приложения на стадии роста трещин в конструкционных материалах и элементах конструкций.

СПИСОК СОКРАЩЕНИЙ И УСЛОВНЫХ ОБОЗНАЧЕНИЙ

a	длина трещины
A	параметр разрушающего воздействия
$A_i^{I,II,III}, B_j^{I,II,III}$	параметры сетки
B^*	размер образца
C	модуль упрочнения кинематической модели
C_1, C_2	характеристики материала
C_3, C_4	характеристики условий нагружения
C_p	размерный коэффициент закона Пэриса
C^*	независящий от пути интегрирования C -интеграл
C_f^*	параметр материала
C_{ff}	характеристика материала
C_t	осредненный по времени параметр, модификация C^* интеграла
C_p	удельная теплоемкость
$d_{1,2,3}$	размеры конечного элемента
e	число Эйлера
E	модуль упругости
E'	эффективный модуль упругости
f^*	частота
f	тарировочная (поправочная) функция
\tilde{F}	сечение проводника
G	модуль сдвига
G'	скорость энерговыделения
G_k	генерацию кинетической энергии турбулентности из-за градиентов средней скорости
G_ω	генерацию удельной скорости диссипации кинетической энергии турбулентности
h_c	коэффициент теплопередачи
H	магнитное поле
I_{ij}	значение результата
I_T	общий ток в проводнике
j_c	плотность электрического тока
J_{cy}	циклический J_{cy} -интеграл
J_{eff}	эффективный J_{eff} интеграл
J	J -интеграл
k	удельная электропроводность
K_I	упругий коэффициент интенсивности напряжений
$K_{I_{max}}$ и $K_{I_{min}}$	максимальное и минимальные значение упругого КИН
$\Delta K_{I_{th}}$	порог роста усталостной трещины

K_{fc}	циклическая вязкость разрушения
K_{eq}	эквивалентный КИН
K, K_{σ} и K_{ϵ}	амплитуда, пластический коэффициент интенсивности напряжений и деформаций
K_{IC}	вязкость разрушения для надреза конечного размера (инициирующий разрушение критический КИН)
K_{I0C}	критического коэффициента интенсивности напряжений при монотонном нагружении, при котором начинается монотонный рост трещины
K_{cv}	зависимая от времени и температуры величина вязкости разрушения материала (без острой трещины), в условиях пренебрежимо малого влияния оксидации (1.3.2)
$\Delta K_{I,eff}$	диапазона упругого эффективного КИН Ньюмана
K_R^W	остаточный КИН
K_{max}^{OL}	значение упругого КИН в момент перегрузки
K_M^P	пластический КИН для смешанного режима нагружения
K_{cr}	амплитуда сингулярности в виде напряжения ползучести, коэффициент интенсивности напряжений ползучести
ΔK_{ϵ}	диапазон коэффициента интенсивности деформации
ΔK_{eff}	диапазон эффективного коэффициента интенсивности деформации
L	характеристическая длина образца с трещиной
L_c	характеристическое расстояние
m	безразмерный коэффициент закона Пэриса
M_P	пластический параметр смешанности моды разрушения
n	показатель деформационного упрочнения
n_{crs}	показатель степенного закона Нортона
n_{sk}	количество слоев сетки элементов в скин-слое
N	циклы нагружения
N_f	долговечность
P	нагрузка
q_y	постоянная уравнения Яремы-Микитишина
Q_a	энергия активации
Q	коэффициент РВ
r	полярная координата (расстояние перед вершиной трещины)
r', r''	координаты первого и второго экстремумов ПЭД
Δr_j	локальный интервал области перед вершиной трещины
r_P^*	размер зоны пластической деформации в вершине трещины по модели Ирвина
r_c	циклическая пластическая зона
r_{cr}	критическое расстояние
r_m	зона монотонной пластичности
R	коэффициент асимметрии номинальной нагрузки

R_σ	локальный коэффициент асимметрии напряжений
R_ε	локальный коэффициент асимметрии деформаций
R_u	универсальная газовая постоянная
\hat{s}	сегмент угловой длины
s'	девиатор напряжений
S_{ij}	критерий чувствительности
S_{ij}^o	относительная реакция результата
S_{ij}^{in}	относительное изменение значений параметров расчетной модели
\tilde{S}_d	безразмерная функция девиатора напряжений
S_e	коэффициент плотности энергии деформации
S_{cr}	критическое значение коэффициента плотности энергии деформации
S_r	редуцированное напряжение
S	нормированный эффективный независящий от температуры КИН
S_C	критическое в рассматриваемом цикле значение параметра S
S_M	максимальное в рассматриваемом цикле значение параметра S
t	время
T	температура
ΔT	перепад температуры
T_{ref}	температура в начальный момент времени
$T_{пл}$	температура плавления
\hat{T}_i	вектор нормали
U_ε	степень закрытия вершины трещины
u', v', w'	перемещения вдоль осей X, Y и Z
$\{u\}$	вектор перемещений
u_τ	тангенциальная скорость воздуха
v_0	постоянная уравнения Яремы-Микитишина
w	коэффициент черноты
W	ширина образца
X, Y, Z	направления системы координат и координаты
Y_+	безразмерный параметр
y'	расстояние от центра первой ячейки воздушной области до поверхности образца
Z_{OL}	размер пластической зоны в вершине трещины при перегрузке
α	нормированная ПЭД
α_{accum}	нормированная накопленная ПЭД
$\bar{\alpha}_{\Delta r_j}$	нормированная накопленная за цикл ПЭД
$\hat{\alpha}$	обратное напряжение
α_s	зависящий от напряженного состояния коэффициент

α_{th}	коэффициент линейного теплового расширения
β_i^*	коэффициент для высокорейнольдсовой коррекции
γ', γ''	фазы структуры материала
$\gamma_{xy}, \gamma_{yz}, \gamma_{zx}$	компоненты деформаций сдвига
γ_h	скорость убывания модуля упрочнения
Γ	произвольный контур
Γ_k, Γ_ω	эффективная диффузия кинетической энергии турбулентности и удельной скорости диссипации кинетической энергии турбулентности
$\dot{\delta}_c$	скорость деформации (раскрытия берегов трещины)
δ_{sd}	глубина скин-слоя
$\varepsilon_x, \varepsilon_y, \varepsilon_z$	нормальные компоненты деформации
$\{\varepsilon\}_{th}$	вектор тепловой деформации
$\dot{\varepsilon}_{ij}$	тензор скоростей деформации
$\Delta\varepsilon_{eff}$	эффективный диапазон деформаций
ε_{cl}	деформация закрытия трещины
ε_{max}	максимальная деформация цикла
ε_{min}	минимальная деформация цикла
ε_{pl}	пластическая деформация
ε_f	истинная деформация разрушения
$\Delta\varepsilon$	диапазон деформаций
ε_m	среднее значение деформаций цикла
ζ_{cm}	эмпирические константа модели Коффина-Менсона
η_f^*	температурно-независимый параметр материала
η_{C_t}	поправочный коэффициент
θ	полярная координата
θ_l	относительное изменение объема
λ	теплопроводность
λ_l	параметр Ляме
λ_s	сингулярность
Λ	работа внешних сил
μ	динамическая вязкость
μ_p	относительная магнитная проницаемость
μ_m	магнитная проницаемость
ν	коэффициент Пуассона
ν'	эффективный коэффициент Пуассона
ρ	плотность
ρ_r	удельное электрическое сопротивление
$\bar{\rho}$	плотность электрического заряда
σ, σ_{nom}	номинальное напряжение в направлении оси приложения нагрузки

$\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z$	нормальные компоненты напряжений
$\tau_{xy}, \tau_{yz}, \tau_{zx}$	касательные компоненты напряжений
σ_e	эквивалентное напряжение Фон Мизеса
σ_{ij}	компоненты тензора напряжений
σ^∞	величина растягивающего напряжения вдали от вершины трещины
σ_{max}	максимальное напряжение цикла
σ_{min}	минимальное напряжение цикла
σ_u	временное сопротивление
σ_f	истинное напряжение разрушения
$\Delta\sigma$	диапазон напряжений
σ_m	среднее значений напряжений цикла
σ_y	предел текучести
σ_c	напряжение разрушения
σ_0	среднее напряжение при определении констант Нортона
σ_r	радиальная компонента напряжения
σ_θ	окружная компонента напряжения
ϕ^*	период цикла
χ	порог чувствительности
Ψ	функция текучести
ω	плотность энергии деформации
ω_w	угловая частота волны
ω_f	критическое значение ПЭД
$\dot{\omega}$	скорость плотности энергии деформации
ω_{cm}	эмпирические экспонента модели Коффина-Менсона
ВВКО	вынужденное воздушное конвективное охлаждение
ВГД	вычислительная гидродинамика
ВЦРС	внецентренное растяжение-сжатие
ГЦК (FCC)	гранецентрированная кубическая решетка
ИУ (IF)	изотермическая усталость
ИМ	имитационная модель
КИН	коэффициент интенсивности напряжений
КЭ	конечный элемент
КЭМ	конечно-элементная модель
МЦУ	малоцикловая усталость
МнЦУ	многоцикловая усталость
МКЭ	метод конечных элементов
(FEM)	
НДС	напряженно-деформированное состояние
ПЦ	противофазный цикл
(OP, OOP)	
ПЭД	плотность энергии деформации
(SED)	

PВ	разрушающее воздействие
СРТУ	скорость роста трещины усталости
СВМУ	сверхмногоцикловая усталость
СЦ (IP)	синфазный цикл
ТМУ	термомеханическая усталость
ТНД	турбина низкого давления
ТРДД	турбореактивный двухконтурный двигатель
ТЦ	термический цикл
ХРР	Хатчинсон, Райс и Розенгрин
СОD	раскрытие трещины
СТОD	раскрытие вершины трещины
DIC	цифровая корреляция изображений
DCPD	метод падения потенциала постоянного тока
MPYZ	мульти-параметрическая модель пластической зоны
SENT	образец с односторонним надрезом на растяжение

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Александров, А. В. Основы теории упругости и пластичности / А. В. Александров, В. Д. Потапов. Учеб. для строит. спец. вузов. – М.: Высш. шк, 1990. – С. 400.
2. Бакрадзе, М. М. Влияние термической обработки на структуру и свойства новых жаропрочных деформируемых сплавов для дисков турбин ГТД / М. М. Бакрадзе, Б. С. Ломберг, С. В. Овсепян // Самолетостроение России. Проблемы и перспективы: Симпозиум с международным участием, Самара, 02–05 июля 2012 года. – Самара: Самарский государственный аэрокосмический университет им. академика С.П. Королёва (национальный исследовательский университет), –2012. – С. 49-50.
3. Васильев, Б. Е. Прогнозирование циклической долговечности дисков ГТД из сплава ЭИ698-ВД с учетом асимметрии цикла нагружения / Б. Е. Васильев, И. И. Плещеев, С. А. Шибяев, М. Е. Колотников // Вестник УГАТУ. –2020. – Т. 2, № 88. – С. 3-12.
4. Великанова, Н. П. Расчетно-экспериментальное исследование дефектов малоциклового усталости дисков турбин авиационных ГТД большого ресурса / Н. П. Великанова, Л. Р. Ботвина, Г. П. Окатова // Известия высших учебных заведений. Авиационная техника. – 2008. – Т. 4. – С. 34-37.
5. Великанова, Н. П. Влияние длительной эксплуатационной наработки на характеристики долговечности жаропрочных сплавов для деталей турбин / Н. П. Великанова, Н. А. Протасова // Известия высших учебных заведений. Авиационная техника. – 2008. – Т. 3. – С. 41-45.
6. Великанова, Н. П. Статистический анализ результатов экспериментального исследования сопротивления малоциклового усталости жаропрочного сплава ЭИ698-ВД / Н. П. Великанова // Известия высших учебных заведений. Авиационная техника. – 2009. – Т. 4. – С. 25-28.
7. Волков, И. А. Уравнения состояния вязкоупругопластических сред с повреждениями / И. А. Волков, Ю. Г. Коротких. – М.: Физматлит, 2008. – С. 424.

8. Владимиров, С. А. Требования современных методов расчета запасов статической прочности к механическим и прочностным характеристикам материалов ЖРД / С. А. Владимиров, М. А. Кондратенко // Известия МГТУ “МАМИ”. –2015. – Т. 9. – № 1-4. – С. 42-48.
9. Герасимов, А. А. Электромагнитные компоненты преобразователей напряжения / А. А. Герасимов, М. Ю. Кастров // Практическая силовая электроника. –2001. – № 1. – С. 32-38.
10. ГОСТ 23207-78. Сопротивление усталости основные термины. Определения и обозначения. – Введ. 1979-01-01. –М.: 1978. – 49 с.
11. ГОСТ 25.502-79. Расчеты и испытания на прочность в машиностроении. Методы механических испытаний металлов. Методы испытаний на усталость. – Введ. 1981-01-01. –М.: 1979. – 25 с.
12. ГОСТ 25.505-85. Расчеты и испытания на прочность. методы механических испытаний металлов. Метод испытаний на малоцикловую усталость при термомеханическом нагружении. – Введ. 1986-01-01. –М.: 1985. – 10 с.
13. ГОСТ Р 57700.10-2018. Численное моделирование физических процессов. Определение напряженно-деформированного состояния. Верификация и валидация численных моделей сложных элементов конструкций в упругой области. – Введ. 2019-01-01. –М.: 2018. – 12 с.
14. Забелин, А. В. Валидация конечно-элементных моделей и алгоритм её реализации / А.В. Забелин, А.А. Пыхалов // Вестник ПНИПУ. Механика. –2017. – №3. – С.216-233.
15. Зенкевич, О. Конечные элементы и аппроксимация: Пер. с англ. / О. Зенкевич, К. Морган. – М.: Мир, 1986. – С. 318.
16. Зенкевич, О. Метод конечных элементов в технике. Пер. с англ. / О. Зенкевич. – М.: Мир, 1975. – С. 541.
17. Золоторевский, В. С. Механические свойства металлов / В. С. Золоторевский. Учебник для вузов. – М.: Metallurgy, 1983. – С. 352.

18. Зубарев, В. Н. Теплофизические свойства технически важных газов при высоких температурах и давлениях: Справочник / В. Н. Зубарев, А. Д. Козлов, В. М. Кузнецов и др. – М.: Энергоатомиздат, 1989. – С. 232.
19. Колодяжный, В. М. Бессеточные методы в задачах моделирования физических процессов / В. М. Колодяжный, О. Ю. Лисина // Проблемы машиностроения. – 2010. – Т. 13. – № 3. – С. 67-74.
20. Коротких, Ю. Г. Численное моделирование связанных процессов вязкоупругопластического деформирования и разрушения конструкционных материалов (металлов и их сплавов) при механизмах деградации, сочетающих усталость и ползучесть материала / Ю. Г. Коротких, И. А. Волков, И. С. Тарасов, А. И. Волков // Вестник Волжской государственной академии водного транспорта. – 2013. – Т. 34. – С. 19-51.
21. Логунов, А. В. Температуры растворения упрочняющих интерметаллидных фаз в жаропрочных никелевых сплавах [Электронный ресурс] / А. В. Логунов, Н. В. Петрушин, И. М. Хацинская // ВИАМ/1977-197283, 1977. – Режим доступа: <https://viam.ru/public/1977>.
22. Ломберг, Б. С. Взаимосвязь структуры и свойств высокожаропрочных никелевых сплавов для дисков газотурбинных двигателей / Б. С. Ломберг, М. М. Бакрадзе, Е. Б. Чабина, Е. В. Филонова // Авиационные материалы и технологии. – 2011. – Т. 2. № 19. – С. 25-30.
23. Малыгин, Г. А. Аномальный эффект Портвена–Ле Шателье при сегрегации примесей внедрения и замещения на дислокациях / Г. А. Малыгин // Физика твердого тела. – 1992. – Т. 34, № 8. – С. 2356-2366.
24. Масленников, С. Б. Жаропрочные стали и сплавы: справочник / С. Б. Масленников. — М.: Металлургия, 1983. – С. 192.
25. Михеев, М. А. Основы теплопередачи / М. А. Михеев, И. М. Михеева. Изд. 2-е, стереотип. – М., «Энергия», 1977. – С. 344.
26. Мусхелишвили, Н. И. Некоторые основные задачи математической теории упругости / Н. И. Мусхелишвили // М.: Наука, 1966. – С. 708.

27. Мягков, Л. Л. Экспериментальное определение коэффициентов в моделях пластичности и ползучести поршневого сплава / Л. Л. Мягков, С. М. Сивачев, М. П. Гусев // Двигателестроение. – 2020. – Т. 1. № 279. – С. 10-15.
28. Николаев, С. М. Методика уточнения конечно-элементной модели механической системы с помощью анализа чувствительности / С. М. Николаев, И. А. Киселев, В. А. Жулев, П. С. Воронов // Машиностроение и компьютерные технологии. – 2014. – № 12. – С. 819-831.
29. Петрушин, Н. В. Зависимость температур фазовых превращений и структуры жаропрочных никелевых сплавов от температуры нагрева расплавов [Электронный ресурс] / Н. В. Петрушин, Е.Р. Черкасова // ВИАМ/1992-201136. – 1992. – Режим доступа: <https://viam.ru/public/1992>.
30. Протасова, Н. А. Исследование стабильности производства дисков турбин газоперекачивающих агрегатов по механическим свойствам / Н. А. Протасова, Н. П. Великанова, П. Г. Великанов и др. // Известия высших учебных заведений. Авиационная техника. – 2019. – № 4. – С. 138-143.
31. РД 50-345-82. Расчеты и испытания на прочность. Методы механических исследований металлов. Определение характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) при циклическом нагружении / Методические указания. М.: Изд-во стандартов, –1983. – С. 95.
32. Рынденков, Д. В. Температура полного растворения γ' -фазы в жаропрочных никелевых сплавах в зависимости от состояния материала / Д. В. Рынденков, Е. Н. Волкова, А. Н. Астапов // Технология металлов. – 2017. – № 10. – С. 6-11.
33. Серветник, А. Н. Вариант модели Уокера для построения кривой малоциклового усталости с асимметрией жесткого цикла нагружения / А. Н. Серветник // Авиационные двигатели. – 2021. – Т 1. № 10. – С. 39-46.
34. Серенсен, С.В. Несущая способность и расчеты деталей машин на прочность / С. В. Серенсен, В. П. Когаев, Р. М. Шнейдерович. М.: Машиностроение, 1975. – С. 488.
35. Пат. 2685438 С1 Российская Федерация, МПК G 01 M 13/00. Способ определения циклической долговечности вращающейся детали / Серветник А. Н.,

Шадрин Д. В.; заявитель Федеральное государственное унитарное предприятие "Центральный институт авиационного моторостроения имени П.И. Баранова". - № 2018130514 ; заявл. 23.08.2018 : опубл. 18.04.2019.

36. Симс, Ч. Т. Суперсплавы 2: Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок / Ч. Т. Симс, Н. С. Столофф, У. К. Хагеля. в 2 кн.- М.: Металлургия, 1995. – С. 384.

37. Суламанидзе, А. Г. Обоснование геометрии и условий нагружения имитационной модели диска турбины газотурбинного двигателя / А. Г. Суламанидзе, В. Н. Шлянников, Р. Р. Яруллин // Авиац. Техн. – 2021. – № 1. – С. 18-26.

38. Суламанидзе, А.Г. Энергетический параметр сопротивления циклическому разрушению / А. Г. Суламанидзе, В. Н. Шлянников, Д. А. Косов // XIII Всероссийский съезд по теоретической и прикладной механике: сборник тезисов докладов: в 4 т., Санкт-Петербург, 21–25 августа 2023 года / Политех-Пресс, 2023. – С. 710-712.

39. Тимофеев, Н.И. Конструкция и летная эксплуатация двигателя НК-8-2У / Н.И. Тимофеев, М.:Машиностроение, 1978. С. 144.

40. Трусов, П. В. Прерывистая текучесть: модели, основанные на физических теориях пластичности / П. В. Трусов, Е. А. Чечулина // Вестник ПНИПУ. – 2017. – № 1. – С. 134-163.

41. Трусов, П. В. Прерывистая текучесть: физические механизмы, экспериментальные данные, макрофеноменологические модели / П. В. Трусов, Е. А. Чечулина // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. – 2014. – № 3. – С. 186-223.

42. Туманов, А. В. Автоматизация определения характеристик циклической трещиностойкости при смешанных формах деформирования на основе метода разности потенциалов / А. В. Туманов // Труды Академэнерго. – 2014. – № 4. – С. 64-71.

43. Шанявский, А. А. Безопасное усталостное разрушение элементов авиаконструкций : Синергетика в инженерных приложениях / А. А. Шанявский, Уфа: Монография, 2003. – С. 803.
44. Шанявский, А. А. Сверхмногоцикловая усталость - новое понимание предельного состояния элементов конструкций с возрастающим сроком эксплуатации / А. А. Шанявский, Ю. А. Потапенко, М. А. Артомонов // Научный вестник МГТУ ГА. – 2007. – №123. – С. 1-6.
45. Шанявский, А. А. Сверхмногоцикловая усталость алюминиевого сплава Д16Т / А. А. Шанявский, А. Д. Никитин, П. Л. Тъери // Физ. мезомех. –2020. – №3. – С. 43-53.
46. А. с. 1504548 А1 СССР, МПК G 01 N 3/08. Способ испытания материала дисков турбомашин на прочность / И. Н. Шканов, Н. З. Брауде, М.М. Ганиев (СССР). - № 4228837 ; заявл. 13.04.1987 ; опубл. 30.08.1989.
47. Шлянников, В. Н. Вычислительная механика деформирования и разрушения / В. Н. Шлянников, Казань: Изд-во КГЭУ, 2001. – С. 250.
48. Пат. 2730115 С1 Российская Федерация, МПК G 01 М 13/00. Способ испытания на прочность диска турбомашин, имеющего концентраторы напряжений в виде отверстий, и устройство для его осуществления / Шлянников В.Н., Яруллин Р.Р., Суламанидзе А.Г.; заявитель Федеральное государственное унитарное предприятие "Центральный институт авиационного моторостроения имени П.И. Баранова". - № 2020111401 ; заявл. 18.03.2020 : опубл. 17.08.2020. Бюл. № 23.
49. Шлянников, В. Н. Оценка долговечности диска компрессора на основе пластического коэффициента интенсивности напряжений / В. Н. Шлянников, Р. Р. Яруллин, И. С. Иштыряков // Известия высших учебных заведений. Авиационная техника. – 2020. – № 1. – С. 15-24.
50. Шлянников, В. Н. Силовая и деформационная модели поврежденности и разрушения при ползучести / В. Н. Шлянников, А. В. Туманов // Физ. мезомех. – 2018. – Т. 3. – С. 70-85.

51. Шлянников, В. Н. Сопротивление разрушению материалов и элементов конструкций при смешанных формах деформирования : дис. ... д-ра. техн. наук : 01.02.04 / Шлянников Валерий Николаевич. – М., 1993. – 348 с.
52. А. с. 1227974 А1 СССР, МПК G 01 N 3/00. Способ испытания материала дисков турбомашин на прочность / В. Н. Шлянников, И. Н. Шканов (СССР). - № 3803584 : заявл. 16.10.1984 : опубл. 30.04.1986.
53. Чабина, Е. Б. Влияние эксплуатационных факторов на состояние поверхностей раздела в материале высокожаропрочных никелевых сплавов для дисков ГТД / Е. Б. Чабина // Труды ВИАМ. – 2015. – Т. 8. – С. 2.
54. Яковлева, А. А. Влияние легирующих элементов на морфологию и тип карбидов, формирующихся в низколегированных хромомолибденовых сталях / А. А. Яковлева // XVI международная научно-техническая Уральская школа-семинар металлосведов-молодых ученых. Екатеринбург, 7-11 декабря 2015 : сборник научных трудов. — Екатеринбург : Издательство Уральского университета. –2015. – Ч. 2. – С. 49-52.
55. Ярема, С. Я., Микитишин С.И. Аналитическое описание диаграммы усталостного разрушения материалов / С. Я. Ярема, С. И. Микитишин // Физико-химическая механика материалов. – 1975. – Т. 6. – С. 47-54.
56. Яруллин, Р. Р. Разработка и численное обоснование имитационной модели замкового соединения диска компрессора ГТД / Р. Р. Яруллин, И. С. Иштыряков // Труды Академэнерго. – 2018. – Т. 4. – С. 89-99.
57. Яруллин, Р. Р. Развитие трещины в имитационной модели диска турбины ГТД при эксплуатационных условиях нагружения / Р. Р. Яруллин, В. Н. Шлянников, А. Г. Суламанидзе // Вестник ПНИПУ. Механика. - 2021. – Т. 2. С. 203-217.
58. Ansys Theory Reference for the Mechanical APDL and Mechanical Applications Release 12.0. [Электронный ресурс]. – Режим доступа: http://dl.mycivil.ir/reza/ans_thry.pdf.
59. Ansys Academic Research System Coupling 2021 R1, Help System, System Coupling User's Guide, System coupling's mapping capabilities, ANSYS, Inc. [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <https://ansyshelp.ansys.com>.

60. Ansys Academic Research Electronics, Release 2021 R1, Help System, Maxwell Help, Solution Process for an Eddy Current Solution, ANSYS, Inc. [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <https://ansyshelp.ansys.com>.
61. Ansys Academic Research Mechanical APDL 2021 R1, Release 21.1, Help System, Mechanical User's Guide, Stress and strain, ANSYS, Inc. [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <https://ansyshelp.ansys.com>.
62. Ansys Academic Research Mechanical APDL 2021 R1, Release 21.1, Help System, Material Reference, Rate-Independent Plasticity, ANSYS, Inc. [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <https://ansyshelp.ansys.com>.
63. Ansys Academic Research Fluent, Release 2021 R1, Help System, Fluent Theory Guide, Overview of flow solvers, ANSYS, Inc. [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <https://ansyshelp.ansys.com>.
64. Ansys Academic Research Fluent, Release 2021 R1, Help System, Fluent Theory Guide, Shear-Stress Transport (SST) $k-\omega$ Model, ANSYS, Inc. [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <https://ansyshelp.ansys.com>.
65. Ansys Academic Research Fluent, Release 2021 R1, Help System, Fluent User's Guide, Checking the Mesh Quality, ANSYS, Inc. [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <https://ansyshelp.ansys.com>.
66. ASTM Standard E647-15a. Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates. –2015. – 03.01. P. 52.
67. ASTM E2368-10. Standard Practice for Strain Controlled Thermomechanical Fatigue Testing. –2017. – 03-01. – P. 8.
68. ASTM E606-04. Standard Practice for Strain-Controlled Fatigue Testing. –2021. – 03-01. – P. 16.
69. ASTM E467-2008. Standard practice for verification of constant amplitude dynamic forces in an axial fatigue testing system. –2021. – 03-01. – P. 11.
70. ASTM E4-21. Standard Practices for Force Calibration and Verification of Testing Machines. –2021. – 03-01. – P. 14.
71. ASTM E740-2003. Standard Practice for Fracture Testing with Surface-Crack Tension Specimens. –2003. – 03-01. – P. 9.

72. ASTM E 1457-00. Standard test method for measurement of creep crack growth rates in metals // ASTM. –2001. – 03-01. – P. 936-950.
73. ASTM E2760-19e1. Standard Test Method for Creep-Fatigue Crack Growth Testing // ASTM. –2020. – 03-01. – P. 19.
74. Airy, G. B. On the Strains in the Interior of Beams / G. B. Airy // Philosophical Transactions of the Royal Society of London. –1863. – V.153. – P. 49-79.
75. Alfano, M. Mode I fracture of adhesive joints using tailored cohesive zone models / M. Alfano, F. Furgiuele, A. Leonardi, C. Maletta, G. H. Paulino // International Journal of Fracture. –2008. – V.157(1-2) – P.193-204.
76. Alfonsi, G. Reynolds-Averaged Navier–Stokes Equations for Turbulence Modeling / G. Alfonsi // Appl. Mech. Rev. –2009. – V.62(4). – 040802.
77. Ashby, M. A first report on deformation-mechanism maps / M. Ashby // Acta Metallurgica. –1972. – V.20(7). – P. 887-897.
78. Ashby, M. F. Fracture-mechanism maps and their construction for F.C.C. metals and alloys / M. F. Ashby, C. Gandhi, D.M.R. Taplin // Perspectives in Creep Fracture. – 1983. – P. 1–31.
79. Azeez, A. Out-of-phase thermomechanical fatigue crack propagation in a steam turbine steel — Modelling of crack closure / A. Azeez, V. Norman, R. Eriksson, D. Leidermark, J. Moverare // International Journal of Fatigue. – 2021. – V.149. – 106251.
80. Bakir, P. G. Sensitivity-based finite element model updating using constrained optimization with a trust region algorithm / P. G. Bakir, E. Reynders, G. D. Roeck // Journal of Sound and Vibration. –2007. – V.305(1-2). – P. 211–225.
81. Banaszekiewicz, M. Numerical investigations of crack initiation in impulse steam turbine rotors subject to thermo-mechanical fatigue / M. Banaszekiewicz // Applied Thermal Engineering. –2018. – V.138. – P. 761-773.
82. Barker, V. M. Load and temperature interaction modeling of fatigue crack growth in a Ni-base superalloy / V. M. Barker, S. W. Johnson, B. S. Adair, S. D. Antolovich, A. Staroselsky // International Journal of Fatigue. – 2013. – V.52. – P. 95-105.
83. Basquin, O.H. The exponential law of endurance tests / O.H. Basquin // American Society of Testing Materials. –1910. –V.10. –P. 625-630.

84. Berthod, P. Influence of carbides and of the dendritic orientation on the thermal expansion of Ni-base, Co-base and Fe-base simple cast alloys / P. Berthod // *International Journal of Materials Research*. –2008. –V.99(3). – P. 265-272.
85. Berthod, P. Thermal Expansion Behaviour of Ternary Nickel-Based, Cobalt-Based, and Iron-Based Alloys Containing Very High Fractions of Carbides / P. Berthod, L. Aranda // *ISRN Metallurgy*. – 2012. – V.2012. – 750914.
86. Bouvard, J-L. A phenomenological model to predict the crack growth in single crystal superalloys at high temperature / J-L. Bouvard, F. Gallerneau, P. Paulmier, J. L. Chaboche // *Int J Fatigue*. – 2012. – V.38. – P. 130-143.
87. Bowles, C.Q. On the formation of fatigue striations / C.Q. Bowles, D. Broek // *International Journal of Fracture Mechanics*. – 1972. – V.8(1). – P. 75-85.
88. Boljanovic, S. Analysis of crack propagation using strain energy density method / S. Boljanovic, S. Maksimovic, M. Djuric // *Sci Tech Rev*. – 2009. – V.59(2). – P.12-17.
89. Brendel, T. Temperature gradients in TMF specimens. Measurement and influence on TMF life / T. Brendel, E. Affeldt, J. Hammer, C. Rummel // *International Journal of Fatigue*. – 2008. – V.30(2). – P. 234-240.
90. Broek, D. The crack tip plastic zone. In: *Elementary engineering fracture mechanics* / D. Broek. Springer, Dordrecht, 1982. P. 91-114.
91. Chaboche, J.L. Constitutive Equations for Cyclic Plasticity and Cyclic Viscoplasticity / J. L. Chaboche // *Int. J. Plast.* – 1989. – V.5(3). – P. 247-302.
92. Chaboche, J. L. On some modifications of kinematic hardening to improve the description of ratchetting effects / J.L. Chaboche // *International Journal of Plasticity*. – 1991. – V.7(7). – P. 661-678.
93. Cherepanov, G.P. Crack propagation in continuous media: *PMM* vol. 31, no. 3, 1967, pp. 476–488 / G.P. Cherepanov // *Journal of Applied Mathematics and Mechanics*. –1967. – V.31(3). – P. 503-512.
94. Chen, G. Low cycle fatigue and creep-fatigue interaction behavior of nickel-base superalloy GH4169 at elevated temperature of 650 °C / G. Chen, Y. Zhang, D. K. Xu, Y. C. Lin, X. Chen // *Materials Science and Engineering A*. – 2016. – V.655. – P. 175–182.

95. Chen, Q. A Procedure for Verification, Validation, and Reporting of Indoor Environment CFD Analyses / Q. Chen, J. Srebric // HVAC&R Research. – 2002. – V.8(2). – P. 201-216.
96. Christ, H. J. The Use of Plastic Strain Control in Thermomechanical Fatigue Testing. In: Bressers, J., Rémy, L., Steen, M., Vallés, J.L. (eds) Fatigue under Thermal and Mechanical Loading: Mechanisms, Mechanics and Modelling / H. J. Christ, H. Mughrabi, S. Kraft, F. Petry, R. Zauter, K. Eckert. Springer, Dordrecht. – 1996. – P. 1-14.
97. Chimakurthi, S. K. ANSYS Workbench System Coupling: a state-of-the-art computational framework for analyzing multiphysics problems / S. K. Chimakurthi, S. Reuss, M. Tooley, S. Scampoli. // Engineering with Computers. –2018. –V.34(23–24). – P. 385-411.
98. Christopher, C. J. Towards a new model of crack tip stress fields / C. J. Christopher, M. N. James, E. A. Patterson. / C. J. Christopher // Int J Fract. – 2007. – V.148. – P. 361-371.
99. Coffin, L.F. A Study of the Effects of Cyclic Thermal Stresses on a Ductile Metal / L.F. Coffin // ASME. Trans. ASME. – 1954. –V.76(6). – P. 931–949.
100. Coffin, L.F.Jr. A note on low-cycle fatigue laws / L.F.Jr. Coffin // J. Mater. – 1971. –V.6. – P. 388-402.
101. Davenport, R.T. The threshold stress intensity range in fatigue / R. T. Davenport // Fatigue Engng. Mater. Struct. –1979. – V.1(2). – P. 151-158.
102. Dowling, N. E. Fatigue crack growth during gross plasticity and the J-integral / N. E. Dowling, J. A. Begley // ASTM STP 590. –1976. – P. 82-103.
103. Elber, W. Fatigue crack closure under cyclic tension / W. Elber // Engineering Fracture Mechanics. – 1970. – V.2(1). – P. 37-45.
104. Ellyin, F. Crack growth rate under cyclic loading and effect of different singularity fields / F. Ellyin // Engineering Fracture Mechanics. –1986. – V.25(4). – P. 463-473.
105. Engel, B. The prediction of crack propagation in coarse grain RR1000 using a unified modelling approach / B. Engel, J. P. Rouse, C. J. Hyde, W. Lavie, D. Leidermark, S. Stekovic, S. J. Williams, S. J. Pattison, B. Grant, M. T. Whittaker, J. P. Jones, R. J. Lancaster, H.Y. Li // International Journal of Fatigue. – 2020. – V.137. – 105652.

106. Eshelby, D. The Continuum Theory of Lattice Defects / D. Eshelby // *Solid State Physics*. –1956. – V.3. P. 79-144.
107. Esmailzadeh, M. An investigation on crack growth rate of fatigue and induction heating thermo-mechanical fatigue (TMF) in Hastelloy X superalloy via LEFM, EPFM and integration models / M. Esmailzadeh, F. Qods, H. Arabi, B. M. Sadeghi // *International Journal of Fatigue*. – 2017. – V.97. – P.135-149.
108. Forman, R. G. Numerical Analysis of Crack Propagation in Cyclic-Loaded Structures / R. G. Forman, V. E. Kearney, R. M. Engle // *Journal of Basic Engineering*. – 1967. – V.89(3). – P. 459-463.
109. Forman, R. G. Study of fatigue crack initiation from flaws using fracture mechanics theory / R.G. Forman // *Engineering Fracture Mechanics*. –1972. – V.4(2). – P. 333–345.
110. Influence of yield strength on overload affected fatigue crack growth behavior in 4340 steel / AFFDL – TR-74-27, Air Force Flight Dynamics Laboratory, Wright Patterson Air force Base, OH ; Gallagher J. P., Hughes T. F. – 1974. – P. 53.
111. Gao, M. A Hydrogen partitioning model for hydrogen assisted crack growth / M. Gao, R. P. Wei // *Metallurgical Transactions A*. – 1985. –V.16(11). – P. 2039-2050.
112. Gray, V. A holistic approach to Thermo-Mechanical Fatigue phase angle effects for an aerospace nickel superalloy / V. Gray, J. P. Jones, M. T. Whittaker, R. J. Lancaster, C. J. Pretty, S. J. Williams // *International Journal of Fatigue*. –2022. – V.156. – 106631.
113. Griffith, A. A. The Phenomena of Rupture and Flow in Solids / A. A. Griffith // *Philosophical Transactions of the Royal Society of London. Series A, Containing Papers of a Mathematical or Physical Character*. – 1921. – V.221. P. 163-198.
114. Griffith, A.A. The theory of rupture / A. A. Griffith. *Proc. Ist Int.Conor.Applied Mech*, 1924. – P. 55-63.
115. Hanjalić, K. Contribution towards a Reynolds-stress closure for low-Reynolds-number turbulence / K. Hanjalić, B. E. Launder // *Journal of Fluid Mechanics*. – 1976. – V.74(4). – P. 593-610.
116. Hilton, P. D., Hutchinson J. W. Plastic intensity factors for cracked plates / P. D. Hilton, J. W. Hutchinson // *Engineering Fracture Mechanics*. – 1971. – V.3(4). – P. 435-451.

117. Huang, X. Multi-physics coupling model-based numerical analysis of the effect of the electric current path on electrosag remelting / X. Huang, Z. Liu, Y. Duan, C. Liu, B. Li // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2022. – V.20. – P. 3843-3859.
118. Huang, X. Modeling of fluid flow, heat transfer and inclusion removal in electrosag remelting process with a rotating electrode / X. Huang, B. Li, Z. Liu, M. Li, F. Qi // *International Journal of Heat and Mass Transfer*. –2020. – V.163. – 120473.
119. Hutchinson, J. W. Plastic stress and strain fields at a crack tip / J. W. Hutchinson // *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. – 1968. – V.16(5). – P. 337-342.
120. Hutchinson, J.W. Singular behaviour at the end of a tensile crack in a hardening material / J.W. Hutchinson // *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. – 1968. – V.16(1). – P. 13-31.
121. Irwin, G. Analysis of Stresses and Strains near the End of a Crack Traversing a Plate / G. Irwin // *Journal of Applied Mechanics*. – 1957. – V.24. – P. 361-364.
122. Jacobsson, L. Thermo-mechanical fatigue crack propagation experiments in Inconel 718 / L. Jacobsson, C. Persson, S. Melin // *International Journal of Fatigue*. – 2009. – V.31(8-9). – P. 1318–1326.
123. Jiaqi, L. Effects of creep and oxidation to thermomechanical fatigue life assessment for nickel-based superalloy / L. Jiaqi, Y. Huang // *International Journal of Fatigue*. – 2023. – V.176. – 107873.
124. Johnson, W. Multi-parameter yield zone model for predicting spectrum crack growth / W. Johnson // *Methods and models for predicting fatigue crack growth under random loading, ASTM STP 748*. – 1981. – P. 85–102.
125. Jones, J. Enhancing the Accuracy of Advanced High Temperature Mechanical Testing through Thermography / J. Jones // *Applied Sciences*. –2018. – V.8(3). – 380.
126. Jones, J. The effect of phase angle on crack growth mechanisms under thermo-mechanical fatigue loading / J. Jones, M. Whittaker, R. Lancaster, C. Hyde, J. Rouse, B. Engel, S. Pattison, S. Stekovic, C. Jackson, H.Y. Li // *International Journal of Fatigue*. – 2020. – V.135. – 105539.

127. Jordan, E. H. Fracture mechanics applied to nonisothermal fatigue crack growth / E. H. Jordan, G. J. Meyers // *Engineering Fracture Mechanics*. –1986. – V.23(2). – P. 345-358.
128. Jousset, P. Comparison and evaluation of two types of cohesive zone models for the finite element analysis of fracture propagation in industrial bonded structures / P. Jousset, M. Rachik // *Engineering Fracture Mechanics*. –2014. – V.132. – P. 48-69.
129. Jukić, K. Calibration of phase-field brittle fatigue model by purposeful design of crack driving forces / K. Jukić, M. Ambati, T. Jarak, M. Kästner, Z. Tonković // *Engineering Fracture Mechanics*. –2023. – V.289. – 109341.
130. Kamaya, M. Low-cycle fatigue crack growth prediction by strain intensity factor / M. Kamaya // *International Journal of Fatigue*. –2015. – V.72. – P. 80-89.
131. Khoramishad, H. Predicting fatigue damage in adhesively bonded joints using a cohesive zone model / H. Khoramishad, A. D. Crocombe, K. B. Katnam, I. A. Ashcroft // *International Journal of Fatigue*. –2010. –V.32(7). P. 1146-1158.
132. Knott, J.F. Local approach concepts and the microstructures of steels / J. F. Knott // *Engineering Fracture Mechanics*. –2008. – V.75(11). – 3560-3569.
133. Kraemer, K. M. Application-oriented description of time-/temperature dependent crack growth in a conventionally cast nickel-based superalloy / K. M. Kraemer, F. Mueller, M. Oechsner // *International Journal of Fatigue*. –2017. – V.96. – P. 78-88.
134. Kraemer, K. M. Estimation of thermo-mechanical fatigue crack growth using an accumulative approach based on isothermal test data / K. M. Kraemer, F. Mueller, M. Oechsner, A. Riva, D. Dimaggio, E. Vacchieri, E. Poggio // *International Journal of Fatigue*. –2017. –V.99. – P. 250-257.
135. Kruch, S. A fracture mechanics based fatigue-creep-environment crack growth model for high temperature / S. Kruch, P. Prigent, J. L. Chaboche // *International Journal of Pressure Vessels and Piping*. –1994. –V.59. – P. 141-148.
136. Kristensen, P. K. A phase field model for elastic-gradient-plastic solids undergoing hydrogen embrittlement / P. K. Kristensen, C. F. Niordson, E. Martínez-Paneda // *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. –2020. – V.143. – 104093.

137. Kujawski, D. A fatigue crack growth model with load ratio effects / D. Kujawski, F. Ellyin // *Engineering Fracture Mechanics*. –1987. – V.28(4). – P. 367-378.
138. Kujawski, D. A fatigue crack propagation model / D. Kujawski, F. Ellyin // *Engineering Fracture Mechanics*. –1984. – V.20(5-6). – P. 695-704.
139. Lagneborg, R. The stress/creep rate behaviour of precipitation-hardened alloys / R. Lagneborg, B. Bergman // *Metal Science*. – 1976. – V.10. – P. 20-28.
140. Laird, C. The influence of metallurgical structure on the mechanisms of fatigue crack propagation / C. Laird // *ASTM STP 415*. –1967. P. 131-169.
141. Landes, J. D. The J integral as a fracture criterion / J. D. Landes, J. A. Begley // *Mechanics of Crack Growth, ASTM STP 590*. – 1976. – P. 128-148.
142. Langer, B. F. Design of Pressure Vessels for Low-Cycle Fatigue / B. F. Langer // *Journal of Basic Engineering*. – 1962. –V.84(3). – P. 389–399.
143. Leidermark, D. Modelling of TMF Crack Initiation in Smooth Single-Crystal Superalloy Specimens / D. Leidermark, M. Segersäll, J. J. Moverare, K. Simonsson // *Advanced Materials Research*. –2014. – V.891-892. – P.1283–1288.
144. Leost, N. Full-field analysis of damage under complex thermomechanical loading / N. Leost, A. Köster, D. Missoum-Benziane, M. Rambaudo, L. Cameriano, F. Comte, B. L. Pannerer, V. Maurel // *International Journal of Fatigue*. –2023. – V.170. – 107513.
145. Manson, S. S. Fatigue Behavior in Strain Cycling in the Low and Intermediate-Cycle Range / S. S. Manson, M. H. Hirschberg. *The 10th Sagamore Army Research Conference: Fatigue — An Interdisciplinary Approach*, New York, 1964. P. 13-16.
146. Marchand, N. J. A fracture mechanics criterion for thermal-mechanical fatigue crack growth of gas turbine materials / N. J. Marchand, R. M. Pelloux, B. Ilschner // *Engineering Fracture Mechanics*. –1988. – V.31(3). – P. 535-551.
147. Martinsson, A. Ageing influence on nickel-based superalloys at intermediate temperatures (400-600 °C) [Электронный ресурс] / A. Martinsson // *Engineering Materials*. Luleå University of Technology. –2006.. – Режим доступа: <https://ltu.diva-portal.org/smash/record.jsf?pid=diva2%3A1022216&dswid=6326>.

148. Maurel, V. Fatigue crack growth under large scale yielding condition: a tool based on explicit crack growth / V. Maurel, V. Chiaruttini, A. Köster, D. Missoum-Benziane // *Journal of Theoretical, Computational and Applied Mechanics*. – 2023. P. 1-25.
149. Menter, F. R. Two-equation eddy-viscosity turbulence models for engineering applications / F. R. Menter // *AIAA Journal*. – 1994. – V.32(8). – P. 1598-1605.
150. Mesarovic, S. D. Dislocation Creep: Climb and Glide in the Lattice Continuum / S. D. Mesarovic // *Crystals*. –2017. – V.7(8). – 243.
151. Min, C. Sensitivity-based finite element model updating with natural frequencies and zero frequencies for damped beam structures / C. Min, S. Hong, S. Park, D. Park // *International Journal of Naval Architecture and Ocean Engineering*. – 2014. – V.6(4). – P. 904-921.
152. Mises, R. V. Mechanik der festen Körper im plastisch-deformablen Zustand / R.V. Mises // *Nachrichten von der Gesellschaft der Wissenschaften zu Göttingen, Mathematisch-Physikalische Klasse* – 1913. – P. 582-592.
153. Mottershead, J. E. The sensitivity method in finite element model updating: A tutorial / J. E. Mottershead, M. Link, M.I. Friswell // *Mech. Syst. Signal Process*. –2011. – V.25(7). – P. 2275-2296.
154. Mordini, A. The Finite Element Model Updating: A Powerful Tool for Structural Health Monitoring / A. Mordini, K. Savov, H. Wenzel // *Structural Engineering International*. –2007. – V.17(4). – P. 352-358.
155. Moverare, J. J. Hold-time effect on the thermo-mechanical fatigue crack growth behaviour of Inconel 718 / J.J. Moverare, D. Gustafsson // *Materials Science and Engineering: A*. –2011. – V.528(29–30). – P. 8660-8670.
156. Nanninga, N. A review of fatigue crack growth for pipeline steels exposed to hydrogen / N. Nanninga, A. Slifka, Y. Levy, C. White // *Journal of Research of the National Institute of Standards and Technology*. – 2010. – V.115(6). – P. 437-452.
157. Nazarali, Q. The effect of T-stress on crack-tip plastic zones under mixed-mode loading conditions / Q. Nazarali, X. Wang // *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*. – 2011. – V.34(10). – P. 792–803.

158. Neville, D. J. On the distance criterion for failure at the tips of cracks, minimum fracture toughness, and non-dimensional toughness parameters/ D.J. Neville // *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. –1988. – V.36(4). – P. 443-457.
159. Newman, J. C. A crack opening stress equation for fatigue crack growth / J. C. Newman // *Int J Fract*. –1984. – V.24(4). – P. 131-135.
160. Nikbin, K. M. *Cracks and Fracture* / K. M. Nikbin, G. A. Webster, C. E. Turner // ASTM STP 601. – 1976. – P. 47-62.
161. Norman, V. On the mechanistic difference between in-phase and out-of-phase thermo-mechanical fatigue crack growth / V. Norman, S. Stekovic, J. Jones, M. Whittaker, B. Grant // *International Journal of Fatigue*. –2020. – V.135. – 105528.
162. Norton, F. H. *The Creep of Steel at High Temperatures* / F. H. Norton. McGraw-Hill Book Company, New York, 1929.
163. Palmert, F. Modelling the crack growth behaviour of a single crystal nickel base superalloy under TMF loading with long dwell times / F. Palmert, P. Almroth, D. Gustafsson, J. Loureiro-Homs, A. Saxena, J. Moverare // *International Journal of Fatigue*. –2021. – V.144. – 106074.
164. Palmer, J. Development of test facilities for thermo-mechanical fatigue testing / J. Palmer, J. Jones, A. Dyer, R. Smith, R. Lancaster, M. Whittaker // *International Journal of Fatigue*. –2019. – V.121. – P. 208–218.
165. Palmert, F. Thermomechanical fatigue crack growth in a single crystal nickel base superalloy / F. Palmert, J. Moverare, D. Gustafsson // *International Journal of Fatigue*. – 2019. – V.122. – P.184-198.
166. Palmer, J. Thermo-Mechanical Fatigue Crack Growth and Phase Angle Effects in Ti6246 / J. Palmer, J. Jones, M. Whittaker, S. Williams // *Materials*. –2022. – V.15(18). –6264.
167. Paris, P. A Critical Analysis of Crack Propagation Laws / P. Paris, F. Erdogan // *Journal of Basic Engineering*. – 1963. – V.85(4). – P. 528-533.
168. Paris, P. C. A rational analytic theory of fatigue / P. C. Paris, M. P. Gomez, W. E. Anderson // *The Trend in Engineering*. – 1961. – V.13. – P. 9-14.

169. Panwitt, H. Automated crack length measurement for mixed mode fatigue cracks using digital image correlation / H. Panwitt, P. Köster, M. Sander // *Procedia Structural Integrity*. –2022. – V.39. P. 20-33.
170. Pelloux, R. M. N. Mechanisms of formation of ductile fatigue striations / R. M. N. Pelloux // *Transactions of ASM* – 1969. – V.62. – P. 281-285.
171. Pernot, J. J. A thermal-mechanical fatigue crack-growth testing system / J.J. Pernot, S. Mall // *Exp Tech*. – 1989. – V.13. – P. 24-28.
172. Petersen, Ø. W. Sensitivity-based finite element model updating of a pontoon bridge / Ø.W. Petersen, O. Øiseth // *Engineering Structures*. – 2017. – V.150. – P. 573-584.
173. Pineau, A. High temperature fatigue of nickel-base superalloys – A review with special emphasis on deformation modes and oxidation / A. Pineau, S. D. Antolovich // *Engineering Failure Analysis*. – 2009. – V.16(8). – P. 2668–2697.
174. Portevin, A. “Sur un Phenomene Observe lors de l'Essai de Traction d'Alliages en Cours de Transformation” / A. Portevin, M. A. Le Chatelier // *Comptes Rendus*. –1923. – V.176. – P. 507-510.
175. Prasad, K. Temperature gradients in flat thermomechanical fatigue specimens / K. Prasad, V. Kumar // *Applied Thermal Engineering*. –2013. – V.59(1–2). – P. 131-133.
176. Pretty, C. Thermo-Mechanical Fatigue Crack Growth of RR1000 / C. Pretty, M. Whitaker, S. Williams // *Materials*. –2017. –V.10(1). – 34.
177. Priest, R. H. A combined deformation map-ductility exhaustion approach to creep-fatigue analysis / R. H. Priest, E. G. Ellison // *Materials Science and Engineering*. –1981. – V.49(1). – P. 7–17.
178. Prokopyev, L. A. The T-stress influence on the plastic zone size around the crack tip under the thermal load / L. A. Prokopyev, Y. M. Andreev, E. S. Lukin, A. M. Bolshakov // *Procedia Structural Integrity*. –2020. – V.30. – P. 120-127.
179. Rabotnov, Y. N. "Creep Problems in Structural Members." / Y. N. Rabotnov, F. A. Leckie, W. Prager // *ASME. J. Appl. Mech. March*. –1970; – V.37(1). –249.
180. Description of stress–strain curves by three parameters / Ramberg W., Osgood W. R. ; Technical Note No. 902, National Advisory Committee For Aeronautics, Washington DC, 1943.

181. Rashidi Moghaddam, M. The application of strain energy density criterion to fatigue crack growth behavior of cracked components / M. Rashidi Moghaddam, M. R. Ayatollahi, F. Berto // *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*. –2017. – V.97. – P. 440-447.
182. Rau, C. A. Thermal–mechanical fatigue crack propagation in nickel- and cobalt-base superalloys under various strain–temperature cycles / C. A. Rau, A. E. Gemma, G. R. Leverant // *Fatigue at elevated temperatures*. ASTM STP 520. –1973 – P. 166-178.
183. Reyhani M. R.. Turbine blade temperature calculation and life estimation - a sensitivity analysis / M. R. Reyhani, M. Alizadeh, A. Fathi, H. Khaledi // *Propulsion and Power Research*. –2013. – V.2(2). – P. 148-161.
184. Rice, J. R. Stress due to a sharp notch in a work-hardening elastic-plastic material loaded by longitudinal shear / J. R. Rice // *J. Appl. Mech.* –1967. – V.34(2). – P. 287-298.
185. Rice, J. R. Some Further Results of J-Integral Analysis and Estimates / J. R. Rice, P. C. Paris, J. G. Merkle // *Progress in Flaw Growth and Fracture Toughness Testing*, ASTM STP 536. –1973. – P. 231-245.
186. Rice, J. R. Plane strain deformation near a crack tip in a power-law hardening material / J. R. Rice, G. F. Rosengren // *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. –1968. –V.16(1). – P. 1–12.
187. Rice, J. R. A Path Independent Integral and the Approximate Analysis of Strain Concentration by Notches and Cracks / J. R. Rice // *Journal of Applied Mechanics*. – 1968. – V.35(2). – P. 379–386.
188. Riedel, H. Tensile crack in creeping solids / H. Riedel, J. R. Rice // *ASTM STP 700, Fracture Mechanics*. –1980. – P. 112-130.
189. Ritchie R. O. On the relationship between critical tensile stress and fracture toughness in mild steel / R. O. Ritchie, J. F. Knott, J. R. Rice // *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. –1973. – V.21(6). – P. 395-410.
190. Rowlands, B. S. The Portevin-Le Chatelier effect in nickel-base superalloys: Origins, consequences and comparison to strain ageing in other alloy systems / B. S. Rowlands, C. Rae, E. Galindo-Nava // *Prog. Mater Sci.* –2023. – V.132. – 101038.

191. Rupp, M. A TMF crack propagation model considering time dependency and load sequence effects / M. Rupp, G. Dhondt, M. Becker, A. Fischersworing-Bunk, A. Rohr, T. Brendel, H.-P. Hackenberg // *Engineering Fracture Mechanics*. –2020. – V.237. – 107218.
192. Salim, S. Wall y^+ Strategy for Dealing with Wall-bounded Turbulent Flows / S. Salim, S. Cheah // *Proceedings of the International MultiConference of Engineers and Computer Scientists*. –2009. – V.2. –2175.
193. Schneider, W. Creep Deformation and Rupture Behaviour of the Monocrystalline Superalloy CMSX-4: A Comparison with the Alloy SRR 99 / W. Schneider, J. Hammer, H. Mughrabi // *Superalloys*. –1992. – P. 589-598.
194. Segersäll, M. A comparative study between in- and out-of-phase thermomechanical fatigue behaviour of a single-crystal superalloy / M. Segersäll, D. Deng // *International Journal of Fatigue*. –2021. – V.146. – 106162.
195. Seweryn A. Brittle fracture criterion for structures with sharp notches / A. Seweryn // *Engineering Fracture Mechanics*. –1994. – V.47(5). – P. 673-681.
196. Seweryn, A. A non-local stress failure condition for structural elements under multiaxial loading / A. Seweryn, Z. Mróz // *Engineering Fracture Mechanics*. –1995. – V.51(6). – P. 955-973.
197. Shih, C. F. Small scale yielding analysis of mixed mode plane strain crack problems / C. F. Shih // *Fract. Anal. ASTM STP 560*. –1974. – P. 187-210.
198. Shih C. F. Small-scale yielding analysis of mixed mode plane-strain crack problems / C. F. Shih // *ASTM STP 560*. –1974. P. 187-210.
199. Shih, C. F. Relationships between the J-integral and the crack opening displacement for stationary and extending cracks / C. F. Shih // *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. –1981. – V.29(4). – P. 305-326.
200. Shlyannikov, V. Characterization of the nonlinear fracture resistance parameters for an aviation GTE turbine disc / V. Shlyannikov, I. Ishtyryakov, A. Tumanov // *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*. –2020. – V.43(8). – P. 1686-1702.
201. Shlyannikov, V. N., Yarullin R. R., Ishtyryakov I. S. Failure analysis of an aircraft GTE compressor disk on the base of imitation modeling principles / V. N. Shlyannikov,

- R. R. Yarullin, I. S. Ishtyryakov // *Procedia Structural Integrity*. –2019. – V.18. – P. 322-329.
202. Shlyannikov, V. N. The elastic and plastic constraint parameters for three-dimensional problems / V. N. Shlyannikov, N. V. Boychenko, A. V. Tumanov, A. Fernández-Canteli // *Engineering Fracture Mechanics*. –2014. – V.127. – P. 83-96.
203. Shlyannikov, V. N. Multiaxial crack growth rate under variable T-stress / V. N. Shlyannikov, A. P. Zakharov // *Engineering Fracture Mechanics* –2014. – V.123. – P. 86-99.
204. Shlyannikov, V. Fatigue and creep-fatigue crack growth in aviation turbine disk simulation models under variable amplitude loading / V. Shlyannikov, A. Sulamanidze, R. Yarullin // *Engineering Failure Analysis*. – 2022. -V.131. – 105886.
205. Shlyannikov, V. N. Modelling of crack growth by fracture damage zone / V. N. Shlyannikov // *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*. –1996. – V.25(3). – P. 187-201.
206. Shlyannikov V. N. The mixed mode crack growth rate in cruciform specimens subject to biaxial loading / V. N. Shlyannikov, A. V. Tumanov, A. P. Zakharov // *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*. –2014. –V.73. –2014. – P. 68-81.
207. Shlyannikov, V. N. Unified Characterization of Crack Growth Parameters based on Plastic Stress Intensity Factor / V. N. Shlyannikov, N. V. Boychenko, A. V. Tumanov, A. P. Zakharov // *Procedia Materials Science*. –2014. – V.3. – P. 1606–1611.
208. Shlyannikov, V. N. Creep–fatigue crack growth rate prediction based on fracture damage zone models / V. N. Shlyannikov // *Engineering Fracture Mechanics*. –2019. – V.214. – P. 449-463.
209. Shlyannikov, V. N. Critical distance for creep crack growth problems / V. N. Shlyannikov // *Eng Fract Mech*. –2017. – V.176. – P. 126-143.
210. Shlyannikov, V. N. A creep stress intensity factor approach to creep-fatigue crack growth / V. N. Shlyannikov, A. V. Tumanov, N. V. Boychenko // *Eng Fract Mech*. –2015. –V.142. – P. 201–219.

211. Shlyannikov, V. N. A model for predicting crack growth rate for mixed mode fracture under biaxial loads / V. N. Shlyannikov, N. Z. Braude // *Fatigue & Fracture of Engineering Materials and Structures*. –1992. – V.15(9). – P. 825-844.
212. Shlyannikov, V. Elastic and plastic parts of strain energy density in critical distance determination / V. Shlyannikov, N. Boychenko, A. Fernández-Canteli, M. Muñiz-Calvente // *Engineering Fracture Mechanics*. –2015. – V.147. – P. 100-118.
213. Shlyannikov, V. Distinctive features of crack growth rate for assumed pure mode II conditions / V. Shlyannikov, D. Fedotova // *International Journal of Fatigue*. –2021. – V.147. – 106163.
214. Shlyannikov, V. Fatigue, creep-fatigue interaction and thermo-mechanical crack growth of XH73m nickel alloy / V. Shlyannikov, A. Sulamanidze, D. Kosov // 6th IJFatigue and FFEMS Joint Workshop «Characterisation of Crack/Notch Tip Fields» (11-13 April 2022, Dubrovnik, Croatia). Book of Abstracts, ISBN 978-953-7738-83-9, P.7, University of Zagreb Faculty of Mechanical Engineering and Naval Architecture Zagreb, Croatia, 2022.
215. Shlyannikov, V. Isothermal and thermo-mechanical fatigue-crack-growth analysis of XH73M nickel alloy / V. Shlyannikov, A. Sulamanidze, D. Kosov // *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*. –2024. – V.129. – 104182.
216. Shlyannikov, V. Crack tip field analysis for thermo-mechanical fatigue loading / V. Shlyannikov, A. Sulamanidze // *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*. –2023. – V.125. – 103945.
217. Sih, G. C. Strain-energy-density factor applied to mixed mode crack problems / G. C. Sih // *Int J Fract*. –1974. – V.10. – P. 305–321.
218. Skelton, R.P. Creep-fatigue damage accumulation and interaction diagram based on metallographic interpretation of mechanisms / R. P. Skelton, D. Gandy // *Mater. High Temp*. –2008. – V.25. – P. 27-54.
219. Sneddon, I. N. The Distribution of Stress in the Neighbourhood of a Crack in an Elastic Solid / I. N. Sneddon // *Proceedings of the Royal Society of London. Series A, Mathematical and Physical Sciences*. –1946. – V.187(1009). – P. 229–260.

220. Sousa, R. A. On improved crack tip plastic zone estimates based on T-stress and on complete stress fields / R. A. Sousa, J. T. P. Castro, A. A. O. Lopes, L. F. Martha // *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*. –2012. – V.36(1). – P. 25-38.
221. Spachtholz, J. Modelling of the fatigue crack growth of a coated single crystalline nickel-based superalloy under thermal mechanical loading / J. Spachtholz, E. E. Affeldt, H. J. Maier, J. Hammer // *International Journal of Fatigue*. –2018. – V.116. – P. 268-274.
222. Stekovic, S. DevTMF – Towards Code of Practice for Thermo-Mechanical Fatigue Crack Growth / S. Stekovic, J. P. Jones, B. Engel, M. T. Whittaker, V. Norman, J. P. Rouse, J. Moverare // *International Journal of Fatigue*. –2020. –V.138. – 105675.
223. Sulamanidze, A. Verification and validation of multi-physics numerical analysis of thermomechanical fatigue test conditions under induction heating and forced convection / A. Sulamanidze, V. Shlyannikov, D. Kosov // *Thermal Science and Engineering Progress*. –2023. – V.45. – 102124.
224. Sulamanidze, A. Multi-physics FE-analysis and measurements for thermo-mechanical fatigue crack growth rate testing applications / A. Sulamanidze, V. Shlyannikov // *Procedia Structural Integrity*. – 2022. – V.42. – P. 412-419.
225. Susmel, L. The theory of critical distances: a review of its applications in fatigue / L. Susmel // *Engineering Fracture Mechanics*. –2008. – V.75(7). – P. 1706-1724.
226. Susmel, L. The theory of critical distances to predict static strength of notched brittle components subjected to mixed-mode loading / L. Susmel, D. Taylor // *Engineering Fracture Mechanics*. –2008. – V.75(3–4). – P. 534-550.
227. Tanaka, K. Fatigue crack propagation from a crack inclined to the cyclic tensile axis / K. Tanaka // *Engineering Fracture Mechanics*. –1974. –V.6(3). – P. 493-507.
228. Tavares, S. M. O. Equivalent Stress Intensity Factor: The Consequences of the Lack of a Unique Definition / S. M. O. Tavares, P. M. S. T. de Castro // *Appl. Sci*. –2023. – V.13. –4820.
229. Taylor, D. The theory of critical distances / D. Taylor // *Engng, Fract. Mech*. –2008. – V.75(7). – P. 1696-1705.

230. Tumanov, A. V. An automatic algorithm for mixed mode crack growth rate based on drop potential method / A. V. Tumanov, V. N. Shlyannikov, J. M. Chandra Kishen // *International Journal of Fatigue*. –2015. – V.81. – P. 227-237.
231. Tvergaard, V. The relation between crack growth resistance and fracture process parameters in elastic-plastic solids / V. Tvergaard, J. W. Hutchinson // *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. –1992. – V.40(6). – P. 1377–1397.
232. Tvergaard, V. Two mechanisms of ductile fracture void by void growth versus multiple void interaction / V. Tvergaard, J. W. Hutchinson // *International Journal of Solids and Structures*. –2002. – V.39(13-14). – P. 3581-3597.
233. Tyumentsev, A. N. Lattice curvature evolution in metal materials on meso- and nanostructural scales of plastic deformation / A. N. Tyumentsev, I. A. Ditenberg, A. D. Korotaev // *Phys Mesomech*. –2013. – V.16. – P. 319–334.
234. Vo, D. Numerical investigation of crack initiation in high-pressure gas turbine blade subjected to thermal-fluid-mechanical low cycle fatigue / D. Vo, T. Mai, B. Kim, J. Jung, J. Ryu // *International Journal of Heat and Mass Transfer*. –2023. – V.202. – 123748.
235. Vo, D. Numerical study on the influence of coolant temperature, pressure, and thermal barrier coating thickness on heat transfer in high-pressure blades / D. Vo, T. Mai, B. Kim, J. Ryu // *International Journal of Heat and Mass Transfer*. –2022. – V.189. – 122715.
236. Wang, R. In-phase thermomechanical fatigue lifetime prediction of nickel-based single crystal superalloys from smooth specimens to notched specimens based on coupling damage on critical plane / R. Wang, B. Zhang, D. Hu, K. Jiang, X. Hao, J. Mao, F. Jing // *International Journal of Fatigue*. –2019. – V.126. – P. 327-334.
237. Westergaard, H. M. Bearing Pressures and Cracks / H. M. Westergaard // *Journal of Applied Mechanics*. –1939. – V.6. – P. 49-53.
238. A Crack Growth Retardation Model Using an Effective Stress Concept / Willenborg J., Engle R., Wood H. ; AFFDT-TR-71-1FBR, Wright-Patterson Air Force Base, Ohio. – 1971.
239. Williams, M. L. On the Stress Distribution at the Base of a Stationary Crack / Williams M. L. // *Journal of Applied Mechanics*. –1956. – V.24(1). – P. 109-114.

240. Wilcox, D. C. Turbulence Modeling for CFD / D. C. Wilcox // DCW Industries Inc., La Canada Flintridge. –1993. – P. 460.
241. Yamazaki, Y. Isothermal and thermomechanical fatigue interaction in fatigue crack propagation behavior of a low-carbon nitrogen-controlled 316 stainless steel / Y. Yamazaki // *Frattura ed Integrita Strutturale*. –2019. – V.13. – P. 26-33.
242. Xu, M. Assessment of crack-tip fields of thermo-mechanical elastoplastic fatigue crack growth / M. Xu, H. Yuan // *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*. –2023. – V.128. – 104159.
243. Ye, D. A new approach to low-cycle fatigue damage based on exhaustion of static toughness and dissipation of cyclic plastic strain energy during fatigue / D. Ye, Z. Wang // *International Journal of Fatigue*. –2001. – V.23(8). – P. 679-687.
244. Yuan, Z. Parameter selection for model updating with global sensitivity analysis / Z. Yuan, P. Liang, T. Silva, K. Yu, J. E. Mottershead // *Mechanical Systems and Signal Processing*. –2019. – V.115. – P. 483-496.
245. Zaletelj, H. Numerical Methods for TMF Cycle Modeling / H. Zaletelj, G. Fajdiga, M. Nagode // *Strojniški vestnik – Journal of Mechanical Engineering*. –2011. – V.57(6). – P. 485-494.
246. Zamrik, S. Y. An Experimental System for Thermal Mechanical and Biaxial Fatigue Studies / S.Y. Zamrik, D.C. Davis, G.T. Rogers. In: Bressers, J., Rémy, L., Steen, M., Vallés, J.L. *Fatigue under Thermal and Mechanical Loading: Mechanisms, Mechanics and Modelling*. Springer, Dordrecht, 1996. – P. 15-23.
247. Zan, D. Q. Application of the cohesive zone model for analysing the edge crack propagation of steel sheet in the cold rolling process / D. Q. Zan, Q. Sun, H. L. Pan, J. J. Chen, Z. D. Wang // *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*. –2016. – V.40(6). – P. 869-881.
248. Zrník J. Influence of hold period on creep–fatigue deformation behaviour of nickel base superalloy / J. Zrník, J. Semeňák, V. Vrchovinský, P. Wangyao // *Materials Science and Engineering: A*. –2001. – V.319-321. – P. 637-642.

249. Zrník, J. Degradation of creep properties in a long-term thermally exposed nickel base superalloy / J. Zrník, P. Strunz, V. Vrchovinsky, O. Muransky, Z. Novy, A. Wiedenmann // Mater. Sci. Eng. A. –2004. – V.387-389. – P. 728-733.