Федеральное государственное бюджетное учреждение науки ИНСТИТУТ МЕХАНИКИ СПЛОШНЫХ СРЕД Уральского отделения Российской академии наук

На правах рукописи

### Изюмова Анастасия Юрьевна

### ИССЛЕДОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ ИСТОЧНИКОВ ТЕПЛА В ПРОЦЕССЕ УПРУГО-ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

## 01.02.04 – механика деформируемого твёрдого тела

Диссертация на соискание учёной степени кандидата физико-математических наук

> Научный руководитель: доктор физико-математических наук, Плехов О.А.

Пермь-2014

Введение
Глава 1. Современное состояние исследований процессов накопления и диссипации энергии при деформировании и разрушении металлов
Введение
1.1. Эволюция структуры материала в процессе пластического
деформирования и разрушения. Процессы накопления и диссипации
энергии15
1.2. Накопление и диссипация энергии при циклическом деформирвании и распространении трешин
1. 3. Некоторые современные теоретические модели процессов накопления и
диссипации энергии в металлах
1. 4. Виды экспериментальных методов исследования процессов накопления и
диссипации энергии в металлах
1.5. Критический анализ метода инфракрасной термографии в применении к
задачам механики разрушения и механики трещин
Выводы
Глава 2. Разработка метода расчета мощности источников тепла по данным
инфракрасной термографии в процессе механических испытаний
Введение
2.1. Экспериментальное исследование процессов накопления и диссипации
энергии в армко-железе, титановом сплаве ОТ-4 и нержавеющей стали
8X18H10
2. 1. 1. Условия эксперимента при квазистатическом растяжении
2. 1. 2. Условия эксперимента при циклическом нагружении
2. 2. Математические методы обработки экспериментальных данных
2. 2. 1. Алгоритм процедуры компенсации относительного движения
2. 2. 2. Алгоритм процедуры фильтрации данных

2. 2. 3. Расчет поля мощности источников тепла
2.3. Экспериментальный метод калибровки данных инфракрасных измерений
Выводы
Глава 3. Экспериментальное исследование процессов диссипации энергии в
металлах73
Введение73
3.1. Исследование эволюции запасённой в материале энергии в процессе
квазистатических и циклических испытаний по данным инфракрасной
термографии (ИКТ)74
3.2. Определение Ј-интеграла по данным скорости диссипации энергии у
вершины трещины
3. 3. Оценка скорости роста усталостной трещины по данным диссипации
энергии у вершины трещины94
Выводы 108
Заключение 109
Список литературы 111

3

#### Введение

Актуальность темы. На сегодняшний день необходимость разработки материалов и конструкций с заранее заданными свойствами, продиктованная современными запросами экономики, требует развития научного подхода, включающего в себя совокупность теоретических моделей, численных алгоритмов и экспериментальных методов верификации текущего состояния материала в ходе эксплуатации, оценки его эксплуатационного ресурса. В большинстве случаев разрушение конструкции обусловлено упруго-пластическим деформированием материала, являющимся причиной эволюции его структуры и изменения физико-механических свойств.

Исследованием взаимосвязи изменения структуры и физико-механических свойств материалов в процессе упруго-пластического деформирования активно занимались многие научные школы под руководством Н.Ф. Морозова, С.Н. Журкова, В.А. Лихачёва, В.И. Бетехтина (Санкт-Петербург); Ю.Н. Работнова, В.В. Болотина, Н.А. Махутова, Ю.Г. Матвиенко, В.С. Ивановой (Москва); В.Е. Панина (Томск); О.Б. Наймарка (Пермь); С.Д. Волкова (Екатеринбург); Б.Е. Патона, Г.В. Карпенко, В.В. Панасюка (Киев) и др.

Согласно общепринятой точке зрения структура материала представляет собой нелинейный ансамбль взаимодействующих дефектов различных структурных уровней. В данной работе эволюция структуры материала, его упруго-пластическим деформированием, рассматривается с вызванная (интегральной) макроскопической точки зрения на основе анализа закономерности процессов накопления (запасения) и диссипации энергии в деформируемом материале. При таком подходе потеря детализации описания эволюции структуры материала компенсируется универсальностью предложенных методов и возможностью использования их результатов как в рамках классических постановок задач механики сплошных сред, так и в инженерных приложениях.

В качестве основного экспериментального метода исследования в данной работе выбран метод инфракрасной термографии (ИКТ). Актуальность работы связана с тем, что при наличии очевидных преимуществ данного метода, позволяющих проводить бесконтактное измерение температуры различных объектов с высокой точностью, он сравнительно слабо, особенно в Российской Федерации, используется при исследовании физико-механических процессов, сопровождающих деформирование конструкционных материалов. В целом, ИК камеры используются при построении приборов ночного видения и для технической диагностики энергетических и строительных объектов. Основной областью применения данного метода в России является неразрушающий контроль. Данное направление активно развивается в лаборатории НИИ интроскопии Национального исследовательского Томского политехнического университета под руководством профессора В.П. Вавилова. За рубежом метод ИКТ активно используется при решении задач механики деформируемого твёрдого тела: в США (P. Rosakis, A.J. Rosakis), в Италии (A. Risitano, G. Meneghetti), в Польше (W. Oliferuk), во Франции (A. Chrysochoos, M. Luong) и в некоторых других странах.

В диссертационной работе предложено решение ряда экспериментальных проблем, сопровождающих применение метода ИКТ в задачах механики разрушения, предложены новые алгоритмы обработки данных и оригинальные методы калибровки результатов ИК измерений. В результате создана методика, позволяющая проводить анализ баланса энергии в процессе деформирования и разрушения металлических материалов.

Исследования, проведённые в данной работе, относятся к разделу 23 «Механика деформирования и разрушения материалов, сред, изделий, конструкций, сооружений и триботехнических систем при механических нагрузках, воздействии физических полей и химически активных сред» Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013 - 2020 годы.

Представляемая работа выполнена в рамках государственного задания Федерального государственного бюджетного учреждения науки Института механики сплошных сред Уральского отделения Российской академии наук «Структурно-скейлинговые переходы в конденсированных многомасштабных средах, физико-механические свойства перспективных материалов и биологических мезо-(нано)-систем» (номер гос. регистрации 01.2013.50344) и «Экспериментальное и теоретическое исследование структурно-скейлинговых переходов в конденсированных средах с мезодефектами, физикомеханических свойств материалов при переходе в объемное субмикро (нано) кристаллическое состояние» (номер гос. регистрации 01.2010.63554).

Часть результатов была получена при выполнении проектов РФФИ №11-01-00153-а, №11-01-96005-р\_урал\_а, №12-01-33072-а, №14-01-00122-а, №14-01-96005-р\_урал\_а.

Целью диссертационной работы является разработка методики исследования термодинамических процессов, связанных с упруго-пластическим деформированием материала, определение баланса энергии в материале на основе данных ИКТ, исследование особенностей диссипации и накопления энергии при локализации пластической деформации, зарождении и распространении трещин в условиях циклического и квазистатического нагружения.

Для достижения поставленной цели были решены следующие задачи:

1. разработка экспериментальной установки для исследования процессов деформирования и распространения трещин, включающей в себя системы бесконтактного измерения температуры (на основе ИК камеры) и контактного измерения потока тепла (на основе элементов Пельтье), систему регистрации текущей длины трещины оптическим методом и методом падения электрического потенциала, методики калибровки этих систем и обработки получаемых данных;

2. создание и апробация алгоритмов обработки данных ИКТ, в том числе алгоритмов компенсации движения, фильтрации данных, расчета мощности источников тепла на основе уравнения теплопроводности, оценка констант, определяющих теплообмен образца с окружающей средой и захватами машины;

3. проведение серии экспериментов на чистом металле (армко-железе), конструкционной стали (8Х18Н10) и титановом сплаве (ОТ-4) с целью исследования баланса энергии в процессе деформирования и разрушения при квазистатическом растяжении, диссипации энергии в вершине трещины при циклическом нагружении;

Научная новизна работы заключается в следующем:

1. разработан реализован комплекс алгоритмов обработки И экспериментальных позволяющий проводить расчёт мощности данных, источников тепла в процессе деформирования металлов с учётом шумов оборудования, циклического экспериментального движения образца И нелокальности тепловыделения и теплообмена образца с окружающей средой;

2. предложена и апробирована новая методика измерения величины Jинтеграла на основе данных ИКТ;

3. на основе экспериментальных данных получено новое кинетическое соотношение, описывающее распространение усталостных трещин в металлах по данным скорости диссипации энергии.

Практическая значимость. Разработана экспериментальная установка, включающая в себя системы бесконтактного измерения температуры (на основе ИК камеры) и контактного измерения потока тепла (на основе элементов Пельтье), систему регистрации текущей длины трещины методом падения электрического потенциала.

В работе проведён цикл экспериментов, направленных на исследование особенностей накопления и диссипации энергии в металлах и сплавах в процессе пластического деформирования и разрушения. В результате получены новые данные о термодинамике процесса распространения усталостных трещин.

Объект и метод исследования. Объектом исследования являются процессы накопления и диссипации энергии в конструкционных материалах при квазистатическом и циклическом деформировании. Основное внимание уделяется процессу диссипации энергии и его взаимосвязи с изменением механического

поведения, локализацией деформации и кинетикой распространения усталостных трещин.

При проведении исследований использовались экспериментальные методы ИКТ и новый метод контактного измерения мощности источников тепла на основе элементов Пельтье, включающий в себя оригинальный контактный датчик, систему охлаждения и термостабилизации, систему измерения, сбора и хранения информации.

### Основные положения, выносимые на защиту.

1. Совокупность алгоритмов для анализа данных ИКТ, позволяющая проводить расчёт мощности локализованных источников тепла, и методика верификации значения скорости диссипации, основанная на применении калиброванного контактного датчика потока тепла.

2. Результаты экспериментального исследования процессов диссипации энергии при деформировании металлов и сплавов в условиях квазистатического растяжения гладких образцов и циклического нагружения образцов с трещиной.

3. Полученные на основе метода ИКТ экспериментальные результаты, подтверждающие возможность использования критерия по скорости и величине накопленной энергии для определения момента разрушения материала.

4. Метод численной оценки величины Ј-интеграла по данным метода ИКТ.

5. Кинетическое соотношение для скорости усталостной трещины как функции скорости диссипации энергии и текущей длины трещины.

Обоснованность И достоверность результатов экспериментальных исследований обеспечивается соблюдением методологии проведения эксперимента, использованием поверенного метрологического оборудования, воспроизводимостью результатов и устойчивой согласием установленных закономерностей с результатами других авторов. Достоверность расчётов и теоретических результатов, полученных В диссертационной работе, обеспечиваются корректностью математических постановок задач, проведением тестовых расчётов, сопоставлением частных численных результатов С

аналитическими решениями, результатами других авторов, оригинальными и опубликованными ранее экспериментальными данными.

Апробация результатов работы. Основные результаты работы докладывались на 7 зарубежных конференциях: 12th International conferences on Quantitative InfraRed Thermography, Bordeaux, France, 7-11 July 2014; 13th International Conference on Fracture (ICF13), Beijing (China), June 16-21, 2013; 7<sup>th</sup> International Conference on Materials Structure and Micromechanics of Fracture (MSMF7), Brno (Czech Republic), July 1-3, 2013; International Conference on Full-Field Measurement Techniques and their Application in Experimental Solid Mechanics (PhotoMechanics 2013), Montpellier, SupAgro (France), May 27-29, 2013; 12th workshop Advanced Infrared Technology and Applications 2013(AITA 2013), 10-13 September, Turin, Italy; 20th European Conference on Fracture (ECF20), Trondheim, Norway, 28 june-04 july 2014; 11-th International fatigue congress (Fatigue 2014), Melbourne, Australia, 2-7 March, 2014; и на 5 конференциях, проходивших на территории Российской Федерации: XVIII Зимняя школа по механике сплошных сред, Пермь, 18-22 февраля 2013; XX Петербургские чтения по проблемам прочности, посвященные памяти профессора В. А. Лихачева, Санкт-Петербург, 10 - 12 апреля 2012; The 13<sup>th</sup> International Conference New Trends in Fatigue and Fracture (NT2F13), Moscow (Russia), May 13-16, 2013; International workshop "Failure of heterogeneous materials under intensive loading: experimental and multiscale modeling", Perm (Russia), February 10-14, 2014; XXI Петербургские чтения по проблемам прочности, Санкт-Петербург, 15-17 апреля 2014.

Публикации. По теме диссертации опубликовано 12 статей, из них 3 статьи в журналах, входящих в международную систему цитирования Web of Science, 8 статей в журналах, входящих в международную систему цитирования Scopus, 11 статей в журналах, входящих в перечень включённых Высшей аттестационной комиссией России в список изданий, рекомендуемых для опубликования основных научных результатов диссертаций на соискание ученой степени кандидата и доктора наук. **Личный вклад автора** заключается в анализе текущего состояния исследований по теме работы, создании алгоритмов, формулировке основных результатов и выводов диссертации. Автор непосредственно разрабатывала и реализовывала методы, алгоритмы и программы обработки экспериментальных данных. Автор лично проводила экспериментальные исследования, представленные в работе, и обрабатывала полученные экспериментальные результаты.

Структура и объём диссертации. Диссертация состоит из введения, трёх глав, заключения и списка литературы. Объём диссертации составляет 119 страниц, включая 42 рисунка и 10 таблиц. Список литературы содержит 110 наименований.

Во введении обоснована актуальность темы исследования, проведён краткий обзор современного состояния исследований в области механики деформируемого твёрдого тела, использующих метод ИКТ, сформулированы основные проблемы метода ИКТ, затрудняющие его использование при исследованиях, определены цели и задачи работы, перечислены полученные результаты, раскрыта их новизна, научная и практическая значимость, представлены положения, защиту, выносимые на И описана структура диссертации.

Первая глава диссертации носит обзорный характер. В ней приведены ранее основные достижения, полученные при исследовании процессов накопления и диссипации энергии при деформировании и разрушении металлов. Рассмотрены основные экспериментальные методы исследования термодинамики пластического течения, проанализированы известные экспериментальные результаты, касающиеся определения баланса энергии В процессе деформирования и разрушения металлов. Проведён критический анализ использования метода ИКТ для исследования задач механики деформируемого твёрдого тела, определены основные проблемы применения данного метода и намечены пути их решения.

Вторая глава диссертационной работы посвящена разработке алгоритмов, позволяющих использовать метод ИКТ для исследования термодинамических процессов, протекающих при разрушении материалов.

В разделе 2.1 приведено описание условий проведённых экспериментов, представлены физико-механические свойства исследованных материалов и геометрии образцов.

Раздел 2.2 посвящен описанию математических методов обработки экспериментальных данных температуры, включающих в себя алгоритм компенсации относительного движения объектива ИК камеры и образца при алгоритмов фильтрации циклических испытаниях, шумов, вызванных воздействием окружающей среды, и расчету поля мощности источников тепла на основе обработанных данных.

В заключительном разделе 2.3 рассмотрены методы калибровки экспериментальных данных ИК измерений, позволяющие гарантировать точность расчета мощности источников тепла в материале. Для независимого измерения скорости диссипации энергии и калибровки данных ИК измерений был разработан контактный датчик потока тепла, работающий на основе элементов Пельтье.

В **третьей главе** представлены результаты расчета изменения запасаемой в материале энергии в процессе деформирования и значения J-интеграла по данным ИКТ. На основе анализа баланса энергии у вершины усталостной трещины предложена оценка кинетики её роста.

Раздел 3.1 данной главы посвящен экспериментальному исследованию эволюции доли запасаемой (накопленной) в материале энергии при усталостных и квазистатических испытаниях на основе данных ИКТ.

В разделе 3.2 представлена методика расчета J-интеграла по данным мощности источника тепла у вершины трещины.

Раздел 3.3 посвящен разработке метода оценки кинетики усталостной трещины по данным анализа баланса энергии в области её вершины.

**В заключении** диссертации приведены основные результаты и сформулированы выводы.

## Глава 1. Современное состояние исследований процессов накопления и диссипации энергии при деформировании и разрушении металлов

#### Введение

В связи с постоянным усовершенствованием технических возможностей и появлением новых методик исследования, современные работы, направленные на изучение процессов пластического деформирования и разрушения материалов, включают в себя широкий спектр инструментов, позволяющих заглянуть вглубь различных процесса, И рассмотреть его с точек зрения: структурной, механической, термодинамической. Такой комплексный подход дает наиболее четкое понимание процессов, происходящих в материале при деформировании, и делает возможным построение наиболее полной модели, описывающей процесс пластического деформирования и разрушения. В рамках данной работы особый интерес представляет экспериментальное исследование термодинамических аспектов процесса деформирования и разрушения металлических материалов с целью выявления закономерностей, отражающих зарождение и развитие дефектных структур.

энергий (пластической, Оценка значений различных накопленной, диссипированной), вовлеченных в процесс деформирования материала, имеет огромную значимость по нескольким причинам. Во-первых, их измерение дает возможность глубже проникнуть в суть механизмов деформации и разрушения. Во-вторых, энергетическая концепция описывает изменение внутренней энергии материала и, таким образом, вносит вклад в построение и валидацию моделей, базирующихся на принципах термодинамики. В-третьих, информация об эволюции различных энергетических параметров может быть использована для идентификации коэффициентов (например, коэффициента Тейлора-Куинни), часто использумых при численном моделировании адиабатических процессов для оценки количества работы пластической деформации, перешедшей в тепловую энергию [1].

Значительные усилия различных авторов (Н.Ф. Морозов, Е.М. Морозов, О.Б. Наймарк, Р. Rosakis, W. Oliferuk, А. Risitano и др.) были направлены на создание теоретических моделей, описывающих поведения материала в процессе деформирования и разрушения и включающих в себя термодинамические и структурные параметры системы, как характеристики, определяющие протекание процесса деформирования и разрушения материала.

Первые работы, посвященные экспериментальному исследованию изменения внутренней энергии материала при пластической деформации и разрушении, были сделаны Фареном, Тейлором, Куинни (Farren, Taylor, Quinney, 1925, 1934). Широкий обзор работ, посвященный исследованиям накопленной (запасенной) в материале энергии, был опубликован профессором Бивером (Bever, 1973). В этих работах измерение производства телпа в процессе деформирования материала осуществлялось термопарами или калориметрами, что создавало дополнительные сложности при проведении экспериментов И требовало специального оборудования. Рост технических возможностей и появление инфракрасных камер высокого разрешения на сегодняшний день позволил упростить и ускорить экспериментальные исследования диссипации и накопления энергии в металлах, а также повысить точность измеряемых значений. Метод инфракрасного сканирования используется многими исследователями (Oliferuk (1985), Chrysochoos (1989), Hodowany (2000), Macdougall (2000), Louche and Tabourot (2004), Oliferuk и Мај (2009)), как быстрый и удобный способ изучения термодинамики процесса деформирования и разрушения металлов. Однако этот метод требует решения некоторых проблем, связанных с калибровкой измерений, определением константы, отвечающей за потери тепла при взаимодействии материала с окружающей средой, расчетом мощности источников тепла по экспериментальным данным температурного поля.

Данная глава носит обзорный характер. В ней приведены основные результаты, полученные ранее при исследовании процессов накопления и диссипации энергии при деформировании и разрушении металлов.

В первом разделе данной главы описаны результаты исследований, посвященных влиянию структурных факторов на процессы накопления и Bo диссипации энергии В металлах. втором разделе рассматриваются направленные на определение накопленной (запасенной) и исследования. диссипированной энергии при циклическом деформировании и распространении трещины. Третий раздел посвящен описанию некоторых современных теоретических моделей процесса деформирования и разрушения материалов. Обзор экспериментальных методов, используемых для определения энергии диссипации и накопленной энергии при различных механических испытаниях, представлен в разделе 4 настоящей главы. В пятом разделе проведен критический ИКТ для исследования метода анализ использования задач механики деформируемого твёрдого тела, определены основные проблемы применения данного метода и намечены пути их решения.

## 1.1. Эволюция структуры материала в процессе пластического деформирования и разрушения. Процессы накопления и диссипации энергии

На сегодняшний день по результатам большого количества исследовательских работ установлено, что в процессе пластической деформации материала его дефектная структура претерпевает ряд качественных структурнофазовых переходов [2-8].

B деформирования дефекты процессе структуры материала взаимодействуют между собой, это приводит к их перестраиванию, аннигиляции или возникновению новых дефектов [9]. Как только данный структурный уровень исчерпывает возможность дальнейшей реализации механизмов релаксации, возникают дефекты более высокого уровня, что свидетельствует о наличии признаков статистической автомодельности. В условиях больших деформаций макроскопические свойства материала в основном зависят от коллективных дислокационных эффектов, формированием ансамбля связанных С

взаимодействующих дислокаций, которые создают значительные внутренние напряжения, элементарные сдвиги, что приводит к накоплению энергии в материале. Увеличение плотности дислокаций приводит к возникновению дислокационных субструктур различных уровней. Микросдвиги и микротрещины наиболее близки к макроскопическому уровню и являются наиболее представительными ансамблями на развитой стадии пластической деформации и разрушения, имея большие значения энергий в сравнении с точечными дефектами и дислокациями.

Плотность дислокаций является структурным параметром, определяющим состояние материала и его дальнейшую структурную эволюцию на каждой стадии процесса деформирования, сопровождающегося накоплением и диссипацией энергии. Большое влияние на эти процессы оказывает предварительная история деформирования [10]. Показано, что начальная пластическая деформация качественно изменяет характер процесса накопления энергии. В работах [11, 12] исследовалась сталь марки 316L в условиях растяжения. При приложении предварительной деформации в продольном направлении максимум значения накопленной энергии, наблюдаемый при обычных условиях деформирования, исчезает. Еще одним важным структурным фактором, влияющим на процесс накопления и диссипации энергии в материале, является начальный размер зерна. В работах [12, 13, 14] для образцов из меди при квазистатическом растяжении и образцов субмикрокристаллического сжатии И для ИЗ титана при квазистатическом растяжении было показано, что значение запасенной (накопленной) в материале энергии больше для образцов с меньшим размером зерна. В работе [15] представлены результаты испытаний на растяжение образцов из сплава 82.6Au17.4Ag с размером зерна 32 мкм и 446 мкм. Показано, что при малых значениях деформации (до 0,06) мелкозернистый материал накапливает большее количество энергии, чем крупнозернистый.

В настоящие время развитие структурных методов исследования позволило изучить и классифицировать различные сценарии эволюции структуры материала в процессе деформирования. Данный процесс требует проведения трудоёмких исследований и не позволяет проводить мониторинг текущего состояния материала в режиме реального времени. Изменение структуры влияет на энергетическое состояние материала и на протекании процессов накопления и диссипации энергии, что делает возможными связать его с изменением термодинамических параметров и предложить термодинамические методы мониторинга исчерпания эксплуатационного ресурса материла.

Эволюция структуры материала, содержащей нелинейный ансамбль взаимодействующих дефектов различных структурных уровней, рассматривается в данной работе с макроскопической (интегральной) точки зрения на основе анализа закономерности процессов накопления и диссипации энергии в деформируемом материале. При таком подходе потеря детализации описания ЭВОЛЮЦИИ материала компенсируется структуры универсальностью предложенных методов и возможностью использования их результатов как в рамках классических постановок задач механики сплошных сред, так и в инженерных приложениях.

С точки зрения данного исследования наибольший интерес представляют экспериментальные работы, посвященные исследованию процессов накопления и диссипации энергии у вершины усталостной трещины в процессе циклических испытаний.

## 1. 2. Накопление и диссипация энергии при циклическом деформирвании и распространении трещин

Исследование процессов диссипации И накопления энергии при циклическом нагружении началось задолго до того, как методы бесконтактного тепловизионного мониторинга стали общедоступными, достаточно точными и простыми. Еще в начале 1970х годов, В.В. Федоров разработал оригинальную экспериментальную установку, которая позволила ему контролировать процесс температуру диссипации энергии и измерять поверхности образца при деформировании [16]. Перед циклическом началом исследований на

разработанной установке был проведен комплекс подготовительных мероприятий прецизионного определения рассеиваемой для количества энергии, деформируемым объемом в окружающую среду в процессе усталостных испытаний. Этот комплекс включал себя разработку В специальных приспособлений для замера тепловых потоков и методики его калибровки. По окончании данных работ были построены калибровочные графики. Основная схема установки для замера тепловых потоков в процессе усталостного испытания, разработанная В.В. Федоровым, показана на рисунке 1.1.



Рис. 1.1. Схема измерения тепловых потоков в процессе испытаний (1 – наружная нагревательная спираль, 2 – потенциометр, 3 – холодный термостированный спай, 4 – электронный регулятор нагрева спирали, 5 – электрическая спираль, 6 – охранный цилиндр, 7 – захваты испытательной машины, 8 – ваттметр) [16].

На образец устанавливаются термопары  $\Pi_1$  и  $\Pi_2$  – по краям, и термопара  $T_f$  – на рабочую часть образца. На охранный цилиндр 6 крепится дифференциальная

термопара  $\Pi_0$  для регулировки радиального теплопотока, который при установившемся тепловом режиме должен быть равен нулю. В процессе усталостного испытания периодически снимались показания термопар  $\Pi_1$ ,  $\Pi_2$  и  $T_f$ , после чего на основе ранее полученных калибровочных графиков рассчитывалось значение теплового потока и изменение тепловой составляющей внутренней энергии, определялось суммарное значение теплового эффекта циклических деформаций. Также на основе метода динамической петли гистерезиса была рассчитана необратимо затраченная за цикл энергия циклических деформаций.

Результаты экспериментальных исследований, нацеленных на комплексное изучение взаимной связи пластической деформации и разрушения различных конструкционных материалов с энергетическими характеристиками процесса, приведены на следующих графиках. На рисунке 1.2 показана зависимость текущего изменения плотности скрытой энергии от количества циклов. По мере ее накопления в материале скорость процесса падает, что свидетельствует об упрочнении материала по мере его деформирования.



Рис. 1.2. Кинетические кривые изменения в деформируемых объемах плотности скрытой энергии в зависимости от числа циклов деформирования для стали 45 при разных амплитудах циклического нагружения (1 –  $\sigma_a$  =25,3 кг/мм<sup>2</sup>, N=28·10<sup>3</sup> циклов; 2 –  $\sigma_a$  =24,8 кг/мм<sup>2</sup>, N=59·10<sup>3</sup> циклов; 3 –  $\sigma_a$  =23,9 кг/мм<sup>2</sup>, N=88·10<sup>3</sup> циклов; 4 –  $\sigma_a$  =23,1 кг/мм<sup>2</sup>, N=133·10<sup>3</sup> циклов; 5 –  $\sigma_a$  =22,5 кг/мм<sup>2</sup>, N=255·10<sup>3</sup> циклов) [16]. Анализ результатов показал, что это критическое значение плотности скрытой энергии практически не зависит от амплитуды нагружения, что подтвердилось и при исследовании сталей других марок (см. рисунок 1.3).

AHTR=AH-M DW AUHUU 1.2.3 100 50 AUHUU 123 DU. 1(0) -101545(0) 40 38 cmanu 45(4

**Рис. 1.3.** Критические значения изменения плотности внутренней энергии в деформируемых объемах материала при различных значениях амплитуды нагружения [16].

Таким образом, было показано, что количество термической энергии, диссипирующей при циклическом деформировании стальных образцов, может иметь абсолютно разные значения, а критическое значение запасенной в материале энергии в процессе деформирования не зависит от условий нагружения и коррелирует в момент разрушения материала со значением энтальпии материала в жидком состоянии при температуре плавления.

Эксперимент по исследованию эволюции накопленной в материале энергии при его деформировании и разрушении, предложенный В.В. Федоровым, был технически трудоемким и требующим долговременной подготовки. В данной работе была поставлена задача разработать простую и быструю методику для оценки величины накопленной в материале энергии, базируясь на современных технических возможностях. После значительного технологического скачка, который вывел производство инфракрасных камер и возможности их применения на более высокий уровень, метод ИКТ всё чаще стал использоваться для исследования процессов тепловыделения при различных видах нагружения.

Методика быстрой оценки предела усталости материала при циклическом нагружении без высокой степени пластической деформации на основе метода ИКТ описана в [17, 18]. Исследование проводилось в условиях так называемого степ-теста, который заключался в пошаговом увеличении уровня напряжения и регистрации повышения температуры образца в процессе шага нагружения с помощью инфракрасной камеры AGA 782 SW (Agema SW 782).

Исследование зависимости процессов диссипации энергии от амплитуды основе напряжения данных ИКТ проведено [19]. приложенного на В Исследовались тонкие плоские образцы из двухфазной стали DP60 при частоте 50 Гц. Температура поверхности образца регистрировалась инфракрасной камерой CEDIP SW. Испытания проводились на основе блокового нагружения, при котором амплитуда нагружения увеличивалась на 10% на каждом блоке. При расчете величины диссипированной энергии авторы работы предполагали, что при завершении каждого цикла значение термоупругой энергии равно нулю. По результатам анализа экспериментальных данных эволюцию диссипации энергии авторы разделяют на три стадии. Первая характеризуется тем, что значение диссипации энергии мало при низких амплитудах нагружения и линейно увеличивается между блоками. На второй стадии происходит существенное увеличение диссипации энергии, постоянной внутри блока. На третьей стадии значение энергии диссипации значительно снижается ЛО некоторого установившегося значения. Изменение в значении диссипации энергии при переходе от первой стадии ко второй авторы [17, 18] связывают с переходом материала через предел усталости.

В работах [20, 21] было установлено, что изменение средней температуры образца при циклическом деформировании имеет три основных стадии: быстрое увеличение в начале испытания, относительно устойчивая область, включающая в

себя большую часть времени эксперимента и быстрый заключительный рост, соответствующий моменту появления усталостной трещины.

Исследование процессов накопления энергии проводилось на различных материалах при разных условиях нагружения. Например, в работе [22] исследовалось циклическое кручение медных труб. При амплитуде деформации 0.005 величина накопленной энергии имела значение 0.16 кал/моль за цикл, что составляло 20 % от энергии, затраченной на деформирование образца.

В работе [23] приведены исследования циклического поведения отожженых и предварительно деформированных медных труб. Было показано, что отожженая медь при деформировании накапливает значительно большее количество энергии, чем предварительно деформированная. Накопленная энергия при деформировании отожженых медных образцов составляла 4.4 кал/моль за 500 циклов при деформации 0.006 и 7.6 кал/моль за 89 циклов при деформации 0.02. Накопленная энергия предварительно деформированной меди была существенно меньше: 1.9 кал/моль за 1000 циклов при деформации 0.024 и 0.026, соответственно.

Значение накопленной энергии при кручении трубчатых и цилиндрических аллюминиевых образцов исследовалось в [24, 25]. Авторы измерили величину затраченной работы и количество диссипированной энергии, значение накопленной энергии определялось из разности этих величин. Было показано, что за исключением первых двух циклов нагружения, начинающихся с отожженого состояния, доля энергии, диссипированной в тепло, колеблется в диапазоне 95-100%.

При распространении трещины в материале на ее скорость и на возможность сопротивления материала помимо инерциальных и скоростночувствительных эффектов может повлиять повышение температуры в ее вершине. В работе [26], расматривая растущую зону пластической деформации как распределенный источник тепла, авторы теоретически оценили максимальное повышение температуры в вершине трещины. Она составила 120°C, 60°C и 80°C для титана, стали и алюминия соответственно. Эти результаты хорошо согласуются с экспериментальными данными, представленными в работах [27, 28], где для измерения температуры в дискретных точках, а именно в вершине распространяющейся трещины в высокомодульных сталях, использовались специальные датчики. В работах [29, 30, 31, 32] аналогичный метод использовался для измерения повышения температуры поперек направления распространения полос локализованного сдвига в сталях.

В [33] был предложен метод раннего обнаружения локализации пластической деформации и места зарождения трещины, в основе которого лежала оценка инфракрасного излучения, испускаемого материалом в процессе растяжения. В качестве критерия использовалась степень проявления термоупругого эффекта.

Исследования процессов тепловыделения в металлах и структурные исследования материалов явились основой для развития термодинамических моделей, позволяющих описать баланс энергии при пластической деформации.

# **1.3.** Некоторые современные теоретические модели процессов накопления и диссипации энергии в металлах

Многочисленные экспериментальные работы показали необходимость учета процессов накопления и диссипации энергии при построении теоретических моделей, описывающих процесс деформирования и разрушения материалов [34].

Значительное внимание в теоретических работах уделяется выявлению связи величины накопленной (запасенной) в процессе деформирования энергии и плотности основных носителей пластической деформации.

Построение модели в [35, 36, 37] основано на оценке величины накопленной энергии по диаграмме, описывающей напряженно-деформированное состояние материала. В [37] показано, что теоретическая модель, построенная таким образом, позволяет оценить только часть накопленной энергии, связанной с неоднородной пластической деформацией. Прямое вычисление накопленной энергии как разности между внутренней энергией, связанной с дислокационной

структурой в текущем и начальном состояниях, показано в [38]. Авторы используют для этого дискретную дислокационную модель пластичности. В [39, 40] предложен подход, использующий для описания величины накопленной энергии внутренние переменные, в частности величину энергии пластической деформации, которая, как предполагают авторы работы, является функцией только внутренних переменных. Накопленная энергии в этих моделях определяется соотношением  $E(\varepsilon^p) = \int_{0}^{\varepsilon^p} \sigma d\varepsilon - c\Delta T$ , а скорость диссипации энергии рассчитывается по формуле  $\sigma \dot{\varepsilon}^p - E(\varepsilon^p) \dot{\varepsilon}^p$ .

В [39] выражение, определяющее долю механической энергии, преобразованной в тепло, имеет вид:

$$\beta_{diff} = \frac{\rho c_v T}{\sigma \dot{\varepsilon}^p}.$$
(1.1)

Обозначение "diff" использовано, чтобы подчеркнуть рассмотрение соотношения между скоростями исследуемых величин. Величина  $\beta_{diff}$  определяет мгновенную скорость накопления энергии, а  $\beta_{int}$  – интегральное значение накопленной энергии:

$$\beta_{int} = \frac{\int_{0}^{t} \rho c_{\nu} \dot{T} dt}{\int_{0}^{t} \sigma \dot{\varepsilon}^{p} dt}.$$
(1.2)

Величина  $\beta_{int}$  может использоваться для определения глобального повышения температуры материала,  $\beta_{diff}$  используется при построении определяющих соотношений.

Работы [41-45] посвящены описанию теоретической модели, в основе которой лежит статистическое описание эволюции ансамбля мезодефектов и ее влияния на диссипативную способность материала. Согласно ей, эволюция ансамбля дефектов в материале моделируется с помощью внутренней полевой структурно чувствительной переменной, представляющей собой плотность

дефектов и совпадающей по смыслу с дополнительной деформацией, обусловленной возникновением и ростом дефектов [46]. Уравнение согласования для определения тензора, описывающего объемную концентрацию и ориентацию дефектов, в этой модели имеет вид:

$$\tilde{p} = N \int \tilde{s} W(\tilde{s}) d\tilde{s}, \qquad (1.3)$$

где  $\tilde{s}$  – симметричный тензор, описывающий мезоскопические дефекты (микросдвиги), N – число дефектов в единице объема, W – функция распределения дефектов по размерам и ориентациям вида  $W = Z^{-1} exp(-E/\theta)(E - \beta)$  энергия дефекта, Z – нормирующий множитель,  $\theta$  – эффективный температурный фактор, отвечающий за восприимчивость системы) [41].

В работе [47] В качестве структурных элементов, определяющих механическое поведение материала, рассматриваются средний размер зерна, плотность дислокаций внутри зерен и плотность дислокаций внутри границ зерен или разориентация границ зерен. В основу теории положено предположение о наличии структурного скейлинга в ансамбле дислокаций при малых напряжениях. Основной особенностью модели является предположение о насыщении дислокационной плотности внутри деформирования зерен вначале И определяющей роли процессов измельчения и упорядочения структуры на завершающих стадиях деформирования.

Таким образом, современные модели деформирования и разрушения материалов базируются на описании связи величины накопленной энергии в процессе деформирования и плотности основных носителей пластической деформации, которая играет основополагающую роль в сценарии зарождения и эволюции дефектов, что неоднократно было показано в большом количестве экспериментальных работ и подтверждено результатами численного моделирования этого процесса.

# 1. 4. Виды экспериментальных методов исследования процессов накопления и диссипации энергии в металлах

[23] B методы измерения накопленной В материале энергии классифицируются на два типа: одношаговые и двухшаговые. Отличительной особенностью одношаговых методов измерения накопленной в материале энергии является определение измерения разницы во внутренней энергии; измерения температуры проводятся непосредственно во время деформации с помощью термопар [48], инфракрасной термографии (при квазистатическом нагружении – в [49], при циклическом нагружении – в [50]) или эксперимент проводят непосредственно в калориметре. К двухшаговым методам относят методы, когда сначала материал подвергают деформированию, а затем измеряют запасаемую в материале энергию. Все одношаговые методы базируются на применении первого закона термодинамики и нахождении запасаемой энергии как разницы между значением механической работы, совершаемой над телом во время испытания, и диссипируемым в это время теплом. Механическую работу при этом обычно находят по данным кривой  $\sigma(\varepsilon)$  с измерением деформации на базе одноосного деформирования, а тепло по измеряемому изменению температуры образца или его теплоемкости, в других случаях, тепло измеряют напрямую, деформируя образец непосредственно в калориметре. Главным ограничением одношаговых методов является тот факт, что они не дают информации о высвобождении запасенной энергии во время процесса восстановления. Успехов в развитии одношаговой методики измерения запасаемой в материале энергии добились Вильямс, Эрдман и Джахода, Волфенден и Апплетон [51-55].

Результатом применения двухшаговых методик является определение значения разницы между энтальпией двух состояний образца: состояния, так называемой, холодной работы (когда значительная часть механической энергии, прилагаемой к образцу со стороны испытательной машины, тратится на мгновенное деформирование, вызывающее искажение кристаллической решетки) и стандартного (эталонного) состояния в условиях отжига. Ограничением этого типа методов является то, что они не позволяют учитывать процессы, происходящие в материале сразу после деформирования при переносе образца в калориметр [23].

Представленные методики исследования термодинамического состояния образца при механических испытаниях имеют достаточно сложно реализуемые требующие значительного количества времени схемы, И сложного, дорогостоящего оборудования. На этом фоне на первый план выходят перспективные современные методики исследования термодинамики процесса использующие В качестве регистрирующего оборудования разрушения, инфракрасные камеры высокого разрешения.

Физической основой метода ИКТ является регистрация и измерение величины инфракрасного излучения тела. Инфракрасное излучение — электромагнитное излучение, занимающее спектральную область между красным концом видимого света (с длиной волны  $\lambda = 0,74$  мкм) и микроволновым излучением ( $\lambda \sim 1-2$  мм). Было открыто в 1800 году английским учёным У. Гершелем.

Диапазон инфракрасного излучения подразделяют на три составляющих: коротковолновая область:  $\lambda$ =0,74 - 2,5 мкм; средневолновая область:  $\lambda$ =2,5 - 50 мкм; длинноволновая область:  $\lambda$ =50 - 2000 мкм. Инфракрасное излучение также называют "тепловым" излучением, так как все тела, твёрдые и жидкие, при температуре выше абсолютного нуля излучают энергию в инфракрасном спектре. При этом длины волн, излучаемые телом, зависят от его температуры нагревания: чем выше температура, тем короче длина волны и выше интенсивность излучения.

Инфракрасное излучение является низкоэнергетическим и для глаза человека невидимо, поэтому для его изучения созданы специальные приборы тепловизоры (термографы), позволяющие улавливать это излучение, измерять его и превращать его в видимую для глаза картину. Тепловизоры относятся к оптикоэлектронным приборам пассивного типа. В них невидимое глазом человека излучение переходит в электрический сигнал, который подвергается усилению и автоматической обработке, а затем преобразуется в видимое изображение теплового поля объекта для его визуальной и количественной оценки.

Первая инфракрасная камера была создана в 1929 году. После нефтяного кризиса в 1973 г. интерес к инфракрасной технике значительно повысился в связи с тем, что с ее помощью стало возможным определение мест утечек тепла в зданиях и промышленных установках.

Первая промышленно изготовленная инфракрасная камера, дающая тепловизионное изображение, появилась в 1960 г. в Швеции. В конце 1980-х годов была создана камера, которая не требовала охлаждения жидким азотом, а использовала такие наиболее современные по тому времени и компактные системы, как охладитель Стирлинга или термоэлектрическое устройство охлаждения, работающее на базе использования эффекта Пельтье [56, 57].

В условиях постоянного развития инфракрасной техники в настоящее время метод ИКТ позволяет в реальном времени измерять температуру материала при деформировании и рассчитывать термическую энергию и скорость диссипации энергии.

# 1. 5. Критический анализ метода инфракрасной термографии в применении к задачам механики разрушения и механики трещин

Инфракрасный мониторинг на сегодняшний день является одним из универсальных методов для определения температуры поверхности тел, обнаружения и отслеживания источников тепла. Его активно применяют в различных областях знаний: медицине, авиации, мостостроении и т.д. Задачи по исследованию источников тепла ставятся и в области механики разрушения и механики трещин. Одной из положительных сторон использования ИКТ для исследования процессов диссипации и накопления энергии при усталостных испытаниях является то, что методика не требует вносить изменения в стандартные схемы механических экспериментов. Однако для успешного использования метода ИКТ в этом направлении исследований необходимо решить ряд проблем, связанных как с особенностями применения инфракрасных камер, так и с методиками исследований материалов при циклическом и квазистатическом нагружении.

Можно сформулировать следующие проблемы, с которыми сталкивается исследователь при работе с инфракрасными камерами в применении к задачам механики разрушения.

- Отражательная способность исследуемой поверхности. Метод ИКТ не применим к прямому исследованию температуры зеркальной или близкой к зеркальной поверхности. Такой особенностью обладают все металлические материалы.
- 2. Калибровка инфракрасных измерений, поскольку инфракрасная камера напрямую регистрирует инфракрасное излучение, испускаемое телом, и записывает его интенсивность в условных единицах (DL). В связи с этим возникает вопрос соответствия DL значениям температур в градусах Цельсия или Кельвина.
- 3. Шумы, связанные с малыми флуктуациями температуры окружающей среды в экспериментальном помещении и работой самой ИК камеры.
- Движение образца, закрепленного в испытательной машине, относительно инфракрасной камеры, находящейся на неподвижной опоре, при циклических испытаниях, которое не позволяет отслеживать эволюцию температуры конкретной точки поверхности.
- 5. Регистрация ИК камерой некоторой поверхностной осредненной по толщине образца температуры. Для расчета мощности источников тепла по такой температуре необходимо применять осредненное по толщине образца уравнение теплопроводности и вводить и оценивать коэффициент, отвечающий за теплообмен образца с окружающей средой вдоль направления, перпендикулярного к поверхности образца и изменение поля теппературы в плоскости образца.

 Верификация значения мощности источников тепла, рассчитываемой по экспериментальным данным температуры поверхности образца на основе осредненного уравнения теплопроводности.

Таким образом, для решения перечисленных проблем, препятствующих успешному использованию инфракрасных камер в исследованиях процессов деформирования и разрушения металлов необходимо предпринять следующее.

- В условиях квазистатических и циклических испытаний металлических материалов с применением ИК камер для определения температуры поверхности образца непосредственно во время эксперимента требуется специальная обработка поверхности образцов, снижающая ее отражательную способность и не искажающая при этом температурный сигнал. С этой целью обычно используются такие покрытия, как аморфный углерод, графит или черная матовая краска.
- 2. Использование приборов, имитирующих излучение абсолютно черного тела, калибровка камеры по образцу с дополнительным контактным каналом измерения температуры.
- 3. При слабом изменении температуры исследуемого объекта колебания температуры, вызванные воздействием факторов окружающей среды и работой самой ИК камеры, начинают оказывать значительное влияние. В таких условиях невозможно напрямую использовать экспериментальные данные температуры для определения мощности источников тепла на основе уравнения теплопроводности, так как численный расчет пространственных и временных производных даст неудовлетворительные результаты. В связи с этим необходимо разработать алгоритм фильтрации экспериментального сигнала температуры как по пространству, так и по времени.
- Проблема, связанная с относительным движением образца, требует разработки алгоритма компенсации движения, который бы позволил исследовать температуру конкретной точки циклически перемещающейся поверхности с динамически меняющимся полем температур.

- 5. Определение коэффициента теплообмена образца с окружающей средой образца основано на методике оценки динамики остывания после интенсивного точечного нагрева. Необходимо адаптировать и реализовать определения коэффициента теплообмена алгоритм лля исследуемых материалов.
- Калибровка инфракрасных измерений и верификация их пересчета в значения мощности источников тепла требует создания альтернативной экспериментальной методики прямого измерения мощности источников тепла.

В представляемой работе учтены все перечисленные проблемы, связанные с использованием инфракрасных камер при исследовании динамики источников тепла в процессе деформирования и разрушения материалов, и предложены варианты их решения. Далее, в главе 2 будет последовательно описана реализация основных мероприятий по созданию условий для применения метода ИКТ при исследовании процессов деформирования и разрушения металлических материалов.

#### Выводы

В обзорной главе на основе анализа многочисленных работ, посвященных экспериментальному и теоретическому исследованию эволюции структуры материала при деформировании и разрушении, сопутствующих ей процессов диссипации и накопления энергии, показана важность исследуемого вопроса и будущего развития методов исследования термодинамических параметров, определяющих процессы деформирования и разрушения. В настоящее время ИКТ является одной ИЗ перспективных методик, позволяющих проводить термодинамические измерения. Одной из положительных сторон использования ИКТ для исследования процессов диссипации и накопления энергии при усталостных испытаниях является то, что методика не требует вносить изменения в стандартные схемы механических экспериментов. Однако наряду с очевидными преимуществами метода существует ряд сложностей, которые не позволяют напрямую применять его для исследования процесса диссипации энергии непосредственно во время механических испытаний. В заключении данной главы были сформулированы основные проблемы, связанные с использованием метода ИКТ для исследования деформирования металлических материалов, и намечены пути их решения, которые более подробно описаны в следующей главе.

## Глава 2. Разработка метода расчета мощности источников тепла по данным инфракрасной термографии в процессе механических испытаний

### Введение

Основной задачей, стоящей в настоящий момент перед механиками, является развитие и реализация методов обработки экспериментальных данных. Цель данной главы – разработка алгоритмов, позволяющих использовать метод ИКТ для исследования термодинамических процессов, протекающих при разрушении материалов. Предварительный анализ, проведённый в первой главе, позволил сформулировать основные проблемы, связанные с использованием метода ИКТ в механике разрушения. В данной главе представлены варианты их решения.

В разделе 2.1 настоящей главы приведено описание условий проведенных экспериментов, материала испытываемых образцов и их свойств. Раздел 2.2 посвящен описанию математических методов обработки экспериментальных данных температуры, включающих в себя алгоритм компенсации движения образца относительно объектива инфракрасной камеры, алгоритм фильтрации шумов, вызванных воздействием окружающей среды, и расчету поля мощности источников тепла на основе обработанных данных. В заключительном разделе 2.3 говорится об экспериментальной методике калибровки инфракрасных измерений.

## 2. 1. Экспериментальное исследование процессов накопления и диссипации энергии в армко-железе, титановом сплаве ОТ-4 и нержавеющей стали 8X18H10

Экспериментальное исследование энергии диссипации проводилось в условиях циклического и квазистатического нагружения образцов из трех видов материалов: титанового сплава ОТ-4, нержавеющей стали 8Х18Н10 и армкожелеза. Толщина образцов составляла 3 мм. Химический состав исследуемых материалов приведен в таблице 2.1, 2.2 и 2.3 соответственно. Механические

свойства материалов сведены в таблице 2.4 [58]. В таблице 2.5 представлены значения величин, необходимых для расчета мощности источников тепла по уравнению теплопроводности.

Al	Zr	Si	Fe	0	Н	Ν	С	Mn	Ti
3,68	0,3	0,12	0,3	0,15	0,012	0,05	0,1	1,16	остальное

Таблица 2.1: Химический состав титанового сплава ОТ-4 (%).

Таблица 2.2: Химический состав стали 8Х18Н10 (%).

С	Si	Mn	Ni	S	Р	Cr	Cu	Fe
до 0,08	до 0,8	до 2	9-11	до 0,02	до 0,035	17-19	до 0,3	остальное

Таблица 2.3: Химический состав армко-железа (%).

С	Mn	Si	S	Р	Ni	Cr	Мо	Fe
0,004	0,04	0,05	0,005	0,005	0,06	0,038	0,01	остальное

Таблица 2.4: Механические свойства.

Материал	Модуль упругости, ГПа	Предел текучести, МПа	Предел прочности, МПа	Предел усталости, МПа	Трещиностойкость, МПа√м
Титановый сплав ОТ-	64	800	900	460	75,6
4					
Сталь 8X18H10	196	210	520	-	-
Армко- железо	210	170	260	-	-

Таблица 2.5: Величины, используемые для расчета мощности источников тепла.

Материал	Плотность,	Теплоемкость с,	Теплопроводность	Параметр $\tau$ с	
Материал	кг/м <sup>3</sup>	Дж/(кг·К)	<i>k</i> , Вт/(м·К)		
Сплав					
титана	4430	668	6,6	10-15	
OT-4					

Сталь 08X18H10	7800	500	16,2	60-73
Армко- железо	7870	444	76,2	17

Механические испытания проводились на 100 кН сервогидравлической машине Bi-00-100 при комнатной температуре (20°C).

Температурное поле поверхности образца в процессе механического теста записывалось инфракрасной камерой FLIR SC5000. Спектральный диапазон камеры составлял 3-5 мкм. Максимальный размер кадра 320×256 пикселей; пространственное разрешение – 10<sup>-4</sup> м. Температурная чувствительность 25 мК – 300 К. Калибровка температуры осуществлялась на основе стандартных калибровочных таблиц. В связи с особенностями работы с инфракрасными приборами образцы предварительно проходили процедуру обработки, включающую в себя:

- несколько этапов полировки сканируемой поверхности с помощью абразивной бумаги (на завершающей стадии полировки размер абразивных частиц не превышал 3 мкм);
- покрытие поверхности образца тонким слоем аморфного углерода или матовой черной краской.

Общая схема испытаний представлена на рисунке 2.1. Для реализации квазистатического нагружения образец устанавливался в захваты испытательной машины, перед ним на неподвижной опоре крепилась инфракрасная камера, которая фиксировала изменение температуры поверхности образца непосредственно во время эксперимента. Данные отправлялись на компьютер и затем обрабатывались. Схема экспериментальной установки при циклическом нагружении образцов дополнялась контактным датчиком измерения потока тепла, который устанавливался с противоположной от ИК камеры стороны образца и датчиком измерения длины трещины [59], работающего на основе метода падения потенциала.



**Рис. 2.1.** Общая схема установки для исследования термодинамики процессов, происходящих при различных видах нагружения (А – квазистатическое

растяжение, **Б** – циклическое нагружение.).

Далее, в зависимости от вида испытаний и геометрии образцов, использовались различные условия нагружения и выбирались соответствующие частоты записи инфракрасных данных.

### 2. 1. 1. Условия эксперимента при квазистатическом растяжении

Геометрия образцов при исследовании мощности источников тепла при квазистатическом растяжении представлена на рисунке 2.2.





Скорость деформирования образцов в режиме одноосного растяжения составляла 10<sup>-2</sup> с<sup>-1</sup> (для образцов из титанового сплава ОТ-4) и 2·10<sup>-3</sup> с<sup>-1</sup> (для
образцов из армко-железа). Диаграммы нагружения образцов представлены в разделе 3.1.

Образцы из армко-железа после механической обработки подвергались отжигу в бескислородной атмосфере при температуре 800°С в течение 8 часов. Бескислородная атмосфера была получена путем совместного отжига металлических и медных образцов с развитой поверхностью для лучшего окисления кислорода [34].

В таблице 2.6 собраны данные об испытанных образцах и условиях их нагружения.

**Таблица 2.6.** Таблица экспериментов по квазистатическому растяжению образцов из титанового сплава ОТ-4 и армко-железа.

Образец подвергался предварительной нагрузке, и выдерживался в течение трёх секунд для установления термодинамического равновесия и выбора возможных люфтов нагружающей системы на начальной стадии деформирования. Затем образец растягивался со скоростью деформации 10<sup>-2</sup> с<sup>-1</sup>.

		Имя ИК фильма	Имя файла с данными нагружения (.xls)	Частота съемки, Гц	Выдержк а, мкм	Время съемк и, с	Примечание
		Sp1_000.ptw			Фото		
		Sp1_001.ptw	all_history	356	2800	15,961	-
		Sp1_002.ptw	002	300	2800	8,997	-
	Ŧ	Sp1_003.ptw	003	300	2800	18,563	-
T-4		Sp1 004 ptw		300	2800	2.83	Съемка без
		3p1_004.ptw		500	2000	2,05	нагружения
	зец	Sp1_005.ptw	005+006	300	2800	16,83	-
1	opa	Sp1_006.ptw	005+006	300	2800	17,496	-
(	Õ						Долом, условие
		Sp1 007 ptw	007	50	2800	212 74	ПО
		Sp1_007.ptw	titanium_monotonic_break_	2	2000	212,74	перемещению
							$(10^{-4} \text{ c}^{-1})$
Образец	2 (OT-4)	Sp2_000.ptw		Φ	ото		

	Sp2_001.ptw	titanium_rapid_stretch_2 - 08022012_153406	300	2800	19,996	-
	Sp2_002.ptw	titanium_rapid_stretch_2 - 08022012_153558	300	2800	19,996	-
	Sp2_003.ptw	titanium_rapid_stretch_2 - 08022012_153802	300	2800	19,996	-
	Sp2_004.ptw	titanium_monotonic_break_2 - 08022012_154717 titanium_monotonic_break_2	50	1500	210,18	Долом, условие по перемещению (10 <sup>-4</sup> c <sup>-1</sup> )
	Sp3_001.ptw	titanium_rapid_stretch_3 - 08022012_160643	300	2800	20	-
	Sp3 _002.ptw		300	2800	300,28	Съемка без нагружения
<b></b>	Sp3 _003.ptw	titanium_rapid_stretch_3 - 08022012_160945	300	2800	20	-
3 (OT-2	Sp3_004.ptw	titanium_rapid_stretch_3 - 08022012_161152	300	2800	20	-
<b>ўразец</b>	Sp3_005.ptw	-	50	1500	35,66	Съемка без нагружения
Ŏ	Sp3_006.ptw	-	50	1500	11,42	Съемка без нагружения
	Sp3_007.ptw	titanium_rapid_stretch_3 - 08022012_161220	50	1500	213,68	Долом, условие по перемещению (10 <sup>-4</sup> c <sup>-1</sup> )
Образец 4 (армко- железо)	Sp1\Capture0 01_export	oleg1.txt	25	1100	207.72 5	Квазистатическ ое растяжение (2·10 <sup>-3</sup> c <sup>-1</sup> )

Образец 5 (армко- железо)	Sp2\Capture0 02_export	oleg2.txt	50	1100	363.02 8	Квазистатическ ое растяжение (2·10 <sup>-3</sup> с <sup>-1</sup> )
------------------------------	---------------------------	-----------	----	------	-------------	---

В результате, были получены поля температуры рабочей области образцов при квазистатическом растяжении. Для успешного применения этих данных для расчета полей мощности источников тепла требовалась их предварительная обработка, заключавшаяся в фильтрации шумов, вызванных воздействием самой камеры и малыми флуктуациями температуры окружающей среды. Алгоритм, использованный для реализации обработки данных, представлен в разделе 2.2.

## 2. 1. 2. Условия эксперимента при циклическом нагружении

Для исследования термодинамических особенностей процесса роста усталостной трещины использовались образцы с центральным отверстием, необходимым для позиционного инициирования усталостной трещины. Геометрия образцов представлена на рисунке 2.3. Для исследований использовались образцы из титанового сплава ОТ-4. На первом этапе испытаний в области концентратора напряжений инициировалась небольшая трещина (общий размер отверстия с трещинами с обеих сторон порядка 14 мм).

Зарождение трещины осуществлялось при средней нагрузке 215 МПа, амплитуде 238 МПа и частоте 20 Гц. Затем для замедления роста усталостной трещины и детального исследования термодинамических процессов, происходящих в ее вершине, частота нагружения, ее амплитудное и среднее значения снижались.



**Рис. 2.3.** Геометрия образцов при циклических испытаниях. Все размеры указаны в миллиметрах.

Для получения четкой картины температурного поля вблизи вершины усталостной трещины на объектив инфракрасной камеры устанавливалась увеличивающая короткофокусная линза FLIR SC5000 MW G1 F/3.0 (искажение менее 0,5%). Небольшое фокусное расстояние этой линзы требовало установки инфракрасной камеры практически вплотную к образцу.

Инфракрасная камера устанавливалась на неподвижной опоре так, чтобы область инфракрасной съемки покрывала область вершины трещины (см. рисунок 2.3). Частота инфракрасной съемки составляла в разных испытаниях от 50 до 200 Гц при частоте нагружения 5-20 Гц. В процессе проведения экспериментов было установлено, что оптимальной частотой нагружения является частота 10 Гц, а частота инфракрасной съемки 50-100 Гц. Эта частота нагружения обеспечивает адиабатические условия у вершины трещины, исключая практически перенос тепла за счет конвекции из области генерации тепла около вершины трещины в окружающую среду. Однако этот режим делает возможным перенос тепла засчет теплопроводности материала от более теплых зон к более холодным вблизи вершины трещины. Этот процесс учитывается при расчете мощности источников тепла по средствам слагаемого (лапласиана от поля температуры) в уравнении теплопроводности. При частоте нагружения 5 Гц и меньше процесс переноса тепла играет большую роль и не позволяет рассчитать действительное значение источника тепла. При частоте 20 Гц и более требуется высокая частота

инфракрасной съемки, что увеличивает объем записываемых и обрабатываемых данных. Информация об испытанных образцах представлена в таблице 2.7.

Таблица 2.7. Таблица экспериментов по циклическому нагружению

образцов из титанового сплава ОТ-4.

N₂	Имя IR	Имя Load	Имя NewView	l <sub>1</sub> , мм слева На начало фильма	<i>l</i> <sub>2</sub> , мм справ а	Частот a IR, Гц	Частот а Load, Гц	Amp Load , кН	Mean Load, кН	N	Примечание
1	sp1_0001		sp1_left, sp1_right sp1_left_1, sp1_right_ 1	0,12 1,12	3,25 4,3	50	5	33	32	500	Образец сломался при установке из-за неправильной нагрузки
	sp2_0001	sp2_IRC+S M	Sp2_left, sp2_right	2,9	3,4	50	5	33	32	500	Циклирование
	sp2_0002 ф sp2_0003	sp2_IRC	Sp2_left_1 , sp2_right_ 1	2,9+?	3,4+0, 4	100	10	33	32	412	Циклирование
2	sp2_0004 ф sp2_0005	sp2_IRC005	Sp2_left_2 , sp2_right_ 2	6,08	6,52	100	10	33	32	250	Циклирование
	sp2_0006	sp2_IRC006		Без промера	1	00	10	33	32	250	Циклирование
	sp2_0007		Sp2_left_3 , sp2_right_ 3	10,98	12,17	Не	Долом (0,5 мм/сек). Выдержка IR 800 мкм. Не сломался. Не успели записать полное разрушение				
	sp3_0001	Sp3_1	Sp3_left, sp3_right	1,99	2,5	100	10	33	32	250	Выдержка IR 2800 мкм
	sp3_0002	Sp3_2	-	-	-	100	10	33	32	250	Выдержка IR 2800 мкм
	sp3_0003	Sp3_3	sp3_l1+2, sp3_l2+2	3,26	3,76	100	10	33	32	250	Выдержка IR 2800 мкм
3	sp3_0004	Sp3_4		-	-	100	10	33	32	250	Выдержка IR 2800 мкм
	sp3_0005	Sp3_5	sp3_l3+4, sp3_r3+4	5,17	5,67	100	10	33	32	250	Выдержка IR 2800 мкм
	sp3_0006	Sp3_6	-	-	-	100	10	33	32	20	Выдержка IR 2800 мкм
	sp3_0007	Sp3_61	-	-	-	100	10	33	32	250	Выдержка IR 2800 мкм

		0.2.1 1	2 12 . 6			Долом (1 мм/сек). Выдержка IR 700 мкм. Маленькая Amp Loa							
	Sp3_0008	Sp3_breakin	sp3_13+6,	9,	36	10,26			(1 мм)				
		g	sp3_r3+6					Н	е сломалс	ся			
						Долом	(1 мм/сек). Выдерж	ка IR 700	) мкм, SM	1: 10 Гц.	Сработал лимит.		
	Sp3 0009	Sp3_breakin	-		-		Треш	ина проі	ила ~0.75	ММ			
		g2				Не спомацся							
		Su2 hurelin					Π	D			4. 10 5		
	Sp3_0010	Sp3_breakin	-		-		Долом (1 мм/сек).	выдерж	Ka IK 700	о мкм, Siv	1. 101Ц		
		g3						Слом	ался				
											Циклирование		
			S 4 1 64								аварийно		
	Sp4_0001	sp4_1	Sp4_left,	1,59	2,73	100	10	33	32	?	остановлено из-		
			sp4_right								за щелчка в		
4											захватах		
											Образен		
											споманся из-за		
	Sp4_0002	sp4_4_1		-	-	100	10	33	32	-			
											неполадок в		
											машине		
	Sp5_0001	sp5_1	Sp5_left,	2 71	3.3	100	10	33	32	250	Выдержка IR		
	3p5_0001	sp5_1	sp5_right	2,71	5,5	100	10	55	32	230	2800 мкм		
_	~ ~ ~ ~ ~		Sp5_left2,	o 1 <b>-</b>		100	10				Выдержка IR		
5	Sp5_0002	sp5_2	sp5_right2	8,17	8,91	100	10	26	25	250	2800 мкм		
			Sp5_left3								Спомался при		
	Sp5_0003	sp5_3	sp5_right3	9,66	10,23	100	10	26	25	?	шиклировании		
			sp5_right5								циклировании		
	Sp6 0001	Sp6 1	sp6_left,	3.79	0.86	100	10	26	25	250	Выдержка IR		
			sp6_right	-,	- ,				_		2800 мкм		
			sp6_left_1,								BUIERNARS IP		
	Sp6_0002	Sp6_2	sp6_right_	4,73	1,52	100	10	26	25	50	2800 ман		
			1								2800 MKM		
			sp3_left_2,								D 10		
	Sp6_0003	Sp6_3	sp3_right_	5,93	2,72	100	10	26	25	50	Выдержка IR		
6	-	-	2		_,						2800 мкм		
			sp3_left_3										
	Sp6_0004	Sp6 4	sp3_right	7.28	4 10	100	10	26	25	250	Выдержка IR		
	pho_0004	Spo_4	323_11gin_	7,20	4,10	100	10	20	25	230	2800 мкм		
			2164										
	a - 0007	a	sp3_left_4,	0.40			Долом (0.5 <i>мм/се</i>	к). Выде	ржка IR 7	50 мкм.	Без SM		
	Sp6_0005	Sp6_5	sp3_right_	9,49	5,98			Слом	ался				
			4										
											Average 1:1,		
											выдержка 2800		
											Остановили из-		
	Sp9_001	<u>^</u>		0.00		100					за щелчка в		
		9_1	-	2.89	2.97	100	10	38	37	6	захватах,		
											трещина		
9											проросла		
											незнацительно		
	Sp0 002										Траничио но		
	Sh2_007	9_2	-	2.89	2.97	100	10	10	9,74	40	прещина не		
	g., 0, 000								177		та		
	Sp9_003	9_3	-	2.89	2.97	100	10	18	1/,5	40	грещина не		
									4		росла		

Sp9_004	9_4	-	2.89	2.97	100	10	28	27,2 8	40	Рост трещины
Sp9_005	9_5	9_5_right 9_5_left	2.89	2.97	100	10	33	32,1 5	40	Рост трещины; Образец сняли, измерили длину трещины
Sp9_006	9_6		3,86±0,0 1	<b>4,31</b> ±0,0 2	100	10	10	9,74	40	Трещина не росла
Sp9_007	9_7		3,86±0,0 1	<b>4,31</b> ±0,0 2	100	10	18	17,5 4	40	Трещина не росла
Sp9_008	9_8		3,86±0,0 1	<b>4,31</b> ±0,0 2	100	10	28	27,2 8	40	Рост трещины
Sp9_009	9_9		3,86±0,0 1	<b>4,31</b> ±0,0 2	100	10	33	32,1 5	14	Щелчок в захватах, остановили циклирование
Sp9_010	9_9 (дозапись)	9_9_right 9_9_left	3,86±0,0 1	<b>,31</b> ±0,02	100	10	33	32,1 5	40	Рост трещины; Образец сняли, измерили длину трещины
Sp9_011	9_11		5,08±0,0 2	<b>5,28</b> ±0,0 2	100	10	10	9,74	40	Трещина не росла
Sp9_012	9_12		5,08±0,0 2	<b>5,28</b> ±0,0 2	100	10	18	17,5 4	40	Трещина не росла
Sp9_013	9_13		5,08±0,0 2	<b>5,28</b> ±0,0 2	100	10	28	27,2 8	40	Рост трещины
Sp9_014	9_14		5,08±0,0 2	<b>5,28</b> ±0,0 2	100	10	33	32,1 5	10	Нагрузка не записалась
Sp9_015	9_15	9_15_righ t 9_15_left	5,08±0,0 2	<b>5,28</b> ±0,0 2	100	10	33	32,1 5	40	Рост трещины; Образец сняли, измерили длину трещины
Sp9_016	9_16		6,15±0,0 3	<b>6,6</b> ±0,01	100	10	10	9,74	40	Трещина не росла
Sp9_017	9_17		6,15±0,0 3	<b>6,6</b> ±0,01	100	10	18	17,5 4	40	Трещина не росла
Sp9_018	9_18		6,15±0,0 3	<b>6,6</b> ±0,01	100	10	28	27,2 8	40	Рост трещины
Sp9_019	9_19	9_19_righ t 9_19_left	6,15±0,0 3	<b>6,6</b> ±0,01	100	10	33	32,1 5	40	Рост трещины;Образ ец сняли, измерили длину трещины
Sp9_020	9_20		7,39±0,0 3	<b>8,1</b> ±0,01	100	10	26	25,3 3	40	Амплитуда рассчитана, чтобы попасть в старые данные
Sp9_021	9_21		7,39±0,0 3	<b>8,1</b> ±0,01	100	10	28	27,2 8	40	-
Sp9_022	9_22		7,39±0,0	<b>8,1</b> ±0,01	100	10	33	32,1	40	Образец

				3					5		сломался при
											циклировании
10	Sp10_001	10_1		2,94	2,07	100	10	26	25.3 3	200	Average 1:1, выдержка 2100
	Sp10_002	10_2	10_1R 10_1L	<b>3,82</b> ±0,0 1	2,35±0,0 2	100	10	26	25.3 3	100	Пауза внутри фильма, сначала сделали около 60 циклов, потом еще 40. Образец сняли, измерили длину трещины
	Sp10_003	10_3	10_2R 10_2L	<b>4,2</b> ±0,05	3,02	100	10	26	25.3 3	100	Образец сняли, измерили длину трещины
	Sp10_004	10_4	10_3R 10_3L	4,69	3,51	100	10	26	25.3 3	100	Образец сняли, измерили длину трещины
	Sp10_005	10_5	10_4R 10_4L	5,2	3,96	100	10	26	25.3 3	100	Образец сняли, измерили длину трещины
	Sp10_006	10_6	10_5R 10_5L	5,7	4,55	100	10	26	25.3 3	100	Образец сняли, измерили длину трещины
	Sp10_007	10_7	16_6R 10_6L	6,24	5,08±0,0 1	100	10	26	25.3 3	100	Образец сняли, измерили длину трещины
			10_7R 10_7L	6,76	5,55						Образец не сломан!

В результате были получены поля температуры у вершины усталостной трещины при ее продвижении в материале, при этом само инфракрасное

изображение циклически перемещалось относительно объектива камеры, что делало невозможным получение зависимости температуры от времени в каждой конкретной точке и, следовательно, не позволяло рассчитать поля мощности источников тепла по этим данным. Для решения этой проблемы были разработаны алгоритмы обработки экспериментальных данных температуры при циклическом деформировании образцов, включающие в себя процедуры компенсации относительного движения образца и фильтрации шумов, которые представлены в разделе 2.2.

#### 2. 2. Математические методы обработки экспериментальных данных

главных проблем в использовании Одной из получаемых данных температуры для расчета мощности источников тепла при циклическом нагружении образцов является их движение относительно объектива камеры во время эксперимента. Также на качество данных влияют флуктуации температуры окружающей среды и самой камеры. Для повышения качества получаемых экспериментальных данных и точности дальнейших расчетов мощности источников тепла был разработан оригинальный комплекс программ обработки включающий себя инфракрасных данных, В процедуру компенсации относительного движения и процедуру фильтрации шумов.

## 2. 2. 1. Алгоритм процедуры компенсации относительного движения

B настоящее существует большое время количество различных математических алгоритмов [60, 61], позволяющих осуществить процедуру компенсации движения объекта при его нежелательном смещении. Помимо компенсации ЭТИ алгоритмы используются при фильтрации И сжатии видеоданных, изменении частоты кадров и т.д. Можно выделить две основные идеи, лежащие в основе подобных алгоритмов.

Так называемая "глобальная компенсация" позволяет предсказать, как изменится изображение на следующем кадре, вращая, увеличивая или сдвигая

"эталонный" кадр (то есть используется аффинное преобразование объекта). Анализируется каждый пиксель изображения, а не блок. Алгоритмы этого вида применяются для последовательностей кадров, иллюстрирующих объекты, которые сами не совершают движения. По этой причине данные типы алгоритмов не применимы для обработки данных температурного поля при циклическом эксперименте, так как картина распределения температуры у вершины трещины на каждом этапе цикла при усталостном тесте различна.

Другой тип алгоритмов компенсации движения использует процедуру разделения изображения на блоки пикселей определенного размера. На основе Фурье-преобразования осуществляется поиск вектора перемещений каждого блока от кадра к кадру. Этот вид алгоритмов применим для любых видов данных, не зависимо от того, какое движение совершает объект во время съемки, как изменяется его позиция на кадре и его цветность. Одной из проблем при работе с такого рода алгоритмами является необходимость достаточного объема памяти и машинного времени, требующихся для обработки фильма с большим количеством кадров. Это значительная проблема при работе с экспериментальными данными поля температуры при циклических испытаниях, поскольку условия эксперимента (частота нагружения, площадь области исследования) требуют соответствующих условий ИК съемки, что сказывается на объеме получаемых данных.

В данной работе блочный алгоритм компенсации движения был адаптирован для применения его к получаемому при циклических испытаниях типу экспериментальных данных. Так как нагрузка циклическая и образец совершает периодическое движение, на изображении можно выделить лишь один блок пикселей и, отследив его перемещение, скомпенсировать движение всего объекта в предположении, что последний двигается как жесткое тело. Это достаточно простая процедура, которая позволила снизить объем потребляемого для обработки данных машинного ресурса, вместе с тем выделение лишь одного маркера на изображении оказалось достаточным для осуществления компенсации движения в случае циклического перемещения образца [62]. Алгоритм компенсации движения был реализован в пакете программ Matlab. Его основная процедура заключалась в поиске на каждом последующем кадре ИК фильма маркерной зоны, выбранной на первом кадре. Математическое представление этой процедуры демонстрируется формулами (2.1)-(2.3).

Для обработки инфракрасных данных использовалось дискретное Фурьепреобразование (2.1):

$$T_t(k_x, k_y) = \frac{1}{mn} \sum_{x=0}^{m-1} \sum_{y=0}^{n-1} T_t(x, y) \exp(-i\frac{2\pi}{m}k_x x - i\frac{2\pi}{n}k_y y),$$
(2.1)

где *x*, *y* – пространственные координаты, *m*, *n* – количество точек вдоль оси *x* и *y* сответственно, *t* – номер кадра в инфракрасном фильме,  $T_t(x, y)$  – поле температур на *t*-ом кадре,  $k_x$ ,  $k_y$  – пространственные частоты,  $i = \sqrt{-1}$ .

На первом кадре фильма выбиралась маркерная зона, которая сохраняла свои размеры и форму в течение всего фильма. На рисунке 2.4 показан один из вариантов выбора маркерной зоны.

Предполагалось, что образец двигается как жесткое тело, поэтому смещение маркерной зоны соответствовало смещению всей видимой на фильме области. Таким образом, находя вектор перемещения маркерной зоны, мы определяли вектор смещения каждой точки области и осуществляли компенсацию относительного движения видимой на инфракрасном изображении части образца.



**Рис 2.4.** Реализация алгоритма компенсации движения для контурного изображения поля температуры образца.

Фурье-преобразование маркерной зоны демонстрирует формула (2.2).

$$T_1(k_x, k_y) = \sum_{x=0}^{m-1} \sum_{y=0}^{n-1} T_1(x, y) \exp(-i\frac{2\pi}{m}k_x x - i\frac{2\pi}{n}k_y y), \qquad (2.2)$$

Определение позиции выбранного маркера на каждом последующем кадре осуществлялось на основе свёртки Фурье-преобразования поля температуры маркерной зоны с Фурье-преобразованием поля температуры видимой части образца:

$$T_t(x,y) = \frac{1}{mn} \sum_{k_x=0}^{m-1} \sum_{k_y=0}^{n-1} T_l(k_x,k_y) T_t(k_x,k_y) exp(i\frac{2\pi}{m}k_x x + i\frac{2\pi}{n}k_y y).$$
(2.3)

Результатом применения формулы (2.3) являлось поле данных на каждом шаге по времени, максимальное значение которого соответствовало новому положению маркерной зоны. Координаты точки с максимальным значением записывались в отдельную матрицу, а затем на ее основе находилось поле смещения маркерной зоны.

Таким образом, в результате применения алгоритма компенсации движения, было получено неподвижное относительно объектива камеры поле температуры у вершины трещины.

### 2. 2. 2. Алгоритм процедуры фильтрации данных

Непредсказуемые флуктуации температуры окружающей среды, а также воздействие самой инфракрасной камеры являются причиной зашумления данных температуры поверхности образца. Для повышения точности рассчитываемых величин (например, мощность источника тепла) возникает необходимость применения фильтра шумов к исходному сигналу. В данной работе процедура фильтрации была реализована на основе двумерного дискретного преобразования Фурье со стандартным ядром Гаусса. Формула (2.4) иллюстрирует математическое представление алгоритма фильтрации двумерного сигнала.

$$T(x,y) = \frac{1}{mn} \sum_{k_x=0}^{m-1} \sum_{k_y=0}^{n-1} T(k_x,k_y) \hat{f}(k_x,k_y) \exp(i\frac{2\pi}{m}k_x x + i\frac{2\pi}{n}k_y y), \qquad (2.4)$$

где  $f(x, y) = \frac{v^2}{\pi} e^{-v^2(x^2+y^2)}$  - ядро Гаусса,  $\hat{f}(k_x, k_y)$  - результат прямого Фурье-преобразования ядра Гаусса,  $\hat{T}(k_x, k_y)$  - результат прямого Фурье-преобразования поля температуры.

Результаты обработки данных поля температур, получаемых в процессе усталостного теста, представлены на рисунке 2.5.





Полученное после обработки поле температур имеет меньшую степень зашумленности и является неподвижным относительно наблюдателя, что делает возможным корректный расчет мощности источников тепла. Разработанные процедуры коррекции экспериментальных данных температуры области у вершины усталостной трещины при циклическом нагружении были применены ко всем кадрам экспериментальных инфракрасных фильмов. Таким образом, было обработанное значение температуры каждой точки получено образца в зависимости от времени. Следующим этапом работы с полученными данными был расчет скорости диссипации энергии в каждой точке образца в зависимости времени ПО средствам разностной схемы осредненного OT уравнения теплопроводности.

#### 2. 2. 3. Расчет поля мощности источников тепла

Изменение температурного поля образца в процессе усталостного нагружения может быть описано следующим соотношением:

$$\rho c \frac{\partial T(x, y, z, t)}{\partial t} = Q(x, y, z, t) + k \left( \frac{\partial^2 T(x, y, z, t)}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T(x, y, z, t)}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T(x, y, z, t)}{\partial z^2} \right)$$
(2.5)

где T(x,y,z,t) – поле температуры,  $\rho$  – плотность материала, c – удельная теплоемкость, k – коэффициент теплопроводности, Q(x,y,z,t) – поле мощности источников тепла. Данные ИКТ позволяют исследовать поле температуры на поверхности образца, поэтому чтобы применять уравнение (2.5) для расчета поля мощности источников тепла, необходимо провести процедуру осреднения соотношения (2.5) по координате z (то есть в направлении толщины образца).

Введем среднюю температуру  $\theta$ ':

$$\theta'(x, y, t) = \frac{1}{h} \int_{-h/2}^{h/2} (T(x, y, z, t) - T_0) dz = \theta(x, y, t) - T_0, \qquad (2.6)$$

где  $T_0$  – начальное однородное поле температуры поверхности образца, находящегося в тепловом равновесии с окружающей средой, *h* – толщина образца.

Запишем граничные условия в виде:

$$\frac{\partial T(x, y, z, t)}{\partial z} \bigg|_{z=\frac{h}{2}} = -\frac{\partial T(x, y, z, t)}{\partial z} \bigg|_{z=-\frac{h}{2}}$$
$$-k \frac{\partial T(x, y, z, t)}{\partial z} \bigg|_{z=\frac{h}{2}} = \frac{\beta}{h} \int_{-h/2}^{h/2} (T(x, y, z, t) - T_0) dz, \qquad (2.7)$$

где *β* – коэффициент теплообмена образца с окружающей средой в направлении перпендикулярном к поверхности образца.

Интегрируя уравнение (2.5) по координате *z* с учетом выражения (2.6) и граничных условий (2.7), получим осредненное уравнение теплопроводности для расчета поля мощности источников тепла:

$$S(x, y, t) = \rho c \left( \dot{\theta}(x, y, t) + \frac{\theta(x, y, t) - T_0}{\tau} \right) - k \Delta \theta(x, y, t), \qquad (2.8)$$

где  $\theta$  – температура поверхности образца,  $\Delta \theta$  – лапласиан от температуры поверхности образца,  $T_0$  – начальное однородное поле температуры поверхности образца, находящегося в тепловом равновесии с окружающей средой,  $\rho$  – плотность материала, c – удельная теплоемкость, k – коэффициент теплопроводности, S(x,y,t) – искомое поле мощности источников тепла (Вт/м<sup>3</sup>),  $\tau$  – параметр, отражающий потери тепла, связанные с теплообменом с окружающей средой в направлении, перпендикулярном поверхности образца.

Удельная мощность источников тепла определялась численно (методом конечных разностей) на основе уравнения теплопроводности (2.8) с использованием полученного после обработки экспериментальных данных поля температуры. Для оценки временной производной применялась явная правая конечно-разностная схема. Лапласиан функции температуры был вычислен с помощью центральной конечно-разностной аппроксимации по трёхточечному шаблону.

Значение параметра *т* определялось из анализа процесса остывания образца [63, 64]. Эта процедура идентификации состояла из двух этапов. Первый из них включал оценку температуры образца при его остывании до комнатной температуры после неоднородного нагрева. Начальное неоднородное температурное состояние было получено локальным нагревом образца в течение нескольких секунд с помощью паяльника. На рисунке 2.6 представлено экспериментальное поле разницы температуры поверхности образца из стали 08X18H10 сразу после его точечного нагрева.

Второй этап идентификации параметра *т* состоял в оценке временной производной и лапласиана функции температуры при условии отсутствия внутреннего и внешнего источника тепла на образце в процессе его остывания. Для корректной оценки производных необходимо использовать незашумленные данные.



Рис. 2.6. Температурное поле образца после точечного нагрева.

Выделение чистого сигнала и снижение уровня шумов, связанных с флуктуациями температуры окружающей среды и воздействием инфракрасной камеры, осуществлялось по средствам процедуры фильтрации, описанной в разделе 2.2.2.

На рисунке 2.7 представлено поле температуры области образца, в которой происходил точечный нагрев, до и после применения процедуры фильтрации. Рисунок 2.8 иллюстрирует профили исходного и полученного после процедуры фильтрации поля температуры, проходящие через точку с максимальной температурой, а также зависимость температуры этой точки от времени.



**Рис. 2.7.** Температурное поле области образца до и после применения процедуры фильтрации.



Рис. 2.8. Изменение температурного поля области образца (А), профили обработанного и исходного сигнала температуры, проведенные через точку с максимальным значением температуры (Б и В) и зависимость температуры в этой точке от времени (Г).

В связи с применением временного фильтра к исходному сигналу изменения температуры от времени, на начальном участке на графике Г рисунка 2.8 обработанные данные температуры не соответствуют исходным данным. Будем рассматривать тот временной участок, на котором данные соответствуют друг другу.

Для удобства оценки временной производной поля температуры и лапласиана от поля температуры было проведено следующее преобразование уравнения (2.8):

$$0 = \dot{\theta}(x, y, t) + \frac{\theta(x, y, t) - T_0}{\tau} - k_1 \Delta \theta(x, y, t), \qquad (2.9)$$

где  $k_1$  – коэффициент температуропроводности ( $k_1 = k/\rho c$ ).

Далее каждое из слагаемых правой части уравнения (2.9) рассчитывалось

численно: временная производная – на основе явной правой конечно-разностной схемы, лапласиан – с помощью центральной конечно-разностной аппроксимации по трёхточечному шаблону. После этого численно находились их интегральные значения по области локального нагрева *A* (рис. 2.8):

$$\dot{\theta}_{A}(t) = \iint_{A} \dot{\theta}(x, y, t) dx dy, \qquad \frac{\theta_{A}(t)}{\tau} = \iint_{A} \frac{\theta(x, y, t) - T_{0}}{\tau} dx dy, -k_{1}(\Delta \theta)_{A}(t) = -\iint_{A} k_{1} \Delta \theta(x, y, t) dx dy.$$
(2.10)

Параметр т подбирался согласно критерию (2.11) на основе минимизации квадрата от суммы слагаемых (2.10).

$$min\left(\sum\left(\dot{\theta}_{A}(t)+\frac{\theta_{A}(t)}{\tau}-k_{1}(\Delta\theta)_{A}(t)\right)^{2}\right).$$
(2.11)

На рисунке 2.9 представлена зависимость каждой из функций (2.10) от времени при подобранном значении параметра  $\tau$  (для стали 08Х18Н10 значение этого параметра составило 60 сек, для титанового сплава ОТ-4 – 10-15 сек, для армко-железа – 17 сек) и график зависимости суммы этих слагаемых от времени, которая соответствует значению источника тепла.



**Рис. 2.9. А** – график зависимости функций (2.10) от времени при подобранном значении параметра *τ*; **Б** – график зависимости суммы функций (2.10) от времени при подобранном значении параметра *τ*.

Значения функции на графике рисунка 2.9-Б составляют порядка 10<sup>-6</sup> °C/сек, что соответствует практически нулевому источнику тепла. Колебания значений связаны с погрешностями в численном расчете производных и с наличием остаточного зашумления после применения процедуры фильтрации.

Поле мощности источника тепла при доломе (квазистатическом растяжении образца с выращенной до критической длины трещиной) образца из титанового сплава ОТ-4 представлено на рисунке 2.10. Поле имеет ярко выраженную форму крыла бабочки.



Рис. 2.10. Поле мощности источников тепла на поверхности образца с трещиной.

Поле мощности источников тепла при циклическом нагружении образца с трещиной представлено на рисунке 2.11. Синхронизация данных ИКТ и данных по нагрузке осуществлялась путем совмещения момента первого изменения в сигнале температуры и момента начала нагружения. На графике рисунка 2.11 сплошной линией показана диаграмма нагружения, пунктирной – соответствующее ей изменение мощности источника тепла в вершине трещины.

Для анализа поля мощности источников тепла был выбран один из циклов нагружения, выделенный широкой линией как на кривой нагрузки, так и на кривой, отражающей изменение скорости диссипации энергии в вершине трещины. Частота нагружения и инфракрасной съемки были выбраны таким образом, что на один цикл нагружения приходилось 10 кадров поля температуры, которое в последствие были пересчитаны в поле скорости диссипации энергии. На рисунке 2.11 точки на графике зависимости мощности источника тепла в вершине трещины от времени соответствуют номеру поля мощности источника тепла в данный момент цикла.

При деформировании образца циклическом вершины трещины V формируются два типа зон пластической деформации: монотонная (статическая) зона пластической деформации и циклическая зона пластической деформации [65]. Существование монотонной зоны пластической деформации связано с максимальным растягивающим напряжением, возникающим В вершине Изменение усталостной трещины. В направлении нагружения ведет к возникновению сжимающих напряжений в монотонной зоне пластической деформации. Значительные сжимающие напряжения обеспечивают формирование циклической зоны пластической деформации. Следует отметить, что сжимающие напряжения возникают лишь у вершины трещины, а в области перед вершиной в этот момент действуют растягивающие напряжения. При достижении материалом предела текучести в области вершины трещины, сжимающие напряжения формируют циклическую пластическую зону, в то время как перед вершиной трещины материал претерпевает растягивающие напряжения. По этой причине циклическая зона пластической деформации существует даже в случае растягивающих напряжений [66].



**Рис 2.11.** Эволюция поля мощности источников тепла (скорости диссипации энергии) в течение одного цикла нагрузки.

2.11 Анализ данных представленных на рисунке позволил дифференцировать скорость диссипации энергии при формировании и эволюции монотонной и циклической зон пластической деформации. Интервал между примерно соответствует максимальному растягивающему точками 6 И 7 напряжению. Поля скорости диссипации 6 и 7 демонстрируют формирование монотонной зоны пластической деформации. Можно видеть небольшую зону нагрева (скорость диссипации около 0.5-1.3·10<sup>8</sup> Вт/м<sup>3</sup>) на однородном холодном фоне образца, что указывает на упругое его деформирование, за исключением области вершины трещины, где существует монотонная зона пластической деформации. Процесс разгрузки имеет место в интервале между 7 и 10 точками на Поверхность образца диаграмме нагружения. упруго возвращается В ненагруженное состояние, в то время как в области вершины трещины возникают сжимающие напряжения в связи с ee предшествующей пластической деформацией. В этот момент в области вершины трещины формируется циклическая зона пластической деформации. Возникновение сжимающих напряжений у вершины усталостной трещины сопровождается интенсивной диссипацией энергии в этой области. По этой причине диссипация тепла у вершины трещины на изображениях 7-10 является интенсивной даже при общей разгрузке образца. В интервале между точками 10-1 прилагаемая нагрузка близка к нулю, однако сжимающее напряжение у вершины трещины имеет максимальное значение. В связи с этим на изображениях 10-1 наблюдается наибольшее значение скорости диссипации энергии (около 3-3.5·10<sup>8</sup> Вт/м<sup>3</sup>). В период времени 1-6 на образец действуют растягивающие напряжения, что сопровождается общим остыванием поверхности, включая область вершины трещины. В течение этого наблюдается лишь монотонная зона пластической деформации времени непосредственно у вершины, однако в связи с предыдущим интенсивным нагревом и настоящим остыванием после него эта зона становится заметной только на изображении 6. Все эти процессы повторяются периодически на каждом из последующих циклов нагружения.

Наблюдаемый процесс тепловыделения согласуется с теоретическим предположением о формировании циклической и статической зон пластической деформации.

# 2. 3. Экспериментальный метод калибровки данных инфракрасных измерений

Верификация данных мощности источников тепла, получаемых с помощью уравнения теплопроводности (2.8), проводилась с помощью методики прямой регистрации потока тепла на поверхности образца по средствам разработанного контактного датчика. Эта методика использует в качестве регистрирующего устройства элемент Пельтье, работа которого основана на эффекте Пельтье – термоэлектрическом явлении, при котором происходит выделение или поглощение тепла при прохождении электрического тока в месте контакта (спая) двух разнородных проводников или, наоборот (эффект Зеебека), при подаче или месте спая двух разнородных проводников возникает откачке тепла в электрический ток. На основе эффекта Пельтье работает элемент Пельтье (рисунок 5), который представляет собой термоэлектрический преобразователь. Его единичным элементом является термопара, состоящая из одного проводника (ветки) р-типа и одного проводника п-типа. При последовательном соединении нескольких таких термопар теплота (Qc), поглощаемая на контакте типа n-p, выделяется на контакте типа p-n (Qh). Элемент Пельтье представляет собой совокупность термопар, обычно соединенных собой таких между последовательно по току и параллельно по потоку тепла. Термопары помещаются между двумя керамическими пластинами (рисунок 2.12). Ветки напаиваются на медные проводящие площадки (шинки), которые крепятся к специальной теплопроводящей керамике, например, из оксида алюминия. Количество термопар может варьироваться в широких пределах – от нескольких единиц до нескольких сотен [67].



Рис. 2.12. Схема работы элемента Пельтье (http://peltier.narod.ru/)

Поток тепла, получаемый по данным контактного датчика на основе элемента Пельтье, зависит от типа материала контактирующих элементов и от направления и силы тока:

$$Q(t) = P_{AB} It, \qquad (2.12)$$

где Q(t) – генерируемое тепло, I – электрический ток, t – время,  $P_{AB}$  – коэффициент для элемента Пельтье, который связан с коэффициентом термоЭДС.

В настоящей работе контактный датчик на основе элемента Пельтье использовался для калибровки инфракрасной камеры и получения уточнённых данных мощности источников тепла. Одновременно, контактный датчик потока тепла может использоваться как самостоятельное устройство для получения данных о динамике теплового потока с исследуемой поверхности различных материалов и конструкций.

Для определения значения потока тепла на поверхности образца было необходимо провести калибровку самого контактного датчика. Калибровка проводилась на основе устройства, представленного на рисунке 2.13 [59]. Приборная погрешность контактного датчика составила около 1%.



**Рис. 2.13.** Принципиальная схема калибровки контактного датчика потока тепла (1 – генератор, 2 – терморезистор, 3 – медная пластинка, 4 – элемент

Пельтье, 5 - радиатор).

Тепловой поток контролировался с помощью изменения напряжения в терморезисторе. Медная пластина, покрывающая всю площадь одной стороны элемента Пельтье, была необходима для исключения воздействий внешних тепловых потоков. Терморезистор располагался в теплоизоляционном материале, так что весь поток тепла проходил через медную пластину. Калибровочный коэффициент для контактного датчика потока тепла составлял P<sub>AB</sub>=0.199

Дж/(мА·с). На рисунке 2.14 представлена калибровочная кривая элемента Пельтье.





Для проверки точности значений мощности источников тепла, получаемых по данным ИКТ, была проведена серия экспериментов по усталостному нагружению образцов с центральным отверстием и заранее пророщенной до определенной длины трещиной. Схема эксперимента показана на рисунке 2.15. Контактный датчик потока тепла устанавливался с одной стороны образца как показано на рисунке 2.15.



**Рис. 2.15.** Схема эксперимента для верификации методики расчета мощности источников тепла у вершины усталостной трещины (1 – образец, 2 –

инфракрасная камера, 3 – датчики для измерения длины трещины, 4 – контактный датчик потока тепла, 5 – усилитель сигнала, 6 – АЦП, 7 – компьютер).

На свободной стороне элемента Пельтье контактного датчика устанавливалась система поддержания постоянной температуры, состоящая из радиатора с водяным охлаждением. Изменение температурного поля другой стороны образца регистрировалось инфракрасной камерой. Предполагалось, что температурное поле симметрично с обеих сторон образца, то есть значения мощности потока тепла из вершины усталостной трещины с обеих сторон образца идентичны.

Эксперимент проводился на образцах из стали 08X18H10 с центральным отверстием, играющим роль концентратора напряжений, для инициирования трещины в определенном месте. Эксперимент проводился с постоянными амплитудами приложенного напряжения 79 МПа ( $F_{amp}=13$  кH), 91 МПа ( $F_{amp}=15$  кH), 103 МПа ( $F_{amp}=17$  кH), коэффициент асимметрии цикла составлял R=-0,027. Данные мощности потока тепла, регистрируемые контактным датчиком потока тепла с элементом Пельтье МТ 2.6-0.8-263 размером 50x50x3.9 мм, записывались непрерывно в течение заданного количества циклов нагружения (при  $F_{amp}=17$  кH было реализовано 33000 циклов, при  $F_{amp}=15$  кH было реализовано 35000 циклов, при  $F_{amp}=13$  кH – 23202 циклов). Температура области у вершины трещины фиксировалась инфракрасной камерой FLIR SC5000; запись велась периодически, через неравные промежутки времени, длительность каждого инфракрасного фильма составляла 100 с. В таблице 2.8 представлена информация о проведенных экспериментах с указанием имени файлов с данными и некоторыми условиями нагружения.

**Таблица 2.8.** Таблица экспериментов по определению мощности источников тепла по данным контактного датчика и ИКТ.

Имя файла с	Има файла с	Начало записи	Конец записи ИК	Количество
данными датчика	имя фаила с ИК данными	ИК данных (№ строки)	данных (№ строки)	циклов
A1_mes_1	Без IR	-	-	2000

A1_mes_2	A1_002	-	-			
	Famp=	18 кН, Fmean=17.0	53 кН	L		
	A1_003	405	1500			
A1_mes_3	A1_004	2319	3291	15000		
	A1_005	4976	5926			
	Famp=	17 кН, Fmean=16.1	05 кН	L		
	A2_001	386	1364			
	A2_002	2640	3617			
	A2_003	5399	6527			
	A2_004	9214	10283			
A 2 01	A2_005	13434	14369	33000		
A2_mes_01	A2_006	16976	17892	33000		
	A2_007	20383	21286			
	A2_008	22626	23539			
	A2_009	25498	26381			
	A2 010	27280	28152			
	Famp=1	5 кН, Fmean=14.2	10 кН	L		
	A2_011	1201	2174			
	A2_012	4801	5769			
	A2_013	8608	9264			
	A2_014	12249	13187			
A2_mes_02	A2_015	19474	20381	35000		
	A2_016	21927	22835			
	A2_017	25628	26504			
	A2_018	27259	28127			
	A2_019	31164	32022			
	Famp=	13 кН, Fmean=12.3	15 кН			
	A2_020	866	1886			
	A2_021	3008	3979			
	A2_022	6049	7011			
A.2 mag 02	A2_023	8251	9207	23202		
A2_mes_03	A2_024	12668	13654	23202		
	A2_025	17009	17928			
	A2_026	19041	19949			
	A2_027	20510	21411			

На рисунке 2.16 показаны данные мощности потока тепла, получаемые с помощью контактного датчика.



**Рис. 2.16.** Мощность потока тепла у вершины усталостной трещины по данным контактного датчика в зависимости от количества циклов при разных амплитудах приложенной силы (жирной линией и цифрами отмечены временные промежутки,

в течение которых велась запись температурного поля в области вершины

усталостной трещины с помощью инфракрасной камеры).

Расчет поля мощности источников тепла по данным ИКТ осуществлялся на основе усредненного по объему уравнения теплопроводности (2.8). В качестве средней по объему температуры было выбрано выражение вида:

$$\theta'(t) = \frac{1}{V} \int_{-a/2}^{a/2} \int_{-b/2}^{b/2} \int_{-h/2}^{h/2} (T(x, y, z, t) - T_0) dx dy dz = \theta(t) - T_0, \qquad (2.13)$$

где  $T_0$  — начальное однородное поле температуры поверхности образца, находящегося в тепловом равновесии с окружающей средой, *a*, *b*, *h* — длина, ширина и толщина образца соответственно.

Запишем граничные условия в виде:

$$\frac{\partial T(x, y, z, t)}{\partial x}\Big|_{x=\frac{a}{2}} = -\frac{\partial T(x, y, z, t)}{\partial x}\Big|_{x=-\frac{a}{2}}$$
$$-k\frac{\partial T(x, y, z, t)}{\partial x}\Big|_{x=\frac{a}{2}} = \frac{g_x}{a}\int_{-a/2}^{a/2} (T(x, y, z, t) - T_0) dx dy dz, \qquad (2.14)$$

где  $g_x$  – коэффициент теплообмена с окружающей средой на соответствующей грани образца, k – коэффициент теплопроводности. Граничные условия по остальным двум направлениям имеют аналогичный вид, за исключением величины коэффициентов  $g_i$ ,  $i = \{x, y, z\}$ .

Интегрируя уравнение (2.8) по объему с учетом выражения (2.13) и граничных условий (2.14), получим усредненное по объему уравнение теплопроводности для расчета поля мощности источников тепла:

$$S(t) = mc \frac{\partial \theta(t)}{\partial t} + \beta V(\theta(t) - T_0), \qquad (2.15)$$

где  $\theta$  – осредненная по объему температура образца,  $T_0$  – осредненное по объему начальное значение температуры образца, m – масса области, по которой берется средняя температура, c – удельная теплоемкость, S(t) – мощность источников тепла (Вт),  $\beta$  – параметр, отражающий потери тепла, связанные с теплообменом с окружающей средой.

Для расчета мощности источников тепла на основе уравнения (2.15) по экспериментально полученному полю температур необходимо определить параметр  $\beta$ , отвечающий за потери тепла при взаимодействии образца с окружающей средой. Для этого были проведены дополнительные эксперименты по остыванию образца после его точечного нагрева. В таблице 2.9 представлена информация о проведенных экспериментах.

На рисунке 2.17 представлена инфракрасная картина, получаемая при

точечном нагреве образца и экспериментальные данные средней температуры области нагрева.

		Услов	ия ИК	съемк	И		
Название ИК фильма	Осреднение	Время съемки, с	Шаг по времени, с	Количество кадров	Частота записи, Гц	Выдержка, µт	Условия эксперимента
cool_017.ptw	Sub 1/1, Average 1/1	25.77	0.005	5155	200	2000	
cool_018.ptw	Sub 1/1, Average 1/1	42.314	0.007	6348	150	2000	Гладкий стальной образец, не полированный, толщина 3 мм.
cool_019.ptw	Sub 1/1, Average 1/1	39.010	0.01	3902	100	2000	Точечный нагрев паяльником с противоположной стороны образца, ИК камера без линзы,
cool_020.ptw	Sub 1/1, Average 1/1	42.36	0.02 211		50	2000	вертикально.

Таблица 2.9. Таблица экспериментов по точечному нагреву образцов для

определения параметра  $\beta$ .



**Рис. 2.17.** Инфракрасное изображение образца при его точечном нагреве и график зависимости средней температуры области нагрева от времени.

Остывание образца после быстрого точечного нагрева можно описать усредненным уравнением теплопроводности (2.15) с нулевой мощностью источника:

$$0 = mc \frac{\partial \theta(t)}{\partial t} + \beta V(\theta(t) - T_0), \qquad (2.16)$$

Решением этого уравнения будет являться функция вида:

$$\theta(t) = C_1 e^{-\frac{\beta}{\rho c}t} + C_2, \qquad (2.17)$$

где  $C_1$  и  $C_2$  – константы.

Для нахождения параметра  $\beta$  необходимо аппроксимировать экспериментальные данные изменения средней температуры образца после точечного нагрева. В качестве аппроксимирующей функции выберем функцию вида:

$$y(x) = Ae^{-Bx} + C,$$
 (2.18)

На рисунке 2.18 показана аппроксимация серии экспериментальных данных изменения средней температуры образца после точечного нагрева функцией вида (2.18). Сравнивая выражения (2.17) и (2.18) и учитывая получившиеся аппроксимации экспериментальных данных (рисунок 2.18), можно

рассчитать искомое значение параметра  $\beta$ . Результаты расчета параметра  $\beta$  и его среднее значение представлено в таблице 2.10.

Таким образом, получив значение параметра  $\beta$  и подставив его в уравнение (2.15), можно рассчитать мощности источников тепла по данным температурного поля области у вершины трещины при усталостном нагружении. На рисунке 2.19 представлено инфракрасное изображение области у вершины трещины во время усталостного эксперимента и изменение средней по выделенной области температуры этой области.



Рис. 2.18. Аппроксимация экспериментальных данных изменения средней

температуры поверхности образца при остывании.

Таблица 2.10. Экспериментальные данные для определения пар	аметра $\beta$
--	----------------

№ эксперимента	Произведение плотности и коэффициента теплопроводности рс, Дж/(м <sup>3</sup> К)	Степень экспоненты в аппроксимации В	<i>β,</i> Вт/(м <sup>3</sup> К)
1	3,9e6	7,0496	2.75e7





Температура в процессе испытаний изменяется циклически в связи с термоупругим эффектом. Для быстрой оценки источника тепла будет достаточно найти среднюю температуру на каждом цикле и проследить ее эволюцию в течение всего эксперимента. На рисунке 2.20 сверху показано изменение температуры за первые несколько циклов нагружения, снизу – серой линией отмечено изменение средней температуры по циклу нагружения в течение всего эксперимента. Эту температуру будем использовать для расчета мощности источника тепла по уравнению (2.15). Для корректного нахождения производной средней температуры по времени необходимо аппроксимировать полученную экспериментальную зависимость. Рисунок 2.21 иллюстрирует аппроксимацию средней температуры квадратичной функцией.



**Рис. 2.20.** Сверху – изменение температуры области вершины усталостной трещины на первых циклах нагружения, снизу – исходный сигнал температуры и средняя температура за один цикл нагружения.



Рис. 2.21. Аппроксимация средней температуры квадратичной функцией.

Таким образом, находя среднее значение мощности источника тепла по уравнению (2.15), используя аппроксимированные данные средней температуры области у вершины усталостной трещины и рассчитанный ранее параметр  $\beta$ , можно построить совместный график зависимости мощности источников тепла от времени по данным контактного датчика потока тепла и ИКТ (рисунок 2.22) (указано отклонения от исходных показаний контактного датчика после подавления шума).



**Рис. 2.22.** Графики зависимости мощности источника тепла от времени по данным контактного датчика потока тепла (сплошная линия) и ИКТ (знаком "×" отмечено среднее значение мощности источника тепла за время съемки фильма).

Анализируя график на рисунке 2.22, можно отметить хорошее совпадение данных мощности источника тепла, получаемых двумя разными

регистрирующими устройствами – прямым измерением потока тепла на поверхности с помощью контактного датчика и расчетным путем по данным температурного поля области у вершины трещины, получаемого методом ИКТ (коэффициент корреляции данных мощности источника тепла по показаниям контактного датчика и рассчитанных на основе ИК данных составил 0.9). Полученная корреляция данных позволяет утверждать, что метод расчета мощности источников основе усредненного тепла на уравнения теплопроводности по данным поля температур, получаемых с помощью ИКТ, получение поля распределения мощности лелает возможным не только источников тепла у вершины усталостной трещины в процессе испытаний, но и корректный расчет значения мощности источников тепла, что необходимо для оценки характеристик процесса разрушения усталостных на основе термодинамического подхода.

#### Выводы

Разработанные алгоритмы обработки экспериментальных данных температуры, получаемые методом ИКТ, включающие в себя фильтрацию шумов, компенсацию относительного движения и расчет мощности источников тепла на основе уравнения теплопроводности, позволили успешно применять метод ИКТ для исследования термодинамики процесса разрушения при циклическом и квазистатическом нагружениях. Разработанный метод калибровки инфракрасных измерений с помощью устройства, работающего на основе элемента Пельтье, позволил скорректировать данные мощности источника тепла, получаемые по данным ИКТ на основе уравнения теплопроводности, и повысить точность рассчитываемых величин.

Таким образом, основные проблемы (раздел 1.5), не позволяющие использовать метод ИКТ для исследования термодинамических особенностей процесса разрушения при различных условиях деформирования, были решены.

72
## Глава 3. Экспериментальное исследование процессов диссипации энергии в металлах

### Введение

Современные инженерные конструкции содержат области концентрации напряжений, такие как щели, разрезы, области сопряжения с малым радиусом кривизны и т.д. Нагружение таких конструкций обычно сопровождается локализацией деформации, её развитием в процессе эксплуатации и образованием трещин. Описание неупругого поля деформаций и напряжений перед вершиной трещины, расчет основных параметров механики разрушения, определяющих равновесие трещины, являются необходимыми для оценки их поведения и прогнозирования эксплуатационного ресурса конструкции.

В обзорной главе отмечалась важность определения термодинамических параметров процесса разрушения. Одним из наиболее универсальных из них является энергия, запасаемая материалом В процессе пластического деформирования. Для успешного применения этого параметра на практике необходима разработка простой, но достаточно точной методики его расчета. Раздел 3.1 настоящей главы будет посвящен экспериментальному исследованию эволюции доли запасаемой в материале энергии в процессе усталостных и квазистатических испытаний вплоть до момента разрушения методом ИКТ. В разделе 3.2 представлена методика расчет Ј-интеграла на основе данных мощности источников тепла. Раздел 3.3 посвящен оценке скорости роста усталостной трещины по данным диссипации энергии у ее вершины. В заключении третьей главы говорится о возможности использования энергии диссипации и запасаемой в материале энергии в качестве наиболее объективных характеристик процесса разрушения материала.

# 3. 1. Исследование эволюции запасённой в материале энергии в процессе квазистатических и циклических испытаний по данным инфракрасной термографии (ИКТ)

Рассмотрим случай квазистатического растяжения гладкого образца и циклического нагружения образца с отверстием и рассчитаем значение энергии, запасаемой в материале в процессе деформирования. Экспериментальное исследование поля температур на поверхности образца при квазистатическом растяжении и циклическом нагружении проводилось с помощью инфракрасной камеры FLIR SC5000. Квазистатическое растяжение осуществлялось на образцах из армко-железа и титанового сплава ОТ-4, циклическому нагружению подвергались образцы из титанового сплава ОТ-4. После реализации алгоритмов обработки данных (фильтрации шумов для всех типов данных и компенсации движения для данных при циклическом нагружении) по формуле (2.8) рассчитывалось поле мощности источников тепла.

[68, 69] предполагаем, что часть работы пластической Согласно деформации переходит в тепловую энергию, оставшаяся часть запасается в материале качестве энергии дефектов кристаллической В решетки. сопровождающей пластическую деформацию. Эта часть энергии традиционно имеет название запасенной энергии холодной работы (stored energy of cold work) [23]. В связи с тем, что в исходном недеформированном состоянии материал уже обладает некоторой внутренней энергией, связанной с присутствием в нем дефектов, а разрабатываемая методика не позволяет определить это значение в исходном состоянии материала, далее под запасенной (накопленной) в материале энергией предполагается изменение ее значения от некоторого начального, которое зависит от степени дефектности структуры материала.

В случае плоского образца без трещины мощность, вырабатываемая со стороны испытательной машины для деформирования образца при квазистатическом растяжении, будет рассчитываться из экспериментальных данных силы нагружения F(t) и скорости деформирования V, определенной по

данным о перемещении захватов испытательной машины:

$$\dot{W}^{quasi}(t) = F(t)V. \tag{3.1}$$

Считаем, что упругая деформация пренебрежимо мала, поэтому большая часть работы, совершаемой испытательной машиной, идет на пластическую деформацию материала.

Удельная мощность источников тепла интегрировалась по области локализации пластической деформации, и скорость диссипации энергии определялась из уравнения (3.2).

$$\dot{Q}^{quasi}(t) = \int_{x_1}^{x_2} \int_{y_1}^{y_2} s(x, y, t) dx dy, \qquad (3.2)$$

где *x*<sub>1</sub>, *x*<sub>2</sub>, *y*<sub>1</sub>, *y*<sub>2</sub> координаты зоны пластической деформации.

Мощность запасенной (накопленной) энергии определялась как разница между значениями мощности, вырабатываемой со стороны испытательной машины для деформирования образца, и скорости диссипации энергии.

На рисунке 3.1 представлено поле мощности источника тепла на поверхности исследуемого образца непосредственно перед разрушением и зависимость напряжения OT деформации В процессе квазистатического растяжения для двух исследованных материалов: титанового сплава OT-4 и армко-железа. В обоих случаях на поверхности образцов в момент времени перед разрушением наблюдается сильно нагретая область, в которой происходит деформации. Красным цветом на диаграммах локализация пластической нагружения на рисунке 3.1 выделена область, для которой проводился расчет значения мощности источников тепла по уравнению теплопроводности (2.8) при заданных константах материала. Как уже было сказано выше, считаем, что упругая деформация пренебрежимо мала, поэтому часть диаграммы нагружения, отражающая упругую деформацию материала, не анализируется. Заключительные этапы нагружения не берутся в рассмотрение, так как в этот момент времени свойства материала меняются, константы материала (плотность, температуропроводность) перестают быть постоянными, в связи с этим

рассчитать мощность источников тепла на основе используемого уравнения теплопроводности с заданными константами не представляется возможным.



**Рис. 3.1.** Поле мощности источников тепла на поверхности образца перед разрушением и диаграмма нагружения (**A** – титановый сплав ОТ-4, **Б** – армкожелезо).

Результаты расчета скорости запасаемой в материале энергии и ее значения в процессе деформирования представлены на рисунке 3.2 для титанового сплава ОТ-4 и рисунке 3.3 для армко-железа.



**Рис. 3.2.** Зависимость скорости (А) и значения (Б) механической работы, диссипированной энергии и запасаемой в материале энергии в процессе квазистатического растяжения образца из титанового сплава ОТ-4.



**Рис. 3.3.** Зависимость скорости (А) и значения (Б) механической работы, диссипированной энергии и запасаемой в материале энергии в процессе

квазистатического растяжения образца из армко-железа.

Анализ полученных результатов позволяет утверждать, что при приближении материала к моменту разрушения значение запасаемой в материале энергии достигает некоторого критического значения, а скорость запасания

энергии стремится к нулю. Полученные данные находятся в согласии с результатами работ В.В. Федорова, В.С. Ивановой [8, 16] и др., которые показали наличие критерия разрушения, основанного на значении накопленной в материале энергии при его деформировании.

Для определения работы пластической деформации в случае плоского образца с центральным отверстием, испытывающим циклическое нагружение, использовалось решение Хатчинсона-Райса-Розенгрена (HRR-решение) для распределения напряжений у вершины усталостной трещины в условиях пластической деформации (формула 3.24) [70]:

$$w_p(r,\theta,t) = \frac{n}{n+1} \frac{J(t)\sigma_e^{n+1}(\theta,n)}{I_n r},$$
(3.3)

где *n* коэффициент упрочнения материала (определено в разделе 3.2, *n*=4),  $I_n$  функция коэффициента упрочнения, *r* и  $\theta$  полярные координаты (*x*=*rcos* $\theta$ , *y*=*rsin* $\theta$ ),  $\sigma_e$  табулированная функция, *J*(*t*) J-интеграл, являющийся функцией приложенной циклической нагрузки и длины усталостной трещины.

Как и в случае с гладким образцом, испытывающим квазистатическое нагружение, считаем, что запасенная в материале при деформировании энергия есть разница между работой пластической деформации и энергией диссипации.

Работу пластической деформации будем рассчитывать по формуле (3.4) как интеграл с переменным верхним пределом от выражения, записанного в (3.3). Диссипированную энергию определим как интеграл с переменным верхним пределом от мощности источников тепла у вершины усталостной трещины по (3.5).

$$W_{p}(x, y, t) = \int_{0}^{t} w_{p}(x, y, \tau) d\tau$$
(3.4)

$$Q(x, y, t) = \int_{0}^{t} s(x, y, \tau) d\tau \qquad (3.5)$$

Результаты расчета энергии, запасаемой (накапливаемой) в материале при продвижении усталостной трещины в точке вблизи ее вершины, представлены на

рисунке 3.5 вместе с графиком продвижения точки с максимальным значением мощности источника тепла (предполагаемая вершина трещины) во время эксперимента. Грубая оценка изменения позиции вершины трещины (изменения длины трещины) по данным ИКТ позволила оценить, как ведет себя трещины во время испытания. Из рисунка 3.4-А видно, что она не меняет своей позиции примерно до момента времени 2,3 секунды, после чего начинает активно продвигаться. При росте трещины (период времени 2,5-3,5 секунды) работа, совершаемая испытательной машиной, тратится в основном на образование свободной поверхности и на разрушение уже подготовленного материала, поэтому скорость диссипации падает. Таким образом, момент страгивания трещины (около 2,3 секунд) можно считать началом локального разрушения должен выполняться критерий материала, где по накопленной энергии. Действительно, по графику на рисунке 3.5 видно, что в промежутке времени 1,5-2,5 секунды наклон кривой диссипации увеличивается, что говорит об увеличении скорости выделения энергии, а скорость накопления энергии при этом падает. Можно заметить, что графики зависимости исследуемых энергий от времени на 3.5 (при циклическом нагружении) и на рисунке рисунке 3.2-Б (при квазистатическом нагружении) качественно совпадают.



**Рис. 3.4.** А – позиция точки с максимальным значением мощности источника тепла в зависимости от времени по данным ИКТ; Б – эволюция работы

пластической деформации, диссипированной энергии и запасенной (накопленной) энергии в процессе циклического нагружения в точке вблизи вершины трещины



(титановый сплав ОТ-4).

**Рис. 3.5.** Эволюция работы пластической деформации, диссипированной энергии и запасенной (накопленной) в материале энергии в процессе циклического нагружения в точке вблизи вершины трещины (титановый сплав OT-4).

Сходство в поведении термодинамических характеристик процессов разрушения при квазистатическом и циклическом нагружении говорит о том, что запасаемая в материале в процессе разрушения энергия может являться универсальным параметром, устанавливающим стадию процесса деформирования, определяющим степень дефектов, накопления И может использоваться для предсказания момента разрушения.

Таким образом, предлагаемый подход для расчета запасенной в процессе деформирования материала энергии, основанный на использовании методики ИКТ и применении оригинальных алгоритмов обработки данных, является достаточно простым и универсальным и в будущем может применяться как экспресс метод для оценки технического состояния конструкций и их рабочего ресурса.

### 3. 2. Определение J-интеграла по данным скорости диссипации энергии у вершины трещины

Критерии и параметры механики разрушения могут быть основаны на различных упруго-пластических моделях твердых тел. Энергетический J-интеграл является наиболее подходящим и широко используемым упруго-пластическим параметром разрушения для описания локального упруго-пластического поля и для исследования процессов зарождения и распространения трещин [71].

Впервые J-интеграл был введен Райсом (Rice) [72] и Эшелби (Eshelby) [73]. По определению J-интеграл равен потоку упругой энергии в вершину трещины:

$$J = \int_{\Gamma} \left( W dy - T_i \frac{\partial u_i}{\partial x} ds \right), \tag{3.6}$$

где  $\Gamma$  – произвольный контур, охватывающий вершину трещины, концы которого находятся на противоположных берегах трещины, W – плотность энергии деформации  $\left(W = W(\varepsilon_{mn}) = \int_{0}^{\varepsilon_{mn}} \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij}, \varepsilon_{mn} = \varepsilon_{mn}(x, y)\right), ds$  – приращение длины дуги вдоль контура интегрирования  $\Gamma, T_i$  – компоненты тензора напряжений на контуре,  $u_i$  – компоненты вектора смещений точек контура  $\Gamma$ .

Для пластически деформированного тела величина Ј-интеграла представляет собой разность энергии двух систем с мало отличающимися площадями трещин, отнесенную к разности этих площадей [74], то есть изменению потенциальной энергии образца, отнесенную к изменению длины трещины:

$$J = -\frac{1}{t} \frac{\Delta U}{\Delta a},\tag{3.7}$$

где *U* – потенциальная энергия образца с трещиной.

Физический смыл J-интеграла, как изменение потенциальной энергии тела с трещиной при изменении её длины, позволяет сформулировать простой способ для его экспериментального определения. Рассмотрим систему, представленную на рисунке 3.6-А [75]. При перемещении точки приложения силы на величину  $\delta$  получим диаграмму, представленную на рисунке 3.6-Б. Изменение потенциальной энергии пластины отрицательно и равно площади под диаграммой  $P - \delta$ . Если рассмотреть тело с близкой длиной трещины, то разность их потенциальных энергий будет равна площади фигуры, заштрихованной на рисунке 3.6-Б. Для случая, когда значение перемещения постоянно, изменение энергии представлено на рисунке 3.7-А. По определению J-интеграл представляет собой производную зависимости, показанной на рисунке 3.7-Б. Если такие зависимости построены для различных перемещений  $\delta$ , то они определяют зависимости J-интеграла от перемещения, представленные на рисунке 3.8.



Рис 3.6. Изменение потенциальной энергии тела с трещиной.



**Рис 3.7.** Определение величины Ј-интеграла, как изменения потенциальной энергии тела при изменении длины трещины.



**Рис. 3.8.** Зависимость J-интеграла для различных длин трещин от перемещения захватов.

Значительное число попыток было направлено на разработку упрощённых экспериментальных процедур для определения величины J-интеграла. Одна из первых попыток была предложена Райсом в 1971 году [75].

Пользуясь определением Ј-интеграла можно записать:

$$J = -\frac{1}{t} \frac{S_{obnacmu}}{\Delta a} = -\frac{1}{t} \int \frac{dP}{da} d\delta = -\frac{1}{t} \int \frac{d\delta}{da} dP, \qquad (3.8)$$

где *S*<sub>области</sub> – площадь под диаграммой разрушения "сила – перемещение точки приложения силы" для тела с растущей трещиной, *а* – длина трещины.

Для образца на изгиб при достаточно глубокой трещине угол раскрытия трещины ( $\theta_{o\delta}$ ) зависит от приложенного момента *M* следующим образом:

$$\theta_{o\delta} = \frac{12ML}{EW^3} + \theta, \qquad (3.9)$$

где *L*, *W* – длина и ширина образца соответственно,  $\theta = f(M/b^2)$  – перемещение за счёт трещины, b = W - a.

Пренебрегая упругими перемещениями для данного типа нагружения можно записать:

$$Jt = \int_{0}^{M} \frac{d\theta_{o\delta}}{da} \bigg|_{M} dM = -\int_{0}^{M} \frac{d\theta_{o\delta}}{db} \bigg|_{M} dM = \int_{0}^{M} \frac{2M}{b^{3}} \frac{df(x)}{dx} dM =$$
$$= \frac{2}{b^{3}} \int_{0}^{M} \frac{Mb^{2}d\theta}{dM} \bigg|_{a} dM = \frac{2}{b} \int_{0}^{M} \frac{Md\theta}{dM} dM = \frac{2}{b} \int_{0}^{M} Md\theta = \frac{2}{b} S_{o\delta nacmu}.$$
(3.10)

Соотношение (3.10) достаточно часто используется для оценки величины Ј-интеграла и, как правило, даёт его верхнюю оценку. Впоследствии, данное соотношение было доказано и для образцов с центральной трещиной.

В 1979 году в [76] было предложено обобщение соотношения Райса в виде:

$$J = \frac{\eta}{tb} S_{obnacmu}, \qquad (3.11)$$

где  $\eta$  - параметр, зависящий от геометрии образца, схемы нагружения и длины трещины, t – толщина образца. Физический смысл данного соотношения заключается в том, что величина J-интеграла пропорциональна энергии ( $S_{oбласти}$ ), затраченной в процессе разрушения образца, делённой на площадь сечения образца (*tb*) и умноженной на фактор  $\eta$ , пропорциональный геометрии образца. Величины константы  $\eta$  входят в стандарты испытаний ASTM E1820 [77]. Для *CT*образца [77] этот коэффициент определяется выражением:

$$\eta = 2 + 0,522 \frac{b}{W}; \tag{3.12}$$

для испытаний на трёх точечный изгиб:

$$\eta = \begin{cases} 2, & npu \ \frac{a}{W} > 0,282 \\ 0,32 + 12 \frac{a}{W} - 49,5 \frac{a^2}{W} + 99,8 \frac{a^3}{W}, & npu \ \frac{a}{W} \le 0,282 \end{cases}$$
(3.13)

Важно отметить, что приведенные выше соотношения применимы для стационарных трещин и, как правило, дают завышенное значение J-интеграла и требуют коррекции, учитывающей процесс изменения длины трещины. Приращение длины трещины учитывается в эволюционных уравнениях для расчета величины J-интеграла. В 1981 году в работе [78] было предложено дифференциальное уравнение для расчёта величины J-интеграла:

$$dJ = \frac{\eta}{bB} P du + \frac{\gamma}{b} J da, \qquad (3.14)$$

где *В* – ширина рабочей зоны образца,  $\gamma = \eta - 1 - \frac{b}{W\eta} \frac{\partial \eta}{\partial a/W}$ , *W* – ширина образца, b = W - a, *u* - перемещения.

Интегрирование выражения (3.14) представляет собой скорректированное соотношение, предложенное Райсом:

$$J = \int_{0}^{u} \frac{\eta}{bB} P du + \int_{a_0}^{a} \frac{\gamma}{b} J da.$$
(3.15)

При увеличении длины трещины от значения  $a_{i-1}$  до значения  $a_i$  и изменении площади под кривой нагрузка-перемещение  $A_{i-1}$ , соотношение (3.15) может быть трансформировано в:

$$J_{i} = \left(J_{i-1} + \frac{\eta_{i-1}}{b_{i-1}B}A_{i-1,i}\right) \left(1 - \frac{\gamma_{i-1}}{b_{i-1}}\left(a_{i} - a_{i-1}\right)\right).$$
(3.16)

Различные варианты использования соотношений для коррекции Jинтеграла при изменении длины трещины представлены в стандарте ASTM E1820 и работах [79-82].

Хатчинсон, Райс и Розенгрен (Hutchinson, Rice and Rosengren), изучая пластичность при деформационном упрочнении, определяли J-интеграл как трещинодвижущую силу для характеристики пластически деформируемого твердого тела, имеющего трещины. Следует отметить, что Беглей и соавторы (Begley et al.) использовали J-интеграл как трещинодвижущую силу для характеристики начала раскрытия трещины в условиях крупномасштабной текучести [82].

Анализ пластического поведения материала основан на соотношениях для напряжений и деформаций Рамберга-Озгуда (Ramberg-Osgood) и Голломона (Hollomon) (3.17).

$$\varepsilon = \alpha \varepsilon_0 \left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)^n, \ \sigma = \sigma_0 \left(\frac{\varepsilon}{\alpha \varepsilon_0}\right)^{1/n}, \quad \sigma \ge \sigma_0 \quad (Ramberg - Osgood)$$

$$\varepsilon = \left(\frac{\sigma}{k}\right)^m, \ \sigma = k \varepsilon^{1/m}, \qquad \sigma \ge \sigma_0 \quad (Hollomon) \quad (3.17)$$

Интеграл от работы пластической деформации по контуру области вершины трещины определяет пластическую составляющую полного J-интеграла, которая мультипликативно зависит от выбора контура интегрирования [83]:

$$J_{p} = \frac{2\alpha\sigma_{0}^{2}}{E} \left(\frac{n}{n+1}\right) \left(\frac{\sigma}{\sigma_{0}}\right)^{n+1} y_{23}.$$
(3.18)

где y<sub>23</sub> – это часть контура, по которому рассчитывается J-интеграл. Другой вариант расчета J-интеграла предлагается в [71]:

$$J_{p} = \frac{\alpha E^{n} \sigma_{0}^{l-n} I_{n}}{l+n} \left( \frac{\sigma}{\alpha E^{n} \sigma_{0}^{l-n} \sigma_{e}(0,n)} \right)^{(n+1)/n} l, \qquad (3.19)$$

здесь *l* – это длина трещины.

В [83] предложена формула:

$$J_{p} = h_{l} \alpha \sigma_{0} \varepsilon_{0} a \left(\frac{\sigma}{\sigma_{0}}\right)^{n+l}$$
(3.20)

где *a* – радиус зоны трещины,  $h_i$  – коэффициент, зависящий от константы упрочнения материала  $\left(h_i = \frac{6}{\pi} \left(1 + \frac{3}{n}\right)^{-1/2}\right)$ .

Для анализа упругого поведения материала используется коэффициент интенсивности напряжений, который в условиях упругой деформации связан с контурным J-интегралом известным из линейной теории упругости соотношением (3.21):

$$J_e = \frac{K^2}{E} = \frac{\pi l \sigma^2}{E}$$
(3.21)

Упруго-пластический анализ в общем виде заключается в разложении полного J-интеграла на суммы его упругой и пластической частей:

$$J = J_e + J_p, \qquad (3.22)$$

где упругая часть определяется по формуле (3.21), а пластическая часть по формуле (3.18).

Таким образом, полное выражение для Ј-интеграла имеет вид (3.23):

$$J = \frac{\pi a \sigma^2}{E} + \frac{2\alpha \sigma_0^2}{E} \left(\frac{n}{n+1}\right) \left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)^{n+1} y_{23}.$$
 (3.23)

При пластической деформации материала генерируется значительное количество тепла, особенно в случае локализованной деформации. Как известно, большая часть механической энергии диссипирует в тепло в процессе пластической деформации, что вызывает сильное изменение температурного поля образца, поскольку при быстром деформировании не успевают сработать механизмы теплопроводности, и условия деформирования можно считать адиабатическими [68]. Таким образом, значение энергетического J-интеграла в процессе продвижения трещины можно оценить, используя термодинамические характеристики, например, скорость диссипации энергии в области вершины трещины.

Хатчинсон, Райс и Розенгрен (Hutchinson, 1968; Rice and Rosengren, 1968) [85] получили следующий вид для распределения напряжений у вершины трещины в условиях пластической деформации:

$$\sigma(r,\theta,t) = \sigma_0 \left( \frac{J(t)}{\alpha \sigma_0 \varepsilon_0 I_n r} \right)^{\frac{1}{n+1}} \sigma_e(\theta,n), \qquad (3.24)$$

где  $\sigma_0$  – предел текучести, n – коэффициент упрочнения (определяется из аппроксимации кривой напряжения-деформации при квазистатическом испытании),  $\varepsilon_0 = \sigma_0/E$ , E – модуль Юнга,  $I_n$  – функция, зависящая от коэффициента упрочнения материала и напряженного состояния, r и  $\theta$  – полярные координаты,  $\alpha$ – коэффициент, определяемый кривой нагружения,  $\sigma_e(\theta, n)$  –табулированная функция, J(t) – энергетический Ј-интеграл. Механические характеристики материала были определены из экспериментальной кривой нагружения материала.

Как показано в [85], функция  $\sigma_e(\theta, n)$  определяет интенсивность напряжений:

$$\sigma_{e}^{2} = Kr^{s-2}\bar{\sigma}_{e}^{2}(\theta) = Kr^{s-2}(\bar{\sigma}_{r}^{2} + \bar{\sigma}_{\theta}^{2} - \bar{\sigma}_{r}\bar{\sigma}_{\theta} + 3\bar{\sigma}_{r\theta}^{2}),$$
  

$$\sigma_{r}(r,\theta) = Kr^{s-2}\bar{\sigma}_{r}(\theta),$$
  

$$\sigma_{\theta}(r,\theta) = Kr^{s-2}\bar{\sigma}_{\theta}(\theta),$$
  

$$\sigma_{r\theta}(r,\theta) = Kr^{s-2}\bar{\sigma}_{r\theta}(\theta),$$
  
(3.25)

где *К* и *s* – некоторые постоянные, первая из которых зависит от прилагаемого растягивающего напряжения, последняя же имеет смысл собственного значения. Составляющие напряжения  $\sigma_r$ ,  $\sigma_\theta$  и  $\sigma_{r\theta}$  определены в [85]. На рисунке 3.9 показана известная зависимость этих составляющих от угла. Рисунки 3.10 и 3.11 иллюстрируют определение показателя упрочнения материала *n* по совпадению с экспериментальной кривой нагружения образцов титанового сплава ОТ-4 и определение значения функции  $I_n$  в зависимости от значения показателя упрочнения.



Рис. 3.9. Зависимость напряжений, действующих у вершины трещины, от угла.



**Рис. 3.10.** Вид кривой нагружения в зависимости от различных показателей упрочнения материала (красной линией показана экспериментальная кривая

нагружения).



**Рис. 3.11.** Аппроксимация значений табулированной функции показателя упрочнения материала.

Данные о распределении напряжений у вершины трещины позволяют рассчитать работу пластической деформации в этой области. Учитывая выражение (3.24) и следуя [70], работа пластической деформации у вершины усталостной трещины имеет вид:

$$w_p(\theta, r, t) = \int_0^{\varepsilon_p} \sigma d\varepsilon = \frac{n}{n+1} \frac{J(t)\sigma_e^{n+1}(\theta, n)}{I_n r}.$$
(3.26)

Процесс деформирования пластического связан с искажением кристаллической решетки металла. При достижении напряжениями предела текучести изменения кристаллической решетки становятся значительными, и материал переходит в пластическое состояние. На этой стадии материал не имеет возможности тратить энергию на деформирование решетки и создание новых дефектов, поскольку их концентрация настолько велика, что образование новых уже не возможно, поэтому для сохранения баланса энергии, часть закачиваемой в материал работы диссипирует в окружающую среду в виде тепла. Доля энергии диссипации зависит от стадии разрушения, свойств материала, условий деформирования. Большое количество экспериментальных исследований, выполненных в этом направлении, утверждают, что при приближении к моменту разрушения большая часть работы пластической деформации переходит в тепло, а отношение скорости диссипации к мощности работы пластической деформации используется в качестве критерия разрушения материала [86-88]:

$$\beta = \frac{Q}{\dot{W}_p},\tag{3.27}$$

где *W<sub>p</sub>* – работа пластической деформации, *Q* – энергия диссипации.

В работе [88] авторы приводят ряд экспериментальных исследований, в которых показано, как изменяется величина  $\beta$  при приближении к моменту разрушения. Тейлор (Taylor (1925)) и Тейлор и Куинни (Taylor и Quinney (1934)) показали, что 90-95% энергии пластической деформации переходит в тепло. Мазоп и др. (1994) и Hodowany и др. (2000) обнаружили, что значение  $\beta$  колеблется от 60% до 90% при приближении к моменту разрушения. В работе Кароог и Nemat-Nasser (1998) было показано, что для большинства исследованных металлов примерно 100% работы пластической деформации переходит в тепло.

Таким образом, следуя результатам экспериментальных исследований вышеперечисленных авторов, мы предполагаем, что большая часть работы пластической деформации переходит в тепло. Согласно этому предположению, учитывая уравнение (3.24), выражение для определения J-интеграла будет иметь вид:

$$J_{1}(x,t) = S_{\text{int}}(x, y_{tip}, t) \frac{n+1}{n} \frac{I_{n}}{\sigma_{e}^{n+1}(0,n)} |x_{tip} - x|, \qquad (3.28)$$

где  $y_{tip}$  и  $x_{tip}$  – координаты вершины трещины; x – расстояние от вершины трещины в пределах размера зоны пластической деформации;  $S_{int}$  – интегральное значение теплоты, полученное как интеграл с переменным верхним пределом от мощности источников тепла S(x,y,t) (2.8) при циклическом деформировании образца титанового сплава ОТ-4 с центральным отверстием:

$$S_{\rm int}(x, y, t) = \int_{0}^{t} S(x, y, \tau) d\tau$$
 (3.29)

где *t* – текущее время.

В случае усталостной трещины величина J-интеграла пропорциональна работе, затрачиваемой на пластическое деформирование образца, которая в свою очередь равна площади петли гистерезиса [76]. На этом основан инженерный метод расчета J-интеграла. На рисунке 3.12 изображена зависимость силы от перемещения захватов за один цикл нагружения, получаемая в результате механических тестов.



**Рис. 3.12.** Экспериментальная зависимость силы нагружения от приращения перемещения захватов за один цикл.

Для определения величины пластической составляющей J-интеграла будем рассматривать лишь ту часть петли гистерезиса, которая соответствует моменту растяжения образца, формированию у вершины трещины монотонной зоны пластической деформации и возникновению микротекучести материала. Таким образом, выражение для определения J-интеграла инженерным методом примет вид:

$$J_2 = \beta \frac{S}{h(w-a)},$$
 (3.30)

где *S* – площадь петли гистерезиса, соответствующая половине цикла нагружения,  $\beta$  – константа, отражающая долю работы пластической деформации, переходящей в тепло ( $\beta \approx 90\%$ ), *w* – ширина образца, *a* – длина трещины, *h* – толщина образца.

Вообще говоря, уравнение (3.30) должно содержать еще одно слагаемое, отражающее упругую составляющую J-интеграла. Эта составляющая пропорциональна коэффициенту интенсивности напряжения, с помощью которого описывается напряженное состояние у вершины трещины в случае упругого и упруго-пластического поведения материала. В условиях развитой пластичности в области у вершины трещины доминирует пластическая деформация, поэтому упругой составляющей J-интеграла можно пренебречь. Следуя предположению о том, что большая часть работы пластической деформации переходит в тепло уравнение (3.30) можно переписать в виде:

$$J_{3}(t) = \frac{Q_{\text{int}}(t)}{h(w-a)},$$
(3.31)

где  $Q_{int}$  – осредненное по координатам поле источников тепла  $\left(Q_{int}(t) = \int_{0}^{a} \int_{0}^{b} S_{int}(x, y, t) dx dy\right).$ 

На рисунке 3.13 представлены значения J-интеграла, полученные из уравнений (3.30), (3.31) и (3.28) (при осреднении по координате *x*).

Как было указано выше J<sub>2</sub> является пластической составляющей Jинтеграла. Зависимость  $J_3(t)$  рассчитана на основе термодинамического подхода по значению диссипации энергии у вершины усталостной трещины. Решение Хатчинсона, Райса, Розенгрена для распределения напряжений у вершины трещины использовалось для определения зависимости  $J_1(t)$ . Значение  $J_2$ пропорционально механической работе, необходимой для создания пластической деформации в области вершины трещины. С другой стороны, функции  $J_{1}(t)$  и  $J_{3}(t)$ связаны с тепловой энергией, выделяющейся при пластической деформации у вершины усталостной трещины под действием внешней нагрузки, и отражают диссипации В процессе циклического эволюцию энергии нагружения. Максимальные значения этих функций должны соответствовать значению J<sub>2</sub>.



**Рис. 3.13.** Изменение значения J-интеграла за половину цикла нагружения для образцов из титанового сплава ОТ-4 (условия эксперимента описаны в разделе 2.1.2). Здесь *J*<sub>1</sub>(*t*) - J-интеграл, рассчитанный на основе HRR-решения (3.28), *J*<sub>2</sub> - J-интеграл, определенный стандартным инженерным методом (3.30), *J*<sub>3</sub>(*t*) - J-интеграл, полученный с помощью энергетического подхода (3.31).

Анализ результатов, представленных на рисунке 3.13, позволяет сделать вывод, что Ј-интеграл, получаемый энергетическим путем достаточно хорошо коррелирует со значением Ј-интеграла, получаемого из аналитического решения Хатчинсона, Райса, Розенгрена. Это означает, что эти два метода расчета могут оценки значения Ј-интеграла по использоваться для измеряемым полям вершины трещины. Таким образом, температуры метод ИКТ можно y использовать для экспресс-оценки значения Ј-интеграла при циклических испытаниях.

## 3. 3. Оценка скорости роста усталостной трещины по данным диссипации энергии у вершины трещины

В процессе распространения усталостных трещин в металлах обычно выделяют три основных режима [90]:

- пороговый режим, при котором скорость распространения трещины мала и определяется структурой материала;
- степенной режим распространения трещины, со скоростями 10<sup>-8</sup> –10<sup>-3</sup> м/цикл при котором микроструктура материала оказывает слабое влияние на скорость распространения трещины;
- быстрый рост трещины, при котором микроструктура материала снова начинает оказывать существенное влияние наряду с квазистатическим раскрытием трещины (рисунок 3.14).

Второй режим распространения трещины может быть разделён на регулярные и нерегулярный режимы с наклоном m = 2 и m > 2, соответственно. Для многих материалов эти режимы перекрываются и могут быть описаны одним степенным наклоном.



Коэффициент интенсивности напряжений, ⊿К (log)

Рис. 3.14. Основные режимы распространения усталостных трещин в

металлах.

Значительное число попыток было направлено на объяснение и описание характера распространения трещины в степенном режиме. Наиболее известным и широко применяемым на практике является закон Париса (Р. Paris, 1961). Закон является обобщением существующих экспериментальных данных в терминах линейной механики разрушения [91]:

$$\frac{da}{dN} = C\Delta K^m, \qquad (3.32)$$

где a – длина трещины,  $\Delta K = \Delta \sigma \sqrt{\pi a} Y(a, W)$  – коэффициент интенсивности напряжения,  $\sigma$  – приложенное напряжение, Y – функция, учитывающая влияние геометрии образца, C, m – эмпирические константы, N – число циклов нагружения.

Данный закон является не более чем удачной аппроксимацией экспериментальных данных и не позволяет учесть все физические процессы, определяющие скорость распространения усталостных трещин в металлах. Вслед за этим было получено как большое число экспериментальных подтверждений данного закона, так и отклонений, требующих его модификации.

Одним из обобщений закона Париса является закон Фроста-Дагдейла (Frost-Dugdale) [92]:

$$\frac{da}{dN} = Ca^{1-\frac{m}{2}}\Delta K^m.$$
(3.33)

Основным отличием закона Фроста-Дагдейла от классического закона Париса является описание экспериментально наблюдаемого эффекта уменьшения скорости распространения трещины при постоянном коэффициенте интенсивности напряжения при её удлинении.

Число различных модификаций закона роста усталостной трещины перевалило за несколько десятков. Среди них можно отметить введение эффективного коэффициента интенсивности напряжений, предложенное Элбером (Elber) в 1970 году [93], учёт зависимости скорости распространения трещины от её текущей длины [92], усложнение степенной зависимости скорости распространения трещины от амплитуды коэффициента интенсивности напряжения, например, закон Формана (Forman) [94], учет промежуточных асимптотик процесса, введение в рассмотрение фрактальных характеристик поверхности трещины [95]. Значительное внимание было уделено поиску других характеристик процесса, отличных от коэффициента интенсивности напряжения, учитывающих процесс пластической деформации в вершине трещины в металлах.

В работе [96] было предложено выражение для скорости усталостной трещины как функции энергетического J-интеграла.

$$\frac{da}{dN} = C \left(\Delta J\right)^m. \tag{3.34}$$

В различное время предлагались соотношения, связывающие скорость роста трещины с величиной раскрытия трещины, энергией, диссипированной в материале при его циклическом деформировании, площадью петли гистерезиса и другими параметрами. Детальное исследование связи скорости распространения усталостных трещин и размера зоны циклической пластической деформации проведено в работе [97].

Особенностью всех, представленных выше соотношений является их эмпирический характер. В случае слабо выраженной пластической деформации в вершине трещины различные параметры, использованные в правой части упомянутых законов взаимно однозначно выражаются друг через друга. Одним из возможных методов построения обобщенного уравнения для скорости распространения усталостных трещин является рассмотрение баланса энергии в процессе распространения трещины. Данная задача решалась в работах [98-103].

С физической точки зрения, определяющим для процесса распространения трещины является баланс энергии в её вершине. Исследованию термодинамики усталостных трещин был посвящён ряд экспериментальных и теоретических работ, среди которых можно выделить следующие [99, 102, 104, 105]. Одновременный учёт влияния величины диссипированной энергии и значения Ј-интеграла на скорость распространения трещины был проведён в работе [104]. Ключевым параметром в работе является энергия *U*, равная площади петли гистерезиса отнесённой к скорости роста трещины:

$$U = \frac{\int_{-Y_p}^{Y_p} \int_{0}^{X_p} \left( \int_{\varepsilon_1}^{\varepsilon_2} \sigma_u d\varepsilon - \int_{\varepsilon_1}^{\varepsilon_2} \sigma_l d\varepsilon \right) dXdY}{\frac{da}{dN}},$$
(3.35)

где  $\varepsilon_l$ ,  $\varepsilon_2$  – деформации в конечных точках петли гистерезиса,  $\sigma_u$ ,  $\sigma_l$  – верхнее и нижнее напряжения в локальной петле гистерезиса в пластической зоне,  $X_p$ ,  $Y_p$  – размеры зоны пластической деформации.

Данная величина была впервые экспериментально измерена в 1977 году [105] с помощью нескольких миниатюрных тензодатчиков, расположенных по пути распространения трещины. В работе [104] было показано, что данная величина существенно (на порядок) отличается от значения J-интеграла и может рассматриваться как ключевой параметр, описывающий процесс распространения трещины.

В 1979 году было предложено соотношение, связывающее скорость распространения усталостных трещин с характерным размером зоны пластической деформации [106]:

$$\frac{da}{dN} = CR^2, \tag{3.36}$$

где *R* – характерный размер зоны пластической деформации.

Принимая во внимание, что размер зоны пластической деформации связан с работой пластической деформации в вершине усталостной трещины следующим соотношением:

$$W = 0, 1(\sigma_{y} + \sigma_{0.2})R^{2}$$
(3.37)

(где  $\sigma_y$  – предел пропорциональности,  $\sigma_{0,2}$  – напряжение при деформации 0,2), можно получить простейшее линейное соотношение между скоростью распространения трещины и работой пластической деформации [106]:

$$\frac{da}{dN} = \frac{1}{Q}$$
 W, где  $Q = 93 \frac{\sigma_y + \sigma_{0.2}}{\sigma_y^{1.3}}$ . (3.38)

Аналогичное по физическому смыслу соотношение было предложено в работе [107]:

$$\frac{da}{dN} = \frac{1}{G_C} \frac{dW}{dN} = \frac{1}{G_C} \iint_{r_p} \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij}^p dA, \qquad (3.39)$$

где  $\frac{dW}{dN}$  – изменение работы пластической деформации в вершине трещины, а интегрирование в последнем соотношении ведётся в пределах зоны пластической деформации. В работе [107] численно показано, что можно ввести безразмерную скорость диссипации энергии  $\frac{dW}{dN}^*$ , являющуюся функцией параметра упрочнения и асимметрии цикла. В результате, соотношение (3.39) может быть записано в виде, аналогичном предложенному Виртман в 1973 году [108]:

$$\frac{da}{dN} = \frac{1}{G_c} \frac{\Delta K^4}{\sigma_v^2 E} \frac{dW^*}{dN}.$$
(3.40)

Расчёт энергии, диссипированной за один цикл деформирования, с использованием зависимости напряжения от циклической деформации был выполнен в [109]. В результате соотношения для скорости распространения трещины было записано в виде (3.42):

$$\frac{da}{dN} = \frac{w_p}{W_c} = \left(\frac{1-n}{1+n}\right) \frac{\psi}{EI_n \left(\frac{4}{1+n}\sigma_f \varepsilon_f\right)} \left(K_{\max} - K_{th}\right)^2, \qquad (3.41)$$

где n – коэффициент циклического упрочения,  $\sigma_f$ ,  $\varepsilon_f$  – коэффициенты, зависящие от напряжения циклической деформации,  $I_n$  – безразмерный параметр.

Баланс энергии при циклическом нагружении образца с трещиной можно записать следующим образом:

$$W' = U' + \Delta J da, \qquad (3.42)$$

где W' – внешняя работа, U' – энергия, накопленная в зоне, примыкающей к вершине трещины, *ДJda* – необходимая для продвижения трещины на *da*.

Поделив левую и правую части выражения (11) на *da* и, принимая то, что все величины в расчёте определены для одного цикла деформирования, получим соотношение, определяющее баланс энергии при распространении трещины:

$$W = U + \Delta J. \tag{3.43}$$

В работе [104] было показано, что как для случая слабо выраженной пластичности, так и для случая значительного размера зоны пластической деформации величина *U* превосходит значение *ΔJ* на 2-4 порядка, это значит, что внешняя работа тратится в основном на накопление энергии в зоне процесса (W~U). Используя предположение о малости зоны пластической деформации, авторы работы [104] модифицируют закон Виртман:

$$\frac{da}{dN} = C \frac{\Delta J^2 E^2}{\sigma_v^2 \mu U}.$$
(3.44)

Авторы использовали величину диссипированной энергии в качестве параметра, определяющего сопротивление процессу распространения трещины.

Теоретическое обоснование закона Виртман было предложено в [99]. Авторы постулируют невозрастание потенциала Гиббса для системы "твёрдое тело с трещиной":

$$\delta G = \delta Q - T dS < 0. \tag{3.45}$$

Потенциала Гиббса для тела с трещиной имеет вид (3.46):

$$G = \frac{1}{2} \int_{V} \sigma_{ij} \varepsilon_{ij} dV - \int_{S} \sigma_{ij} n_{j} u_{i} dS + 2\Gamma a - Ts, \qquad (3.46)$$

Тогда приращение потенциала между циклами записывается как (3.47):

$$\Delta G = \int_{V} \int_{N}^{N+1} \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij} dV - \int_{S} \sigma_{ij} n_j \int_{N}^{N+1} du_i dS + 2\Gamma a - T\Delta s =$$
  
=  $-W - W^* + 2\Gamma \Delta a - T\Delta s$  (3.47)

Первое слагаемое в правой части (3.47) имеет вид:

$$W = \int_{V} \int_{N}^{N+1} \sigma_{ij}^{H} u_{i,j} dV - \int_{V} \int_{N}^{N+1} \sigma_{ij} du_{i,j} dV, \qquad (3.48)$$

Второе слагаемое в (3.47) представляет собой выражение:

$$W^* = \int_{V} \int_{N}^{N+1} \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij}^p dV.$$
(3.49)

Для линейно упрочняющегося тела было показано, что выражения для W и  $W^*$  выражаются через коэффициент интенсивности напряжений следующим образом:

$$W = 2\xi K^2 \Delta a, \qquad W^* = 2\xi_1 \Delta K^4.$$
 (3.50)

Вводя обозначение для энергии, затраченной на единичное продвижение трещины:  $U = 2\Gamma - T \frac{\Delta s}{\Delta a}$ , получим модифицированный закон Виртман (3.51):

$$\frac{da}{dN} = C \frac{\xi_1 \Delta K^4}{U - 2\xi K^2} = C \frac{\xi_1 \Delta K^4}{2\xi K_c^2 - 2\xi K^2}.$$
(3.51)

Построение термодинамической модели распространения трещины было предложено в работе А. Чудновского и соавторов [102]. Авторы, раскладывая тензора малых деформаций на упругую и пластическую части, записывая закон сохранения энергии в системе "твердое тело с трещиной" и используя определение термодинамических потоков и гипотезу пропорциональности скорости диссипации энергии у вершины трещины и величины J-интеграла, получают следующее уравнение для скорости распространения усталостной трещины:

$$\frac{da}{dN} = \frac{\beta_0 J_1^3 d}{\frac{J_c}{r_{p,\max}} r_p(a) - J_1}.$$
(3.52)

Аналогичное соотношение было предложено в [103] на основе рассмотрения баланса энергии при распространении трещины:

$$\dot{U} = \int W dV + \int \rho \dot{\gamma} dV + Q + \Lambda, \qquad (3.53)$$

где W – энергия решётки,  $\rho \dot{\gamma}$  – энергия разрушения, Q – генерация тепла,  $\Lambda$  – тепловой поток. Принимая во внимание, что  $\dot{U} = \int T \dot{u} dS + \Lambda$ , выражение (3.53) принимает вид:

$$\int T\dot{u}dS - \int WdV = \int \rho \dot{\gamma}dV + Q. \tag{3.54}$$

В системе координат, связанной с вершиной трещины, полная производная по времени имеет вид  $\dot{z} = z_t - v_t z$ . В результате после соответствующих преобразований соотношение (3.54) принимает вид:

$$\frac{da}{dN} = \frac{w^p - Q}{\int \rho \dot{\gamma} dV - J} = \frac{w^p - Q}{\Lambda - J}.$$
(3.55)

где a – длина трещины, N – число циклов,  $W^p$  – мощность пластической работы, Q – мощность диссипации тепла,  $\Lambda$  – энергия, затрачиваемая на образование новой поверхности и на разрушение материала в зоне процесса (все энергии рассчитаны для одного полного цикла деформирования), J – энергетический J-интеграл.

Анализ приведённых соотношений позволяет утверждать, что скорость распространения трещины является функцией работы пластической деформации, скорости диссипации тепла, потока упругой энергии в вершину трещины при её распространении (J-интеграла) и сопротивления материала зарождению дефектов. моделях данные величины вводились различными B разных способами (например, величина определяющая степень сопротивления материала зарождению дефектов) и в конечном итоге сводились к зависимости от величины коэффициента интенсивности напряжения.

Метод ИКТ позволяет предложить альтернативный подход определения данных величин как функций скорости диссипации энергии (генерации тепла) в вершине трещины. В первом приближении, величины, стоящие в правой части соотношения (3.56), могут быть выражены через мощность теплового потока. Используя гипотезу Тейлора о малости величины накопленной энергии в металлах в процессе пластического деформирования, можно записать  $\beta = \frac{w^p - Q}{\dots^p}$ . В работе Тейлора было показано, что данная величина (относительная скорость накопления энергии) не превышает нескольких процентов. Последующие экспериментальные и теоретические работы показали, что данная величина является функцией различных параметров процесса пластического деформирования [110]. Однако, для интегральной величины, рассчитанной за полный цикл деформирования, данная гипотеза может быть принята как первое приближение.

Величина, определяющая сопротивление материала распространению трещины ( $\Lambda$ ) может быть оценена критической величиной J-интеграла –  $J_c$  [110]. Таким образом, выражение (3.55) может быть переписано в виде:

$$\frac{da}{dN} = \frac{w^p - Q}{J_c - J}.$$
(3.56)

Величина J-интеграла, аналогичным образом, может быть связана со скоростью генерации тепла, например, при помощи соотношения Райса (Rice):

$$J \approx \frac{1}{t(l-a)} W^{p} \approx \frac{1}{t(l-a)\beta} Q, \qquad (3.57)$$

где *tl*– площадь поперечного сечения образца. В результате, соотношение для скорости распространения усталостной трещины может быть записано в виде:

$$\frac{da}{dN} = \frac{(1-\beta)}{\beta} \frac{Q}{\left(J_c - f(Q)\right)}.$$
(3.58)

С ростом трещины величина J-интеграла растёт как за счёт уменьшения знаменателя в соотношении Райса (3.57), так и за счёт увеличения площади петли гистерезиса (скорости диссипации энергии). Это приводит к уменьшению значения знаменателя в соотношении (3.56) ( $J_c - J$ ) и росту скорости трещины. Следовательно, в первом приближении можно записать, что в стационарном режиме распространения скорость усталостной трещины пропорциональна произведению скорости диссипации энергии и текущей длины трещины:

$$\frac{da}{dN} \sim Qa. \tag{3.59}$$

Современные инфракрасные камеры высокого разрешения позволяют экспериментально осуществить возможность бесконтактного измерения величины мощности энергии диссипации в вершине трещины. В частности, метод ИКТ позволяет измерять эволюцию температуры в вершине трещины в режиме реального времени с высокой скоростью. Основным недостатком данного подхода является необходимость расчета поля мощности источников тепла по уравнению теплопроводности, поэтому для проверки данной методики в настоящей работе был использован альтернативный метод измерения потока тепла на поверхности исследуемого образца. Метод заключается в использовании оригинального контактного датчика, работающего на основе эффекта Пельтье (см. раздел 2.3). Разработанный датчик можно использовать как для калибровки результатов инфракрасных измерений, так и для непосредственного измерения мощности тепловых потоков при проведении механических испытаний металлов.

Механические испытания проводились на 100 кН сервогидравлической машине Bi-00-100 в режиме растяжение-сжатие с ненулевым средним напряжением (R=-0.027). Для испытаний использовались образцы из стали 08Х18Н10. Механические характеристики и термодинамические константы для этого материала представлены в разделе 2.1. Исследования проводились в условиях, описанных в разделах 2.1 и 2.1.2. Более подробно условия эксперимента уже излагались в разделе 2.3.

Контактный датчик потока тепла одновременно перекрывал обе вершины распространяющейся трещины и позволял измерять интегральную величину теплового потока. Одна часть элемента приводилась в непосредственный контакт с образцом, вторая поддерживалась при температуре окружающей среды за счёт жидкостной системы охлаждения. Длина трещины определялась с помощью метода изменения электрического потенциала. Одновременно с этим, записывалось поле температуры у вершины усталостной трещины, что позволило свести данные, получаемые прямым измерением с помощью контактного датчика, и рассчитанные на основе уравнения теплопрводности.

В результате были получены данные потока тепла на поверхности образца, как по показаниям контактного датчика потока тепла, так и по данным ИКТ. На рисунке 2.16 представлены экспериментальные данные теплового потока регистрируемые контактным датчиком потока тепа. На графике зависимости скорости диссипации от времени (см. рисунке 2.16) можно выделить три характерных участка, соответствующих различным режимам распространения трещины. На начальном участке трещина движется в области интенсивно деформированного материала, созданного в процессе инициирования трещины. Второй участок трещины соответствует выходу на стационарный режим распространения, который соответствует режиму Париса, и при существенном увеличении длины трещины наблюдается переход в нестационарный режим распространения, сопровождающийся интенсивным тепловыделением.

Будем рассматривать лишь тот промежуток времени, на котором реализуется стационарные режим распространения трещины (плато на рисунке 2.16: для  $\sigma_{amp}$ =79 МПа отрезки 2-6, при  $\sigma_{amp}$ =91МПа отрезки 2-5, при  $\sigma_{amp}$ =103 МПа отрезки 4-9). Характерная зависимость длины усталостной трещины от времени при постоянной амплитуде приложенного напряжения на промежутке времени, соответствующем стационарному режиму распространения трещины, представлена на рисунке 3.15. Рисунок 3.16 иллюстрирует эволюцию скорости диссипации энергии в вершине трещины на этом промежутке по данным контактного датчика потока тепла на основе элемента Пельтье.



**Рис. 3.15.** Зависимость длины усталостной трещины от времени при различных амплитудах нагружения в режиме Париса.



**Рис. 3.16.** Зависимость скорости диссипации энергии при различных амплитудах приложенного напряжения при стационарном режиме распространения усталостной трещины.

На рисунке 3.17 представлены результаты обработки экспериментальных данных для трёх различных амплитуд приложенного напряжения как по данным контактного датчика потока тепла, так и по данным ИКТ.





Анализ представленных результатов позволяет сделать вывод о линейной зависимости между скоростью распространения усталостной трещины и произведением скорости диссипации энергии на текущую длину трещины. Экспериментальные точки, полученные двумя различными методиками, демонстрируют хорошее соответствие, что свидетельствует об адекватности полю температуры данных, рассчитываемых по на основе уравнения теплопроводности, и возможности применения метода ИКТ для исследования подобного рода задач. Методика, основанная на применении контактного датчика потока тепла, быстро и точно позволяет оценить мощность источника на поверхности исследуемого образца, однако не предоставляет информации о пространственном расположении источников (в отличие от метода ИКТ), что является важным при определении позиции трещины, ее форме и размерах. На современном этапе развития экспериментальных методов, метод ИКТ позволяет бесконтактно, в режиме реального времени измерять особенности диссипации энергии в вершине трещины.

Использование двух подходов для получения информации о диссипации энергии в вершине усталостной трещины позволило детально исследовать процессы распространения усталостных трещин в стали 08Х18Н10 при постоянной амплитуде напряжений. Анализ полученных результатов позволяет высказать гипотезу о линейной зависимости между скоростью усталостной трещины и произведением скорости диссипации энергии в её вершине на её текущую длину. Таким образом, на основе полученных данных, можно предположить, что для пластичных материалов возможно построение кинетического уравнения для распространения трещин на основе данных анализа баланса энергии в её вершине. Это позволит глубже понять физические механизмы, лежащие в основе процесса, и не использовать для оценки состояния данных материалов величину коэффициента интенсивности напряжений, являющуюся результатом решения линейно-упругой задачи для тела с бесконечно тонким разрезом.

### Выводы

В данной главе рассмотрено три направления применения данных ИКТ для оценки состояния материала в процессе деформирования. На основе данных о диссипации энергии рассчитано значение запасаемой в материале энергии при квазистатических и циклических испытаниях. Разработана упрощенная схема расчета накопленной энергии на основе использования метода ИКТ, и подтверждена возможность использования значения накопленной в материале энергии в качестве параметра механики разрушения. Разработанный подход является достаточно простым и универсальным и в будущем может применяться как экспресс метод для оценки технического состояния конструкций и их рабочего ресурса.

Показано, что метод ИКТ можно использовать как аналог стандартного инженерного метода для оценки значения J-интеграла при циклических испытаниях по данным диссипации энергии у вершины усталостной трещины.

В заключении третьей главы показано, что для пластичных материалов возможно построение кинетического уравнения для распространения трещин на основе данных анализа баланса энергии в её вершине.
## Заключение

В работе проведено экспериментальное исследование процессов накопления и диссипации энергии в металлах при пластическом деформировании и разрушении. В рамках работы создан комплекс алгоритмов обработки данных ИКТ. позволяющий проводить анализ мощности локальных источников диссипации энергии в процессе механических экспериментов. Для верификации полученных данных предложен и реализован метод измерения источников тепла с помощью контактного датчика на основе элементов Пельтье, а также разработаны методики его калибровки. Проведён цикл экспериментов по анализу динамики локальных источников тепла, возникающих в процессе упруго-пластического деформирования исследуемых материалов.

К основным результатам работы можно отнести следующее.

- Экспериментальная установка для исследования процессов деформирования и распространения трещин, включающая в себя системы бесконтактного измерения температуры (на основе ИК камеры) и контактного измерения потока тепла (на основе контактного датчика потока тепла), систему регистрации текущей длины трещины.
- 2. Комплекс программ для обработки данных ИКТ, позволяющий исследовать динамику локальных источников тепла при квазистатических и циклических испытаниях металлов и сплавов.
- 3. Экспериментальные данные исследования процесса диссипации энергии в металлах и сплавах при локализации деформации в условиях квазистатического растяжения и в вершине усталостной трещины при циклическом нагружении. Показана возможность использования критерия по скорости и величине накопленной энергии для определения момента разрушения материала.
- 4. Метод оценки величины Ј-интеграла по данным ИКТ.
- 5. Кинетическое соотношение, полученное по экспериментальным данным контактного датчика на основе элемента Пельтье и ИКТ для скорости роста

усталостной трещины как функции скорости диссипации энергии и текущей длины тещины.

## Список литературы

- S. Dumoulin, H. Louche, O.S. Hopperstad, T. Borvik. Heat sources, energy storage and dissipation in high-strength steels: experiments and modeling // European Journal of Mechanics A/Solids. – 2010. – Vol. 29. – P. 461-474.
- Баренблатт Г.И., Ботвина Л.Р. Автомодельность усталостного разрушения. Накопление поврежденности // Изв. АН СССР. Механика тверд. тела. – 1983. – №4. – С. 161-165.
- Бетехтин В.И., Владимиров В.И. Кинетика микроразрушения твердых тел. В кн. Проблемы прочности и пластичности твердых тел. Л.: Наука. – 1979. – С. 267.
- Конева Н.А., Теплякова Л.А., Соснин О.В., Целлермаер В.В., Коваленко В.В. Дислокационные субструктуры и их трансформация при усталостном нагружении (обзор) // Известия высших учебных заведений. Физика. – 2002. – Т. 45. – №3. – С. 87-100.
- Конева Н.А., Козлов Э.В. Физическая природа стадийности пластической деформации // В кн.: Структурные уровни пластической деформации и разрушения (под ред. акад. В.Е. Панина). Новосибирск: Наука. – 1990. – С. 123-172.
- Козлов Э.В., Старенченко В.А., Конева Н.А. Эволюция дислокационной субструктуры и термодинамика пластической деформации металлических материалов // Металлы. – 1993. – №5. – С. 152-161.
- Шанявский А.А. Безопасное усталостное разрушение элементов авиаконструкций. Синергетика в инженерных приложениях. Уфа: 2003. – С. 803.
- Иванова В.С. Терентьев В.Ф. Природа усталости материалов. М.: Металлургия. – 1975. – С. 456.
- 9. Панин В.Е., Лихачев В.А., Гриняев Ю.В. Структурные уровни деформирования твердых тел. Новосибирск: Наука. 1987. С. 225.

- 10. Bever M.B., Ticknor L.B. The energy stored during the cold working of a goldsilver alloy // Acta met. – 1953. – №1. – Issue 2. – P. 116-122.
- Oliferuk W., Maj M., Raniecki B. Experimental analysis of energy storage rate components during tensile deformation of polycrystals // Materials science and engineering A. – 2004. – V. 374. – P. 77-81.
- Oliferuk W., Beygelzimer Y., Maj M., Synkov S., Reshetov A. Energy storage rate in tensile test of ultra fine grained titanium produced by twist extrusion // 35th Solid Mechanics Conference. Krakow. September 4-8, 2006, pp. 329-330.
- 13. Clarebrough L.M., Hargroaves M.E., West G.W. The release of energy during annealing of deformed metals // Proc. Roy. Soc. 1955. V. 1189 A. P. 255-270.
- 14. Clarebrough L.M., Hargroaves M.E., Loretto M.H. The influence of grain size on the stored energy and mechanical properties of copper // Acta met. 1958. №6. P. 725-735.
- Wolfenden A. The ratio of stored to expended energy during the room-temperature deformation of copper single crystals // Scripta met. 1970. №4. Issue 5. P. 327-332.
- В.В. Федоров. Термодинамические аспекты прочности и разрушения твердых тел. – Ташкент: "Фан" УзССЗ, 1979. – 168 с.
- La Rosa G., Risitano A. Thermographic methodology for rapid determination of the fatigue limit of materials and mechanical components // International Journal of Fatigue. – 2000. Vol. 22. – P. 65–73.
- Luong M.P. Infrared thermographics scanning of fatigue in metals // Nuclear Engineering and Design. – 1995. – Vol. 158. – P. 363-376.
- Boulanger T., Chrysochoos A., Mabru C., Galtier A. Calorimetric analysis of dissipative and thermoelastic effects associated with the fatigue behavior of steels // International Journal of Fatigue. – 2004. – Vol 2. – P. 221-229.
- Rantsevich V.B. Thermal detection of cracks in fatigue testing of parts // Sov. J. Nondestructive Testing. – 1977. – Vol 13. – P. 570-575.

- Wong A.K., Kibry III G.C. A hybrid numerical/experimental technique for determination the heat dissipated in low cycle fatigue // Eng. Frac. Mech. – 1990. – Vol 37. – P. 493-504.
- 22. Clarebrough L.M., Hargreaves M.E., West G.W, Head A.K. The energy storage in fatigued metals // Proc. Roy. Soc. A. 1957. Vol 22. P. 160-166.
- Bever M.B., Holt D.L., Tichener A.L. The stored energy of cold work // Prog. Mat. Sci. – 1973. – Vol 17. P. 1-190.
- 24. Dillon Jr. O.W. An experimental study of the heat generated during tortional oscillations // J Mech Phys Solids. 1962. Vol 10. P. 235-244.
- 25. Dillon Jr. O.W. Temperature generated in aluminium rods undergoing tortional oscillations // J Appl Phys. 1962. Vol. 33. P. 3100-3105.
- 26. Rice J.R., Levy N. Local heating by plastic deformation at crack tip / In: The physics of ctrength and plasticity. Argon AS, editor. Cambridge, MA: MIT Press, 1969. P. 277-292.
- 27. Mason J.J., Rosakis A.J. On the dependence of the dynamic crack-tip temperature fields in metal upon crack-tip velocity and material parameters // Mech. Mater. 1993. Vol. 16. P. 337-350.
- 28. Zehnder A.T., Rosakis A.J. On the temperature distribution at the vicinity of dynamically propagating cracks in 4340 steel // J Mech Phys Solids. 1991. Vol. 39. P. 385-415.
- 29. Costin L.S., Crisman E.E., Hawley R.H., Du Y.J. On the localization in plastic flow in mild steel tubes under torsional loading // Proceedings of the Second Conference on the Mechanical Properties of Materials at High Rates of Strain. London: The Institute of Physics. In: Harding J, editor. 1979. – P. 90-100.
- 30. Hartley K.A., Duy J., Hawley R.H. Measurement of the temperature profile during shear band formation in steels degorming at high strain rates // J. Mech. Phys. Solids. – 1987. – Vol. – 35. – P. 283-301.
- Marchand A., Du Y.J. An experimental study of the formation process of adiabatic shear bands in a structural steel // J. Mech. Phys. Solids. – 1988. – Vol. – 36. – P. 251-283.

- 32. Zhou M., Ravichandran G., Rosakis A.J. Dynamically propagating shear bands in impact-loaded prenotched plates I. Experimental investigation of temperature signatures and propagation speed // J Mech Phys Solids. – 1996. – Vol. – 44. – P. 981-1006.
- 33. Paynter R.J.H., Dutton A.G. The use of a second harmonic correlation to defect damage in composite structures using thermoelastic stress measurements // Strain. – 2003. – Vol. – 39. P. 73-78.
- 34. Плехов, О.А. Структурно-кинетические механизмы деформирования и разрушения материалов в крупнозернистом и субмикрокристаллическом состояниях: дис. ... д-ра физ.-мат. наук: 01.02.04 / Плехов Олег Анатольевич. Пермь, 2009. 359 с.
- 35. Aravas N. Kim K-S., Lecke F.A. On the calculation of the stored energy of cold work // J.Eng.Mater. Tech. 1990. V. 112. No. 4. P. 465-470.
- 36. Szczepinski W. The stored energy in metals and the concept of residual microstresses in plasticity // Arch.Mech. 2001. No. 53. P. 615-629.
- Oliferuk W., Maj M. Stress-strain curve and stored energy during uniaxial deformation of polycristals // Europ. J. Mech. A. Solids. – 2009. - No. 28. – P. 226-272.
- Benzerga A.A., Brechet Y., Needleman A., van der Giessen E. The stored energy of cold work: predictions from discrete dislocation plasticit y // Acta. Mater. – 2005. – No. 53. – P. 4765-4779.
- 39. Rosakis P., Rosakis A.J., Ravichandran G., Hodowany J. A thermodynamic internal variable model for the partitional of plastic work into heat and stored energy in metals // J. Mech. Phys. Solids. – 2000. – No. 48. – P. 581-607.
- 40. Chaboche J-L. Cyclic viscoplastic constitutive equations // J. App. Mach. 1993. –
   No. 60. P. 813-828.
- 41. Наймарк О.Б. Коллективные свойства ансамблей дефектов и некоторые нелинейные проблемы пластичности и разрушения // Физ. Мезомех. 2003. Т. 6. № 4. С. 45-72

- Plekhov O.A., Eremeev D.N., Naimark O.B. Failure wave as a resonance excitation of collective burst models of defects in shocked brittle materials // J. Phys. IV. 2000. No. 10. P.811-816.
- 43. Плехов О.А., Наймарк О.Б. Теоретическое и экспериментальное исследование диссипации энергии в процессе локализации деформации в железе // ПМТФ. 2009. Т. 50. №1. С. 153-164.
- 44. Plekhov O., Saintier N., Palin-Luc T., Uvarov S. and A. Naimark. Theoretical analysis, infrared and structural investigation of energy dissipation in metals under quasi-static and cyclic loading // Material Science and Engineering A. 2007. Vol. 462 № 1. P. 367-370.
- 45. Plekhov O., Naimark O., Uvarov S. Thermodynamical model of energy dissipation in metals under quasi-static and cyclic loading // Mechanika. 2005. Vol. 2. №305. P. 200-206.
- 46. А.А. Костина, Ю.В. Баяндин, О.А. Плехов. Моделирование процесса накопления и диссипации энергии при пластическом деформировании металлов // Физическая мезомеханика. – 2014. – Т. 17. – №1. – С. 43-49.
- 47. Nes E., Marthinsen K. Modeling the evolution in microstructure and properties during plastic deformation of f.c.c.-metals and alloys – an approach towards a unified model // Mat. Science and Engineering A. – 2002. – Vol. – 322. – P. – 176-193.
- 48. Wells A.A. The mechanics of notch brittle fracture //Wellding Res. 1953. Vol. 7.
   P. 34-56.
- 49. Moss G.L., Pond R.B. Inhomogeneous thermal changes in copper during plastic elongation // Metall. Trans. 1975. Vol. 6A. P. 1223-1235.
- 50. Reifsnider K.L., Williams R.S. Determination of fatigue related heat emission in composite material // Experimental mechanics. 1974. Vol. 14. P. 479-485.
- 51. Williams, R.O. The stored energy of copper deformed at 24°C // Acta Met. 1965.
   Vol. 13. №4. P. 163-168.

- 52. Williams, R.O. Stored energy and release kinetics in lead, aluminium, silver, nickel, iron and zirconium after deformation // Trans. Met. Soc. AIME. 1962. Vol. 224. P. 719-727.
- 53. Erdmann J.C. and Jahoda J.A. Stored energy of plastic deformation and lattice thermal resistance at 4.2°K in copper-nickel alloys // Appl. Phys. Letters. – 1964. – Vol. 4. – P. 204-205.
- 54. Wolfenden A. and Appleton A.S. The energy stored during the low-temperature deformation of copper and aluminium single crystals // Acta. Met. 1968. Vol. 16. Is. 7. P. 915-925.
- 55. Wolfenden A. The ration of stored and expended energy during the roomtemperature deformation of copper single crystals // Scripta met. – 1970. – Vol. 4. – Is. 5. – P. 327-332.
- 56. Госсорг Ж. Инфракрасная термография. Основы, техника, применение: Пер. с франц. - М.: Мир, 1988. – 416 с.
- 57. Криксунов Л. З. Справочник по основам инфракрасной техники. М.: Сов. радио, 1978. 400 с.
- 58. Машиностроение. Энциклопедия / Ред. Совет: Фролов (пред.) и др. М.: материалов. Т. II-1 / Л.В. Агамиров, М.А. Алимов и др.; под общ. ред. Е.И. Мамаевой. 2010. – 852 с.; ил.
- 59. A.Prokhorov, A. Vshivkov, A. Iziumova, O. Plekhov, J.C. Batsale. Development of the measurement system for determination of energy dissipation power at fatigue crack tip // Proceedings of 12<sup>th</sup> International Conference on Quantitative Infrared Thermography, 7-11 July 2014, Bordeaux, France. http://qirt.gel.ulaval.ca/archives/qirt2014/QIRT%202014%20Papers/QIRT-2014-147.pdf
- 60. Watson AB. Image Compression Using the Discrete Cosine Transform. Mathematica Journal. 1994;4(1):81-8.

- 61. Kim SH, Kim C, Lee S. An efficient motion compensation algorithm based on double reference frame method Original Research Article Signal Processing. Image Communication. 2002 Sep:17(8):635-15.
- 62. Fedorova A, Bannikov M, Plekhov O. Infrared thermography study of the fatigue crack propagation. Fracture and Structural Integrity. 2012 Jul;21:46-8.
- 63. Plekhov, O.A., Naimark, O.B., Saintier, N., Palin-Luc, T. (2009) Elastic-plastic transition in iron: Structural and thermodynamic features. Technical Physics 54, 8, 1141-1146.
- 64. Chrysochoos A, Balandraud X, Wattrisse B. (2013) Identification procedure using full-field measurements applications in mechanics and structures. Processing of CNRS summer school; 2013 May 21–25; Montpellier, France.
- 65. Rice, J.R. (1966) Mechanics of crack tip deformation and extension by fatigue. ASTM Special technical publication 415, 247-311.
- 66. Klevtsov, G.V., Botvina, L.R., Klevtsova, N.A. (1996) Plastic zones formation under different types of loading conditions. ISIJ International 36, 2, 222-228.
- 67. [Электронный ресурс] / Режим доступа: http://peltier.narod.ru/.
- J. Hodowany, G. Ravichandran, A. J. Rosakis and P. Rosakis. Partition of plastic work into heat and stored energy in metals // Experimental mechanics. 2000. Vol. 40. Is. 2. P. 113-123.
- 69. Plekhov, O., Uvarov, S., Naimark, O. Theoretical and experimental investigation of dissipated and stored energy ratio in iron under quasi-static and cyclic loading // Strength of materials. – 2008. – Vol. – 1. – Is. 391. – P. 101-105.
- 70. Ю.Г. Матвиенко, В.Г. Авраменко. Динамика температурного поля в пластически деформируемом металле. II. Образец с трещиной // Деформация и разрушение материалов. – 2009. – №10. – С. 2-9.
- Yu.G. Matvienko and E.M. M. Calculation of the energy J-integral for bodies with notches and cracks // International Journal of Fracture. – 2004. – Vol. 125. – P. 249-261.
- 72. Rice J.R. Fracture: An Advanced Treatise. Mathematical fundamentals. Fracture 2.
  New York: Academic Press, 1968. P. 191-311.

- 73. J. D. Eshelby. The continuum theory of lattice defects. In: F. Seitz and D. Turnbull (eds.), Progress in Solid State Physics, Vol. 3, Academic Press, New York (1956), pp. 79–303.– New York: Academic Press. 1956.
- 74. В.М. Пестриков, Е.М. Морозов. Механика разрушения. Курс лекций. СПб.: ЦОП "Профессия", 2012. – 552с., с ил.
- 75. Paris P.C. Fracture mechanics in elastic-plastic regime. Flow growth and fracture. ASTM STP 631, Americal Society for Testing and Materials. 1977. P. 3-27.
- Landes, J.D., Walker, H., Clarke, G.A. Evaluation of Estimation Procedures Used in J-Integral Testing. Elastic-Plastic Fracture, ASTM STP. – 1979. – Vol. 668. – P. 266-287.
- 77. Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness // Designation: E
  1820 01. ASTM International, 100 Barr Harbor Drive, PO Box C700, West
  Conshohocken, PA 19428-2959. United States. P. 46.
- 78. Ernst, H.A., Paris, P.C., Landes, J.D. Estimations on J-Integral and Tearing Modulus T from a Single Specimen Test Record. The 13th Conference on Fracture Mechanics, ASTM STP. – 1981. – Vol. 743. – P. 476-502.
- Anderson, T.L. Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications (2nd Ed.). –
   USA: CRC Press. 1995.
- Kanninen, M.F., Popelar, C.H. Advanced Fracture Mechanics. New York: Oxford University Press, 1985. – P. 584.
- Etemad, M.R., Turner, C.E. An experimental investigation of slow stable crack growth using HY130 steel // Journal of Strain Analysis for Engineering Design. – 1985. – Vol. – 20. – Is. 4. – P. 201-208.
- 82. Garwood, S.J., Robinson, J.N., Turner, C.E. The measurement of crack growth resistance curves (R-curves) using the J integral // International Journal of Fracture. 1975. Vol. 11. Is. 3. P. 528-530.
- 83. Nestor Perez. Fracture Mechanics. Department of mechanical engineering university of Puerto Rico, Kluwer Academic Publishers, New York, Boston, Dordrecht, London, Moskow, 2004.

- 84. Xin Wang. Fully plastic solutions for surface cracked plates under biaxial loading // Engineering fracture mechanics. – 2006. – Vol. – 73. – P. 1581-1595.
- 85. Hutchinson, J.W. Singular behaviour at the end of a tensile crack in a hardening material // J. Mech. Phys. Solids. 1968. Vol. 16. P. 13-31.
- 86. Chrysochoos A, Martin G. Tensile test microcalorimetry for thermomechanical behavior law analysis // Materials Science and Engineering. – 1989. – Vol. A108. – P. 25-32.
- Rittel D. On the conversion of plastic work to heat during high strain rate deformation of glassy polymers // Mechanics of Materials. 1999. Vol. 31. P. 131-9.
- Strüwe and R. Pippan. On the energy balance of fatigue crack growth // Computers and Structures. – 1992. – Vol. 44. – Is. <sup>1</sup>/<sub>2</sub>. – P. 13-17.
- Ki, Zhouhua and Lambros, John. Straine rate effects on the thermomechanical behavior of polymers // International journal of solids and structures. 2001. Vol. 38. P. 3549-3562.
- 90. K.S. Chan. Scaling laws for fatigue crack growth of large crack in steels // Metallurgical transaction A. 1993. Vol. 24. P. 2473-2486.
- 91. Paris P.C., Gomez M.P., Anderson W.E. A rational analytic theory of fatigue // The Trend in Engineering. 1961. Vol. 13. P. 9-14.
- 92. Jones R., Molent L., Pitt S. Similitude and the Paris crack growth law // International Journal of Fatigue. 2008. Vol. 30. P. 1873–1880.
- 93. Elber W. Fatigue crack closure under cyclic tension // Eng. Fracture Mech. 1970.
   Is. 2. P. 37-45.
- 94. Foreman R.G., Kearney V.E., Eagle R.M. Numerical analysis of crack propagation in cyclic loaded structures // J. Basic Eng. ASME. – 1967. – Vol. 89. – Is. 3. – P. 459-464.
- 95. Paggi M., Plekhov O. On the dependency of the parameters of fatigue crack growth from the fractal dimension of rough crack profiles // Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science

0954406213515643, first on-line published on December 12, 2013 as doi: 10.1177/0954406213515643.

- 96. Dowling N.E., Begley J.A. Mechanics of crack growth // ASTM STP 590. Philadelphia, PA: American Society for Testing and Materials. – 1976. – P. 83-104.
- 97. B. Ould Chikh, A. Imad, M. Benguediab. Influence of the cyclic plastic zone size on the propagation of the fatigue crack in case of 12NC6 steel // Computational Materials Science. – 2008. – Vol. 43. – P. 1010–1017.
- 98. Raju K. N. An energy balance criterion for crack growth under fatigue loading from consideration of energy of plastic deformation // Jnt. J. Fracture. – 1972. – Vol. 8. – P. 1-14.
- 99. Izumi Y., Fine M. E., Mura T. Energy considerations in fatigue crack propagation // Int. J. Fracture. – 1981. – Vol. 17. – P. 15-25.
- 100. Chow C. L., Lu T. J. Cyclic J-integral in relation to fatigue crack initiation and propagation // Engineering Fracture Mechanics. 1991. Vol. 39. Is. 1. P. 1-20.
- 101. P. K. Liaw, S. I. Kwun, M. E. Fine Plastic Work of Fatigue Crack Propagation in Steels and Aluminum Alloys // Metallurgical Transactions A. – 1981. – V. 12A. – P. 49-55.
- 102. A. Chudnovsky, A. Moet. Thermodynamics of translational crack layer propagation // Journal Of Materials Science. –1985. Vol. 20. P. 630-635.
- 103. Short J. S., Hoeppner D. W. A Global/local theory of fatigue crack propagation // Engineering Fracture mechanics. –1989. – Vol. 33. – Is. 2. – P. 175-184.
- 104. Liaw K.P. Some comments on hysteretic plastic work and cyclic J-integral associated with fatigue cracking // Engineering fracture mechanics. – 1985. – Vol. 22. – Is. 2. – P. 237-245.
- 105. Ikeda S., Izumi Y., Fine M.E. Plastic work during fatigue crack propagation in a high strength low alloy steel and in 7050 Al-Alloy // Engineering fracture mechanics. – 1977. – Vol. 9. – P. 123-136.
- 106. Iino Y. Fatigue crack propagation work coefficient a material constant giving degree of resistance to fatigue crack growth // Engineering fracture mechanics. – 1979. – Vol. 12. – P. 279-299.

- 107. N.W. Klingbeil. A total dissipated energy theory of fatigue crack growth in ductile solids // International Journal of Fatigue. 2003. Vol. 25. P. 117–128.
- 108. Weertman J. Theory of fatigue crack growth based on a BCS crack theory with work hardening // International Journal of Fracture. 1973. Vol. 9. Is. 2. P. 125–31.
- 109. K.N. Pandey, S. Chand. An energy based fatigue crack growth model // International Journal of Fatigue. 2003. Vol. 25. P. 771–778.
- 110. Плехов О.А., Наймарк О.Б., Saintier N., Palin-Luc T. Упругопластический переход в железе: структурные и термодинамические особенности // ЖТФ. – 2009. – Т. 79. – Вып. 8. – С. 56-62.