

НИЖЕГОРОДСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ  
АРХИТЕКТУРНО-СТРОИТЕЛЬНЫЙ УНИВЕРСИТЕТ

На правах рукописи

МЫЛЬНИКОВ ВЛАДИМИР ВИКТОРОВИЧ

СТРУКТУРНО-ДЕФОРМАЦИОННЫЕ ОСОБЕННОСТИ И  
ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДИНАМИКИ ЭВОЛЮЦИИ УСТАЛОСТНЫХ  
ХАРАКТЕРИСТИК МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ В УСЛОВИЯХ  
РАЗЛИЧНЫХ ВИДОВ НАГРУЖЕНИЯ

Специальность 1.1.8 – Механика деформируемого твердого тела  
(физико-математические науки)

Диссертация на соискание ученой степени  
доктора физико-математических наук

Научный консультант:  
доктор технических наук  
профессор, Дмитриев Э.А.

Комсомольск-на-Амуре – 2023

## Оглавление

ВВЕДЕНИЕ.....	7
ГЛАВА 1. УСТАЛОСТНАЯ ПРОЧНОСТЬ И ДОЛГОВЕЧНОСТЬ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ, ОСОБЕННОСТИ ПОВРЕЖДЕНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ. ....	19
1.1. Проблема усталостного разрушения металлических материалов, характеристики, периоды, стадии и диаграмма усталостного разрушения.	19
1.2. Локализация деформации и возникновение усталостных трещин .....	42
1.3. Параметры оценки сопротивления усталости металлов и сплавов.....	66
1.4. Концепции прогнозирования усталостных характеристик материалов по параметрам микроструктуры и накопления повреждений поверхности	71
1.5. Выводы по первой главе. ....	77
ГЛАВА 2. МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ.....	80
2.1. Материалы исследования.....	80
2.2. Конструкции и принцип работы установок для испытаний на усталость. Методики проведения экспериментов.....	83
2.2.1. Методика проведения экспериментов на установке для испытаний на усталость по схеме консольный изгиб вращающегося цилиндрического образца.....	85
2.2.2. Методика проведения экспериментов на установке для испытаний на усталость по схеме консольный циклический поперечный изгиб плоского образца.....	88
2.2.3. Методика проведения экспериментов на электромагнитной установке для испытаний на усталость по «мягкой» схеме консольного циклического поперечного изгиба плоского образца.....	89
2.2.4. Определение напряжения в расчетном сечении по амплитуде колебаний.....	95
2.2.4.1. Определение соотношения между напряжением и амплитудой колебаний для плоских образцов .....	96

2.2.4.2. Определение соотношения между напряжением и амплитудой колебаний для корсетных образцов .....	98
2.2.4.3. Оценка погрешности определения напряжения в расчетном сечении .....	100
2.3. Подготовка образцов и проведение исследований микроструктуры ..	102
2.4. Количественная оценка показателей сопротивления усталости.....	110
2.5. Методика обработки экспериментальных данных. Точность эксперимента .....	112
2.6. Новый подход аттестации материалов по прочностным характеристикам и стабильности поведения сплавов .....	115
2.7. Новые методики исследования макро- и микроструктур металлических материалов в 2-D и 3-D изображениях с использованием цифрового микроскопа.....	117
2.7.1. Методика изучения поверхности разрушения материалов в 3-D изображении с использованием режима e-Preview Optimal Image .....	118
2.7.2. Методика макроструктурного анализа исследуемых образцов с использованием режима e-Preview Optimal Image .....	120
2.7.3. Методики микроструктурного анализа исследуемых образцов с использованием 2-D и 3-D измерительных систем .....	123
2.7.3.1 Методика изучения поверхности разрушения в поле зрения микроскопа.....	123
2.7.3.2 Методика изучения поверхностей разрушения, превышающих максимальное поле зрения микроскопа.....	128
2.7.3.3 Методика изучения деформационного рельефа на разных этапах наработки при циклических испытаниях .....	131
2.7.4 Основные функции и средства измерения элементов структур с использованием цифрового микроскопа .....	134
2.8. Алгоритм комплексного исследования структуры металлических материалов и его аппаратная реализация .....	136
2.9. Заключение по разделу 2.....	139

ГЛАВА 3. ИССЛЕДОВАНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК МАТЕРИАЛОВ С УЧЕТОМ ЭВОЛЮЦИИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ В ШИРОКОМ ДИАПАЗОНЕ ЧАСТОТНО-АМПЛИТУДНЫХ РЕЖИМОВ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ СХЕМ НАГРУЖЕНИЯ ПРИ УСТАЛОСТНЫХ ИСПЫТАНИЯХ .....	142
3.1 Исследование кривых усталости материалов с различными типами кристаллического строения при разной частоте циклической нагрузки и изменений микроструктуры.....	142
3.2. Повреждаемость поверхностного слоя металлов при изменении частотно-амплитудных режимов циклического нагружения.....	167
3.3. Роль энергии дефекта упаковки в сопротивлении прохождению физического процесса локализованной пластической деформации на усталостную прочность и долговечность материалов .....	172
3.4. Гомологическая температура как отклик на параметрах сопротивления усталости при изменении частоты нагружения.....	178
3.5. Энергетические пороги повреждаемости поверхности при циклической деформации материалов.....	181
3.6. Связь параметров температурно-скоростной зависимости сопротивления деформации металлов и энергетического порога с суммарной деформацией и с адиабатным нагревом при изменении частотно-временных параметров.....	191
3.7. Выводы по третьей главе .....	194
ГЛАВА 4. ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПАРАМЕТРОВ СОПРОТИВЛЕНИЯ УСТАЛОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СПЛАВОВ С ИЗМЕНЕНИЯМИ СТРУКТУРНО-ЧУВСТВИТЕЛЬНЫХ ФАКТОРОВ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ВИДАХ ТЕРМИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК И СПЕКТРОВ НАГРУЖЕНИЯ...	196
4.1. Исследование кривых усталости конструкционных сплавов, испытанных по разным схемам нагружения и изменений микроструктуры .....	197



4.2. Исследование кривых усталости конструкционных сплавов с различными видами термической обработки при разных спектрах нагружения с учетом структурных изменений .....	212
4.3. Закономерности прочностных характеристик и стабильности поведения сплавов при испытаниях на усталость с учетом частотно-скоростных характеристик цикла нагружения.....	220
4.4. Расчет повреждаемости поверхности при разной степени циклической наработки .....	223
4.5. Анализ материалов по динамике эволюции предложенных показателей усталостной прочности.....	225
4.6. Оценка деформационного упрочнения при развитии локализованной циклической деформации и стадийность зарождения усталостных трещин .....	227
4.7. О волновом характере распространении трещин и накоплении повреждений при циклическом нагружении материала.....	236
4. 8 Выводы по четвертой главе .....	242
<b>ГЛАВА 5. ЧАСТОТНАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ И УСТАЛОСТНАЯ ПРОЧНОСТЬ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ .....</b>	<b>245</b>
5.1. Методические особенности изучения частотных характеристик и выявления динамики частотной стабильности образцов при испытании на усталость .....	245
5.2 Характеристики усталостной прочности при высокочастотном циклическом деформировании сплавов с различными режимами термической обработки .....	249
5.3 Изменение частоты при нагрузках близких к пределу усталости и динамики показателя частотной стабильности.....	258
5.4. Анализ изменения частоты циклов нагружения материалов в истинных координатах .....	271
5.5 Влияние перерывов процесса длительных испытаний на параметры усталости и частотной стабильности материалов .....	282

5.6 Выводы по пятой главе.....	284
ГЛАВА 6. КРИТЕРИИ И МЕТОДЫ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ ЦИКЛИЧЕСКОЙ ПРОЧНОСТИ И ДОЛГОВЕЧНОСТИ С УЧЕТОМ ПОЛУЧЕННЫХ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ РЕЗУЛЬТАТОВ.....	286
6.1 Эффект частоты как фактор, необходимый к применению в расчетах действительного запаса прочности деталей машин и конструкций.....	286
6.2. Влияние различных параметров на закономерности поведения материалов при усталости.....	290
6.3. Общие аналитические уравнения для описания поведения кривых усталости.....	294
6.4. Метод расчета параметров сопротивления усталости при любой частоте нагружения в пределах заданного спектра.....	304
6.5. Ускоренный прогноз параметров сопротивления усталости .....	310
6.6. Прогнозирование кривых усталости деталей для оценки прочности и долговечности в процессе циклического нагружения .....	312
6.6.1. Прогнозирование кривой усталости коромысла тележки главного шасси самолета.....	313
6.6.2. Прогнозирование кривых усталости деталей упругих элементов приборостроения .....	316
6.7. Выводы по шестой главе.....	318
ЗАКЛЮЧЕНИЕ .....	321
ЛИТЕРАТУРА .....	328
ПРИЛОЖЕНИЕ .....	369

## ВВЕДЕНИЕ

**Актуальность работы.** Одной из основных задач современного материаловедения является изучение природы усталостного разрушения, так как от сопротивления усталости во многом зависит работоспособность конструкций и изделий в машиностроении, авиастроении и других видах промышленности.

Свойство материала сопротивляться усталостному разрушению приобретает особое значение в связи с усложнением современных конструкций, ужесточением режимов эксплуатации, многократным увеличением частот и скоростей новейших машин и агрегатов и интенсификацией их работы. Анализ разрушений деталей машин и конструкций показывает, что большинство из них происходит вследствие усталости металлов, под которой подразумевается постепенное накопление повреждений в материале в условиях действия переменных нагрузок, приводящее к возникновению усталостной трещины, ее развитию и окончательному разрушению. Частые случаи усталостного разрушения объясняются недостаточной изученностью явления усталости металлов, которое характеризуется исключительной сложностью и разнообразием процессов, происходящих в материалах в условиях действия переменных нагрузок, а также большой чувствительностью этих процессов к влиянию различных технологических, эксплуатационных и конструктивных факторов.

Исследованию механизма циклической деформации материалов посвящено большое количество работ. К настоящему времени накоплен определенный материал по исследованию циклической прочности и долговечности металлов и сплавов, и стадийности процесса усталостного нагружения (Давиденков Н.Н., Одинг И.А., Кишкина С.И., Ярема С.Я., Школьник Л.М., Шетулов Д.И., Соколов Л.Д., Козлов Э.В., Панин В.Е., Громов В.Е., Иванова В.С., Калачев Б.А., Ботвина Л.Р., Терентьев В.Ф., Романов А.Н., Вейбулл В., Коцаньда С., Екобори Т., Хунтер М., Романив О.Н., Яковлева Т.Ю., Suresh S., Mughrabi H., Kazymyrovych Vitaliy, Hertzberg R.W.,

French H., Youn Jun Oh, Bong Sang Lee, Sang Chul Kwon, French H. и др.). Можно констатировать, что разработаны расчетные методы оценки прочности, надежности и долговечности натурального оборудования и конструкций (Махутов Н.А., Шетулов Д.И., Гордиенко Л.А., Серенсен С.В., Когаев В.П., Багмутов В.П., Бондарь В.С., Никитин И.С., Савкин А.Н., Волков И.А., Коротких Ю.Г. и др.). Современные тенденции развития наук о материалах направлены, все в большей степени на создание и разработку комплексных подходов, методик и методов изучения деформации и разрушения при различных видах нагружения и стадийности. Совместное использование нескольких методов рассмотрено в работах Панина С.В., Зуева Л.Б., Громова В.Е., Махутова Н.А., Наймарка О.Б., Матвиенко Ю.Г., Ботвиной Л.Р., Рыбина В.В., Шанявского А.А., Митенкова Ф.М., Чувильдеева В.Н., Баренблатта Г.И., Barat V, James M.R., Chu-Shu Kao, Morris W.L. и др., в которых осуществлены различные комбинации методов акустической эмиссии, тензометрии, оптического наблюдения, скейлинги, вейвлет анализа, точек бифуркации, фракталов и т.д. Предложено несколько гипотез усталости материалов: статистическая, механическая, энергетическая, технологическая и др. Ни одна из них не дает полного объяснения природы усталостного разрушения деталей машин и конструкций.

Однако детали машин и элементов конструкций разрушаются и большинство разрушений носит усталостный характер. Это связано с тем, что в расчеты вводятся механические характеристики без учета взаимообусловленного влияния различных факторов. В настоящее время не удастся предвидеть всех сложных физических явлений, происходящих в материале деталей машин и конструкций.

Хорошо известно, что процесс накопления повреждений тесно связан с циклическим деформированием, а поверхностные слои металла подвергаются деформации раньше, чем основная масса металла. Решение задач прочности и долговечности деталей машин и конструкций наталкиваются на физическую проблему, заключающуюся в изучении влияния изменения структуры

поверхности на повреждаемость тонкого активного поверхностного слоя и связанных с ней показателей сопротивления усталости, которые в свою очередь существенным образом реагируют на малейшие изменения схемы и частотно-скоростного спектра нагружения. Зарождение трещин происходит на поверхности деталей, поэтому материал поверхностных слоев деталей машин и конструкций находится в сложных условиях работы.

Проблема ещё более усугубляется тем, что реальные среды практически никогда не бывают однородными и населенными лишь одними дислокациями или точечными дефектами. На развитых стадиях циклической деформации кристаллы материала характеризуются сложным иерархическим строением из разномасштабных фрагментов, зерен, ячеек и блоков различной природы. Попытки описать и понять эти явления с возможностью использования в соответствующей методологии инженерного расчета не являются убедительными, систематических исследований выполнено недостаточно. Поэтому структурно-механические эксперименты и расчеты убеждают в необходимости коренного изменения методологии анализа проблем циклической прочности и долговечности, включая физическое толкование, аналитическое описание и методику самих исследований и приобретают особую актуальность в настоящее время ввиду скачкообразного научного прорыва всемирного технологического прогресса.

**Целью диссертационной работы** являлось изучение особенностей структурно-чувствительных факторов металлических материалов при испытаниях на усталость, установление взаимосвязи данных особенностей с физико-механическими закономерностями динамики усталостных характеристик исследованных материалов в условиях различных спектров нагружения при разной наработке, и используя их, разработка и обоснование универсальных критериев для создания новых и модернизации ранее разработанных методов прогноза кривых усталости и прогнозирования долговечности натуральных деталей машин и конструкций.

Для достижения поставленной цели были поставлены следующие **задачи**:

1. - выявить физическую природу эволюции структурно-фазовых состояний и установить закономерности трансформации структуры, особенности фрактограмм изломов и закономерности деформационного поведения в широком диапазоне частотно-амплитудных режимов и технологических схем нагружения при мало- и многоцикловых испытаниях чистых металлов и конструкционных материалов;

2. - установить и проанализировать связь параметров сопротивления усталости в виде тангенса угла наклона левой ветви и точки перелома со структурными и фазовыми изменениями, количественной повреждаемости поверхности в виде полос скольжения, количества и эволюции поврежденных зерен, 3D-деформационного рельефа и стадийности разрушения; зоной локальной пластической деформации;

3. - выявить оптимальные нагрузочно-частотные диапазоны областей нагружения, в которых исследуемый материал показывает наивысшую стабильность сопротивления усталости и определить оптимальные режимы термической обработки, способствующие максимальным значениям циклической прочности и долговечности конкретного материала;

4. - провести исследование и анализ интеграции указанных выше параметров в окрестности линии повреждаемости косвенно отражающую переход из штатного малоповрежденного состояния в нештатное с ростом повреждений и разрушения, с целью выявления комплекса наиболее чувствительных параметров и определения критериев, характеризующих предельное состояние для последующего применения в моделях и методах прогнозирования прочности и долговечности конструкционных материалов;

5. - разработать критерии и методы прогноза циклической прочности и долговечности по результатам изменения параметров структурно-фазовых состояний металлов с применением полученных в настоящем исследовании результатов и экспресс-метод, позволяющий сократить количество стендовых

испытаний натуральных деталей машин и конструкций или отказаться от дополнительных испытаний совсем.

### **Научная новизна.**

- разработан новый подход для аттестации материалов по динамике эволюции безразмерных прочностных показателей. В его рамках создана и успешно опробована на практике аттестация материалов по системе параметров, которая позволяет обстоятельно отображать функциональные связи и закономерности поведения материалов при испытаниях на циклическую прочность и дает возможность обеспечить целостность описания совокупности процессов «упрочнения-разупрочнения» не конкретизируя такие важные параметры, как искажения кристаллической решетки, интенсивность дробления зерен на фрагменты, блоки и их взаимная разориентировка и др, которые так или иначе сказываются на значениях используемых нами показателей;

- разработана методика оценки 3D-структуры для определения наиболее уязвимых мест в зонах локализации деформации и поверхностях разрушения на основе выявления резких перепадов и значительных величин экстремумов в профиле, свидетельствующих о нестабильности прохождения процесса высокоэнергетического распространения магистральной трещины часто связанного с изменением механизма разрушения материала;

- разработана и апробирована экспериментальная методика оценки стабильности усталостных свойств и долговечности материала при высокочастотном нагружении, аппроксимирующем спектр эксплуатационного нагружения деталей;

- получены общие аналитические уравнения для описания поведения кривых усталости поликристаллических сплавов, позволяющие представить соотношение факторов их состояния: дефектности, структурно-энергетического состояния, релаксационной способности, напряженно-деформированного состояния в зависимости от внешних условий циклического нагружения;

- для всех исследованных материалов независимо от структурного состояния выявлены две характерные группы частотно-амплитудного диапазона испытаний: в первой наблюдается увеличение параметров сопротивления усталости с ростом частотно-скоростных характеристик и жесткости напряженного состояния, во второй – наоборот – повышение величины частоты нагружения, и смягчение схемы напряженного состояния приводят к заметному уменьшению параметра сопротивления усталости, т.е. к уменьшению наклона левой ветви кривой усталости, а соответственно увеличению долговечности. Это позволяет рекомендовать оптимальные частотно-скоростные условия для каждого конкретного материала с учетом работы по заданной схеме нагружения. Получены математические выражения для каждой группы материалов.

- выявлены закономерности физических величин, изменения структур и показателей сопротивления усталости в динамике процесса циклического нагружения по различным схемам чистых металлов с разной атомно-кристаллической структурой и конструкционных материалов, определена корреляция с их усталостной прочностью и долговечностью;

- получены новые зависимости показателей сопротивления усталости образцов (деталей), позволяющие определить их прочность и долговечность;

- обоснована применимость новых характеристик поверхностных эффектов, используемых для прогнозирования прочности и долговечности деталей машин и конструкций по повреждаемости их поверхности.

#### **Практическая значимость работы:**

- Разработаны, изготовлены и экспериментально протестированы установки для испытаний на усталость чистых легкоплавких металлов и особо легкоплавких металлов, в которых осуществлена схема консольного изгиба вращающегося цилиндрического образца, а величина нагрузки, пропорциональная растяжению пружины динамометра, определяется сопротивлением деформации (изгибу) образца.



- Разработан и изготовлен уникальный лабораторный комплекс, включающий электромагнитную установку для испытаний на усталость и исследования стабильности свойств материалов, обеспечивающую испытания при консольном изгибе в одной плоскости по «мягкой» схеме нагружения исключающая динамические погрешности измерения изгибающего момента, действующего в корневой части испытуемого образца в зависимости от частоты нагружения и обеспечивающая легкость балансировки амплитуд в автоколебательной системе.

- Выявленные физико-механические закономерности динамики усталостных характеристик металлических материалов в условиях различных спектров нагружения, могут быть использованы для дальнейшего развития теории прочности и пластичности, а также способствовать накоплению статистических данных для формирования и обновления универсальных баз данных по физико-механическим свойствам материалов и расширению возможностей применения методов с использованием искусственного интеллекта.

- Сформулированы рекомендации по предпочтительному выбору широко применяемых марок сталей для изготовления реальных деталей машин и конструкций для эксплуатации в условиях нагружения, относящихся к исследованному частотно-скоростному диапазону с учетом стоимости и вида предварительной обработки детали.

- Решен ряд практических задач прогнозирования показателей сопротивления усталости лабораторных образцов и натуральных деталей.

- Полученные научные и методические наработки включены в 2 учебных пособия и используются в учебном процессе в Нижегородском государственном Архитектурно-строительном университете, в Нижегородском государственном техническом университете им. Р.Е. Алексеева, в ЧОУ ДПО «Учебный центр Головного Аттестационного Центра Верхне-Волжского региона».

- Основные положения диссертационной работы применены при разработке и промышленной апробации технологий изготовления, и ремонта изделий из конструкционных материалов на предприятиях г. Н. Новгорода: НОАО «Гидромаш».

- Разработанные методики и методы применяются при реализации гранта РФФИ № 22-13-20009 «Дисперсно упрочненные композиционные материалы на основе алюминия: методы получения, функциональные свойства, перспективные применения» 2022-2024 гг.

### **Достоверность исследования.**

Достоверность полученных в работе результатов, обоснованность выносимых на защиту положений и выводов обеспечена использованием современных методов исследования структуры и свойств, задействованием высокоточных экспериментальных установок, корректным применением процедур компьютерной обработки данных, в достаточной статистике испытаний чистых металлов, сталей и сплавов, в хорошей сходимости результатов прогноза и натурных испытаний деталей машин и конструкций, сопоставлением экспериментальных данных с результатами расчета по известным теоретическим моделям и с данными других авторов.

### **Основные положения, выносимые на защиту:**

1. Анализ влияния условий циклического нагружения, которые оцениваются уровнем напряжений при различном напряженном состоянии (изгиб с вращением, растяжение-сжатие, плоский изгиб и т.д.), частотой нагружения и температурой на физические механизмы формирования деформационного рельефа на поверхности, выраженного в виде экструзий и энтрुзий, связанных с кристалло-графической ориентацией материала и с движением потоков дефектов по направлениям максимальных касательных напряжений и визуально наблюдаемые в виде полос локализованной пластической деформации. Их распространение обеспечивается чередованием пластических сдвигов растяжения-сжатия при консольном знакопеременном изгибе. Под влиянием тонкого возвратно-поступательного скольжения

(гетерогенная деформация) происходят морфологические изменения поверхности в процессе циклического нагружения, а это отображается как накопление повреждений и количественно представлена Ф.

2. Экспериментально установленные значения показателей сопротивления усталости при изменениях частотно-амплитудного режима испытаний в результате чего определены две характерные группы материалов: в первой наблюдается увеличение параметров сопротивления усталости с ростом частотно-скоростных характеристик и жесткости напряженного состояния, во второй – наоборот – повышение величины частоты нагружения, и смягчение схемы напряженного состояния приводят к заметному уменьшению параметра сопротивления усталости вне зависимости от структурного состояния, т.е. к уменьшению наклона левой ветви кривой усталости, а соответственно увеличению долговечности.

3. Закономерности физических величин, изменения структур и показателей сопротивления усталости в различных условиях циклического нагружения металлов с разной атомно-кристаллической структурой и их корреляция с усталостной прочностью и долговечностью.

4. Новые экспериментальные зависимости изменения показателей сопротивления усталости при изменении обозначенных выше факторов.

5. Модели, методы и алгоритмы исследований и расчетов повреждаемости поверхности, соотношения частот и скоростей нагружения, релаксации напряжений, усталостной прочности и долговечности, оценки надежности и стабильности поведений материалов образцов и натуральных деталей машин с учетом различных схем нагружения.

**Апробация работы.** Основные положения и результаты диссертационной работы докладывались и обсуждались на научно-технических семинарах и конференциях: «14-я Нижегородская сессия молодых ученых. Технические науки» (Татинец, Нижегородская обл., 2009); Межрегиональная научно-практическая конференция «Заготовительные производства и материаловедение» посвященная 100-летию профессора А.А.

Рыжикова (Н.Новгород, 2009); VIII международная молодежная научно-техническая конференция «Будущее технической науки» (Н.Новгород, 2009); 6-я Международная научно-техническая конференция «Современная металлургия начала нового тысячелетия» (Липецк, 2009); III, IV, VI, VII, VIII Международная конференция «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов» («Deformation and Fracture of Materials and Nanomaterials»), М: ИМЕТ РАН (Москва, 2009, 2011, 2015, 2017, 2019); Международный симпозиум «Образование, наука, производство: проблемы, достижения и перспективы». Материалы международной научно-технической конференции. КнАГТУ, (Комсомольск-на-Амуре, 2010); VIII, IX Российская ежегодная конференция молодых научных сотрудников и аспирантов «Физико-химия и технология неорганических материалов» М: ИМЕТ РАН, (Москва, 2011, 2012); Российская научно-техническая конференция «Фундаментальные исследования в области технологий двойного назначения» и Российская конференция «Школа-семинар по методологическому обеспечению и фундаментальным основам технологий двойного назначения». Комсомольск-на-Амуре: ФГБОУ ВПО «КнАГТУ», (Комсомольск-на-Амуре, 2011); *Materialy VII Międzynarodowej naukowo-praktycznej konferencji «Perspektywiczne opracowania są nauką i technikami - 2011»*. Techniczne nauki.: Przemysł. Nauka i studia. (Польша, 2011); Международная научно-практическая конференция «Научные исследования и их практическое применение. Современное состояние и пути развития 2012» (Одесса, 2012); Международная научно-практическая конференция «Современные проблемы и пути их решения в науке, транспорте, производстве и образовании», (Одесса, 2012); XII, XVII Международная молодежная научно-технической конференция «Будущее технической науки», НГТУ им. Р.Е. Алексеева, (Н.Новгород, 2013, 2018, 2023); Всероссийская молодежная научная конференция с международным участием "Инновации в Материаловедении ": Ин-т металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, (Москва, 2013); Международная научная конференция «Технические науки и современное производство»,

Франция (Париж, 2013); Международная научная конференция «Проблемы и опыт реализации болонских соглашений», Черногория (Будва, 2013 г.); XXVI Международная научная конференция: «Математические методы в технике и технологиях – ММТТ» НГТУ им. Р.Е. Алексеева, (Н.Новгород, 2013); Международные Научные чтения им. чл.- корр. РАН И.А. Одингга «Механические свойства современных конструкционных материалов». М: ИМЕТ РАН (Москва, 2014, 2018); Международный симпозиум «Наука. Инновации. Техника и технологии: Проблемы, достижения и перспективы». «Проблемы и достижения в инновационных материалах и технологиях машиностроения». Международная научно-техническая конференция. «КНАГТУ», (Комсомольск-на-Амуре, 2015); Междисциплинарный молодежный научный форум "Новые материалы. Дни науки. Санкт-Петербург 2015", (Санкт-Петербург, 2015); VI, VII, XII Всероссийский фестиваль науки, ННГАСУ, (Н. Новгород, 2016, 2017, 2022); Materials of conferences «Education and Science without Borders», «Fundamental and Applied Research in Nanotechnology» (Munich, Germany, 2017); Третий междисциплинарный молодежный научный форум с международным участием "Новые материалы", РАН, (Москва, 2017); Четвертый, Пятый междисциплинарный научный форум с международным участием "Новые материалы и перспективные технологии", РАН, (Москва, 2018, 2019); IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. (Moscow 2019); XXII Международная научно-практической конференция "Современная наука: Актуальные вопросы, достижения и инновации", (Пенза, 2021); VI - Международная научно-практической конференция, "Приоритетные направления развития науки в современном мире", (Уфа, 2021); XIII Всероссийский съезд по теоретической и прикладной механике (Санкт-Петербург, 2023).

#### **Личный вклад автора в работу.**

Все результаты, приведенные в диссертации, получены либо самим автором, либо при его непосредственном участии. Разработка идеи

исследований, их цели и задач, обработка и анализ данных выполнены автором. Им же сформулированы основные положения и выводы.

**Публикации.** По теме диссертации опубликовано 128 работ, из которых 23 статьи в журналах, включенных в Перечень ВАК Минобрнауки России, 14 статей в журналах, включенных в международные базы цитирования Web of Science и Scopus, в Федеральном институте промышленной собственности (Роспатент) зарегистрированы 4 результата интеллектуальной деятельности, включая 3 патента на изобретения, 1 свидетельство о государственной регистрации программ для ЭВМ.

**Благодарности.** Автор выражает глубокую благодарность своему учителю д.т.н., профессору Шетулову Дмитрию Ивановичу за многолетнюю поддержку и постоянное участие в совместном анализе рассматриваемой проблемы, ценные рекомендации и постоянное внимание к работе.

**Объем и структура диссертации.** Диссертация состоит из введения, шести глав, заключения, списка используемой литературы (353 наименований), приложения. Работа содержит 369 листов машинописного текста, в том числе 184 рисунка, 9 таблиц. В приложение включены документы, подтверждающие практическое использование результатов работы на предприятиях г. Н. Новгорода: НОАО «Гидромаш».

## **ГЛАВА 1. УСТАЛОСТНАЯ ПРОЧНОСТЬ И ДОЛГОВЕЧНОСТЬ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ, ОСОБЕННОСТИ ПОВРЕЖДЕНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ.**

### **1.1. Проблема усталостного разрушения металлических материалов, характеристики, периоды, стадии и диаграмма усталостного разрушения.**

Усталость металлов – процесс постепенного накопления повреждений в металле под длительным воздействием повторных или повторно-переменных напряжений, приводящий к изменению свойств, образованию трещин, их развитию и разрушению. А способность материалов воспринимать эти напряжения без разрушения, называется сопротивлением усталости или циклической прочностью.

Циклические нагрузки, изменяющиеся по величине и напряжению, при которых работают большинство деталей в машиностроении, агрегатостроении и авиастроении, заметно снижают прочность и долговечность, так как при повторно-переменном напряжении металл разрушается от усталости. В качестве примеров можно привести противоположные по знаку напряжения возникающие: при вращении валов различных агрегатов и машин; при взлете и посадке самолета на рычаги шасси; при передвижении по неровной поверхности на рычаги подвески автомобиля и многие другие. Характерной особенностью такого разрушения является тот факт, что разрушение происходит при напряжениях меньших предела прочности, текучести и упругости. Опасность разрушения деталей машин при многократно повторяющейся нагрузке, наряду с которой решающее значение имеют различные факторы, особенно остро возникла в настоящее время, так как многократно увеличились скорости и частоты современной техники, появились новые материалы.

Проблема разрушения деталей машин при многократной повторяющейся нагрузке известна с начала развития промышленного машиностроения в XIX в., начиная с момента «сознательного» изучения явления усталости.

С появлением паровых машин и их массовым внедрением в инженерную практику стали наблюдаться усталостные разрушения элементов конструкций под воздействием циклических напряжений, амплитуда которых была ниже предела упругости материала. Впервые опыты на усталость были выполнены горным инженером В. Альбертом (Wilhelm Albert), который в 1829 г. провел испытания на переменную нагрузку железной цепи [1].

Французский ученый Ж.–В. Понселе (Jean Victor Poncelet) в 1839 г. обнаружил снижение прочности стальных конструкций при воздействии циклических напряжений и ввел в обращение понятие об «уставшем металле» (metals as being tired). Термин «усталость» (в английском языке – fatigue) от латинского слова fatigare – утомляться был впервые введен Брэйнтвэйтом (F. Braithwaite) в Великобритании в 1854 г. [2].

Особый резонанс вызвала железнодорожная катастрофа с человеческими жертвами 1842 г. во Франции вблизи Версаля из-за внезапной поломки оси локомотива.

В 1842 году Худом (С. Hood) было высказано предположение, что разрушение железнодорожных осей от многократных циклических нагрузок связано с молекулярными изменениями в структуре железа. В 1843 г. британский железнодорожный инженер Ранкин (W.J.M. Rankine) описал основные особенности усталостных изломов и обратил внимание на опасность концентраторов напряжений в компонентах стальных конструкций. Он же впервые указал, что усталостное разрушение связано с зарождением трещины и медленным ее распространением вплоть до достижения критического размера [2].

Систематические исследования по усталости в условиях повторного растяжения – сжатия и изгиба выполнялись в Германии в 1852 ÷ 1870 гг. А. Велером (August Wöhler) в связи с массовыми авариями на железнодорожном



транспорте из-за разрушения осей подвижного состава по причине усталости. А. Велер создал несколько типов усталостных испытательных машин и провел натурные испытания осей вагонов, а также лабораторные испытания на циклическое нагружение образцов из различных сталей на изгиб, кручение и осевое нагружение. Была построена экспериментальная кривая усталости ( $\sigma - N$  кривая,  $\sigma$  – амплитуда напряжения,  $N$  – число циклов до разрушения) и введено понятие предела выносливости (endurance limit) [3].

Усталостные разрушения стали наблюдаться и в других инженерных сооружениях, в которых возможны циклические нагрузки, в частности, в мостах, морских сооружениях и силовых энергетических машинах. К 1900 г. было опубликовано свыше 80 статей по проблеме усталостных разрушений. Однако заметных, идейных результатов за это время (до конца девятнадцатого века) получено не было [1]. В основном в них развивались идеи Велера [4].

В XX столетии проблема усталостной прочности стала весьма актуальной в связи с мощным техническим прогрессом в турбостроении и авиации и, соответственно, участвовавшими усталостными разрушениями. Согласно мировой статистике число разрушений по причине усталости составляет до 90 % от общего числа разрушений. В связи с этим существенно возрос и объем исследований по этой проблеме [5].

В течении XX века, в особенности во второй его половине, были выполнены многочисленные исследования по проблеме усталости. Они были обусловлены необходимостью получения информации для проектирования инженерных конструкций во избежание усталостных разрушений, а также научным интересом к пониманию феномена усталости. Более того, существенный прогресс стал возможным благодаря фундаментальному развитию техники выполнения вычислений, экспериментов и измерений. Важными стимулами проведения исследований также стали катастрофические аварии по причине усталости, сопровождаемые часто человеческими жертвами и значительными материальными потерями [5]. Примером служат многочисленные аварии: авария самолета Boeing 747SR компании Japan

Airlines (погибло 520 человек); авария самолета Concorde компании Air France (погибло 109 человек); обрушение подвесных галерей в отеле Hyatt Regency (погибло 113 человек) и многие другие [6]. Однако полного решения данной проблемы до сих пор не найдено.

Терентьев В.Ф. [7] связывает интерес к проблеме усталостного разрушения металлических материалов со следующими причинами. Во-первых, с важностью проблемы усталостного разрушения ответственных металлических конструкций. Например, ресурс планера и двигателей современных самолетов связан с усталостной долговечностью и т.д. Второй причиной является то, что хрупкому разрушению металлических конструкций на практике часто предшествует подрастание усталостной трещины, что существенно снижает несущую способность. В-третьих, использование подходов механики разрушения позволило в последнее время достигнуть значительных успехов в оценке и прогнозировании трещиностойкости и долговечности металлических материалов и конструкций. В-четвертых, методы испытаний на усталость и циклическую трещиностойкость, так же, как и методы определения ударной вязкости, оказались чувствительными к структурному состоянию материала. Поэтому явлению усталостного разрушения присуща периодичность и стадийность процесса, характеризующаяся вполне определенными структурными и фазовыми изменениями [8-33].

В отличие от испытаний на растяжение испытания на усталость металлических материалов могут выполняться разнообразными способами.

Испытание на усталость проводят при следующих программах изменения амплитуд циклов [34] которые показаны на рис. 1.1.

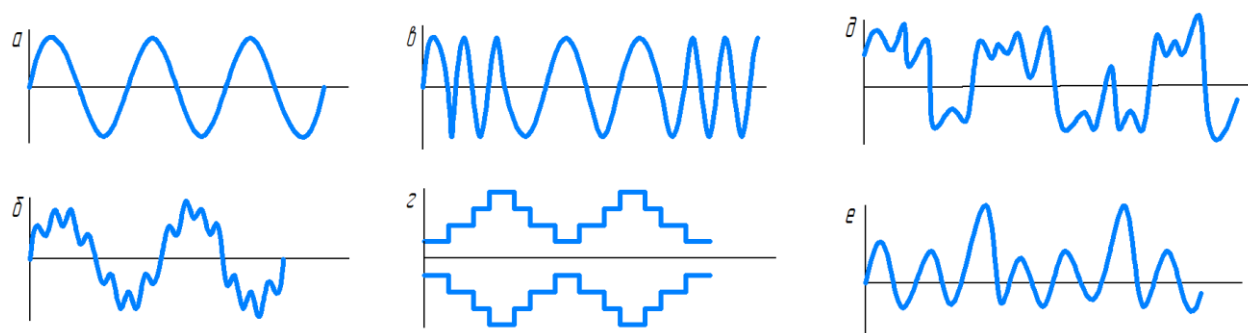


Рис.1.1. Различные формы изменений амплитуд циклов: *a*) – с постоянными амплитудными значениями при синусоидальной (гармонической) или реже другой форме цикла; *б*) – бигармонической; *в*) – с переменной частотой; *г*) – программированный блочный цикл; *д*) – с воспроизведением эксплуатационного спектра с переменной во времени  $\sigma_a$  с усечением низких  $\sigma_a$  или без их усечения; *е*) – с включением одиночных перегрузок в гармонический цикл

Схему нагружения выбирают для того, чтобы воспроизвести в образцах напряженное состояние, характерное для эксплуатационных условий работы детали, и воспроизвести в образце или детали излом эксплуатационного вида.

К основным типам нагружения относятся: *a* – чистый изгиб при вращении; *б* – то же, в одной плоскости; *в* – поперечный изгиб при вращении консольных круглых образцов; *г* – то же, в одной плоскости круглых и не круглых образцов; *д* – поперечный изгиб консольных круглых и не круглых образцов при вращении силовой плоскости; *е* – растяжение-сжатие; *ж* – переменное кручение круглых образцов (рис. 1.2), а также нагружение внутренним давлением или при наложении гидростатического давления.

При испытаниях на усталость имеются два существенно различающиеся между собой вида нагружения: нагружение с заданным размахом нагрузки – мягкое нагружение; нагружение с заданным размахом деформации – жесткое нагружение.

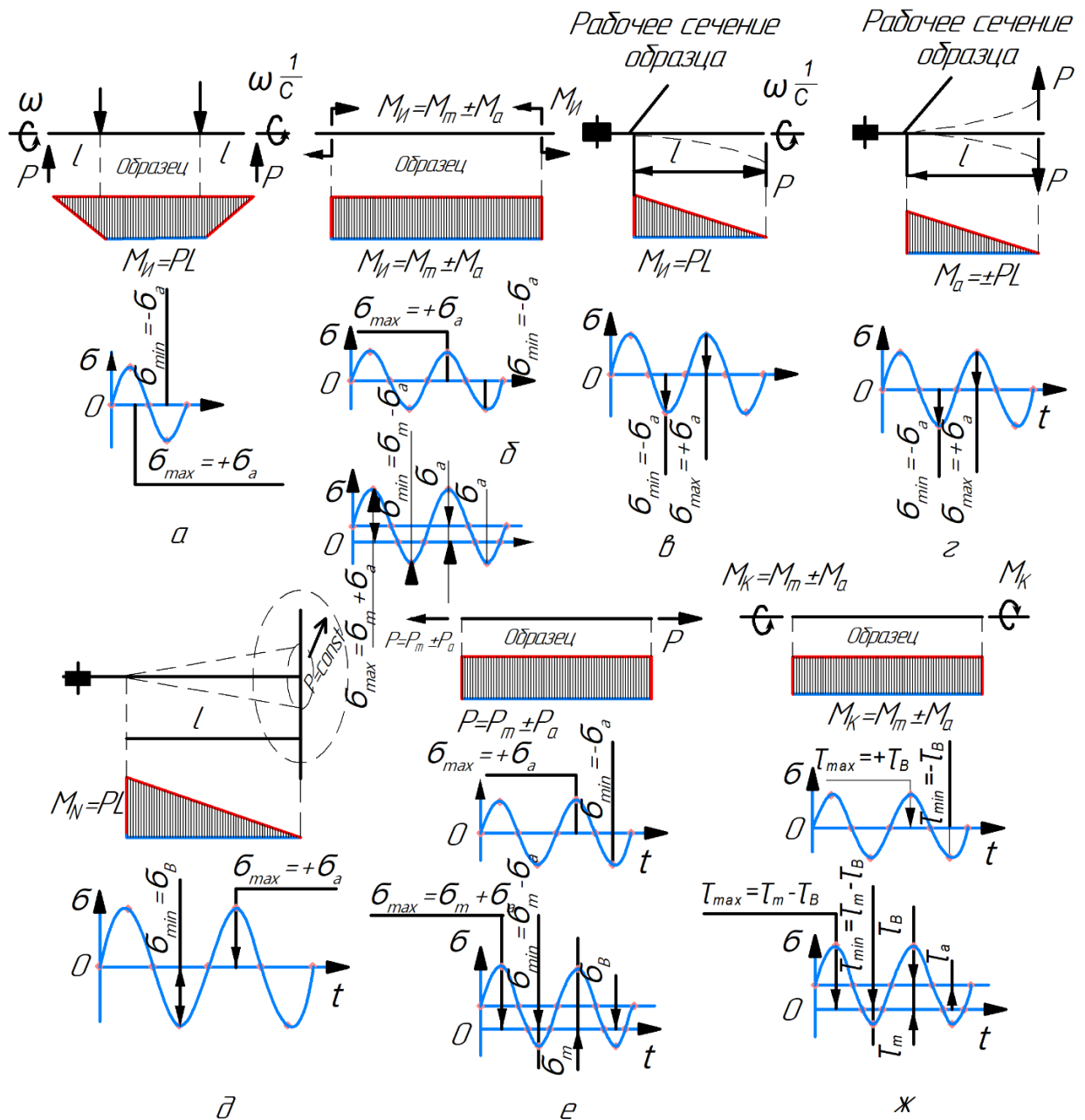


Рис. 1.2. Схемы нагружения при испытании на усталость: а) – чистый изгиб при вращении круглых образцов; б) – чистый прямой изгиб в одной плоскости круглых и прямоугольных образцов; в) – поперечный изгиб при вращении консольных круглых образцов; г) – поперечный изгиб в одной плоскости консольных круглых и прямоугольных образцов; д) – поперечный изгиб консольных круглых образцов при вращении силовой плоскости; е) – переменное растяжение-сжатие круглых и прямоугольных образцов; ж) – переменное кручение круглых образцов

Мягкое нагружение – возбуждение динамических нагрузок, при котором заданной величиной является нагрузка, практически постоянна на всем протяжении испытания. В этом случае перемещение кинематически не ограничено и может изменяться в зависимости от изменения жесткости нагружаемой системы в период нарастания усталостных повреждений и постепенного развития усталостной трещины. Кривые усталости при мягком нагружении строят в полулогарифмических координатах ( $\sigma_{max}$ ,  $\lg N$  или  $\sigma_a$ ,  $\lg N$ ) или в двойных логарифмических координатах ( $\lg \sigma_{max}$ ,  $\lg N$  или  $\lg \sigma_a$ ,  $\lg N$ ).  $\sigma_{max}$  и  $\sigma_a$  – соответственно максимальное напряжение и амплитудное напряжение цикла нагружения.

Жесткое нагружение – возбуждение динамических нагрузок, при котором заданной величиной является кинематически ограниченное перемещение, постоянное на всем протяжении испытания, включая период уменьшения жесткости образца при развитии трещин усталости (размах деформаций сохраняется постоянным). При жестком нагружении усилие изменяется в зависимости от изменения жесткости нагружаемой системы при котором в процессе испытания средние  $\varepsilon_a$  и амплитудные значения циклических деформаций  $\varepsilon_{pa}$  сохраняют свои исходные значения. В этом случае по оси ординат откладываются значения  $\lg \varepsilon_a$  или  $\lg \varepsilon_{pa}$ , а по оси абсцисс –  $\lg N$ .

Испытания на усталость определяются как схемами нагружения (рис. 1.2.), так и амплитудными (рис. 1.1) и частотными изменениями циклов.

Существует мнение, что изменение частоты не оказывает значительного влияния на сопротивление усталости материалов [35]. О малом влиянии частоты говорят и результаты исследования алюминиевых сплавов и сталей [36], хотя признается некоторая тенденция к увеличению сопротивления усталости материалов при увеличении частоты нагружения.

У сталей в области низких амплитуд напряжений частота циклов в интервале от 3,33 до 83,33 Гц не влияет, однако, при более высоких напряжениях ее влияние становится значительным. Аналогичный эффект

получен при испытании алюминиевого сплава в области  $57,5 \div 176,7$  Гц [37-38].

Установлено, что у алюминиевых сплавов влияние частоты сильнее, чем у сталей. Предел усталости при частоте выше  $166,7$  Гц возрастает заметно вплоть до  $1666,7$  Гц (для сталей), но при дальнейшем увеличении частоты резко падает. Аустенитные стали, испытанные тем же способом, при увеличении частоты свыше  $1666,7$  Гц показывают обратную картину.

Изменение частоты нагружения в интервале  $8,33 \div 83,33$  Гц не вызывает заметного изменения предела усталости, дальнейшее увеличение частоты до  $1000$  Гц приводит к повышению предела усталости на  $5 \div 12\%$  [39].

Частота нагружения в ряде случаев может оказывать заметное влияние на ход кривой усталости. Автором работы [40] показано, что влияние частоты нагружения на циклическую прочность металлов в интервале напряжений выше предела усталости у различных металлов проявляется по-разному. Так, у углеродистых сталей 30 и 45 при испытании на усталость в условиях знакопеременного изгиба с вращением при  $1 < \frac{\sigma_a}{\sigma_{-1}} < 1,4$  увеличение частоты от  $5,7$  до  $50$  Гц приводит к снижению циклической прочности. У хромистых сталей 30X и 40X при  $\frac{\sigma_a}{\sigma_{-1}} < 1,15$  с увеличением частоты нагружения наблюдается повышение циклической прочности, а при  $\frac{\sigma_a}{\sigma_{-1}} > 1,15$  наоборот ее снижение.

Автор [41] отмечает, что если бы частота не оказывала влияния на сопротивление усталости материалов, то зависимость числа циклов до разрушения от частоты нагружения носила бы прямолинейный характер. Он указывает, что влияние частоты может оказаться незначительным в интервале низких частот, тогда как при частотах выше  $10$  килоциклов в секунду оно становится весьма заметным.

Область частот от  $0,02$  Гц и даже его долей до  $3,33$  Гц изучена мало. Эта область особенно интересна в связи с расчетами циклической прочности машин и аппаратов в ряде производств и, в частности, химических, которые

нагружаются с частотой именно этого порядка. Непрерывное снижение циклической прочности [42] при круговом изгибе и нормальной температуре с уменьшением частоты наблюдается в диапазоне от 500 до 2,5 Гц.

По-видимому, каждый материал при определенной технологии его изготовления, заданной форме образца и определенных условиях его испытания должен иметь частотный минимум циклической прочности.

Долговечность ( $N$ ) конструкционных сталей и алюминиевых сплавов [39] при переходе к низкой частоте заметно снижается и, чем ниже амплитуда действующего напряжения, тем сильнее влияние частоты. В то же время пределы ограниченной выносливости при низких частотах мало отличаются от пределов ограниченной выносливости при более высоких частотах нагружения. Долговечность при низких частотах более чувствительна к изменению частоты приложения нагрузок, чем предел ограниченной выносливости [39]. Степень влияния частоты нагружения на долговечность ( $N$ ) и циклическую прочность металлов и сплавов в области низких значений частот зависит от большого числа факторов: уровня напряжения, способа нагружения, структуры металла и др. При низких частотах нагружения наличие геометрических концентраторов напряжения может приводить к увеличению циклической прочности. Так, было показано, что при частоте нагружения меньше 1,7 Гц циклическая прочность надрезанных образцов выше, чем не надрезанных, т.е. при низких частотах циклической нагрузки влияние надреза на усталостную прочность будет обратным тому, которое наблюдается при более высоких частотах.

Установлено [43], что при высоких температурах между временем до разрушения и частотой выполняется зависимость вида:

$$\lg \tau_g = \lg b - m \lg \omega, \quad (1.1)$$

где  $\tau_g$  – время до разрушения;  $\omega$  – частота;  $b$  и  $m$  – константы.

Если усталостное разрушение происходит после определенного числа циклов при всех частотах, то  $m = 1$ , а если разрушение происходит после определенного времени при всех частотах, то  $m = 0$ . Обычно считают, что

$$m = 0 \div 1$$

У свинца при температуре 43°C и при частотах около 0,083 и 0,00007 Гц  $m = 0,7$  [48]. В описанной формуле усталостная прочность фигурирует в виде напряжения, поэтому лучше пользоваться формулой С. В. Серенсена [40]:

$$\sigma_a^v \tau_B = \frac{\nabla}{\omega^p}, \quad (1.2)$$

где  $\tau_B$  – время до разрушения при амплитуде напряжения  $\sigma_a$ , колеблющегося с частотой  $\omega$ ;  $v$  и  $\nabla$  – величины, свойственные материалу при данной температуре;  $p$  – показатель, характеризующий влияние частоты за время до разрушения при данной температуре. При  $p = 1$ ,  $\sigma_a^v(\tau_B) = \nabla$ , или  $\sigma_a^v N = \nabla$  т.е., получается обычная кривая усталости, выраженная через число циклов  $N$ , что характерно для нормальной температуры.

При  $p = 0$ ,  $\sigma_a^v(\tau_B) = \nabla$ , т.е. разрушение определяется временем действия, а не числом циклов нагружения, что характерно для высоких температур, когда разрушение более вероятно по границам зерен, приближаясь по характеру к длительному статическому разрушению.

Из исследования магния [36] при высокой температуре (435°C) в области частот 10 ÷ 1700 Гц установлено, что степень упрочнения при циклическом нагружении увеличивается с ростом частоты нагружения и уровня напряжения. Время распространения основной трещины фактически не зависит от частоты, а точнее несколько уменьшается при высокой частоте.

Исследования усталостной прочности сплава нимоник 90 при широко изменяющихся частотах от 0,002 до 133,3 Гц и температуре от 20 до 900°C показали, что увеличение частоты испытания приводит к увеличению долговечности при более высоких температурах [36]. Повышение температуры испытания увеличивает вероятность интеркристаллитного



разрушения, тогда как увеличение частоты уменьшает вероятность этого вида разрушения.

У сплава H46 [36] при частоте 0,002; 0,17 и 133,33 Гц при комнатной температуре при повторном растяжении и при пульсирующем цикле кривые усталости сходятся в точке, соответствующей пределу прочности при растяжении. Очень высокие напряжения повторного растяжения при частоте 0,002 и 0,17 Гц приводили к разрушениям, характерным для ползучести, тогда как при менее высоких напряжениях они соответствовали обычной усталости. Общей тенденцией, проявляющейся при всех испытаниях, было увеличение числа циклов до разрушения с увеличением частоты нагружения.

Как было рассмотрено выше, частота приложения нагрузки существенно влияет на усталостную прочность материала, но это влияние является сложным. На сплаве, испытанном на воздухе и в 3-процентном растворе NaCl в диапазоне частот от 3,33 до 100 Гц было обнаружено, что увеличение частоты нагружения гладких образцов сопровождается повышением их коррозионно-усталостной прочности. Для образцов с концентраторами напряжений изменение частоты нагружения в этом же диапазоне практически не вызывает изменения коррозионно-усталостной прочности. Этот же эффект сохраняется и в интервале частот от 83,33 до 166,7 Гц. У образцов с надрезами, испытанных в воздухе, эффект частоты проявляется весьма существенно, причем величина его зависит от уровня напряжений. В ряде исследований [45] установлено, что коррозионная среда снижает эффективность концентрации напряжений, причем тем сильнее, чем больше время воздействия этой среды.

При коррозионно-усталостных испытаниях [46] образцов из алюминиевого сплава в интервале частот от 83,33 до 166,7 Гц не обнаружено влияния частоты, т.е., по-видимому, изменение частоты в диапазоне от 33,33 до 166,7 Гц практически не влияет на коррозионно-усталостную прочность образцов, изготовленных из алюминиевых сплавов с концентраторами напряжений. Это объясняется более интенсивным снижением влияния надреза при низкой частоте, вследствие длительного присутствия среды в надрезе; при

этом острые края концентратора скругляются за счет воздействия агрессивной среды. При низких амплитудах напряжения и при низкой частоте коррозионно-усталостная прочность гладких образцов и образцов с концентраторами напряжений становится одинаковой [47]. Как уже было показано, этого не наблюдается при высоких частотах, хотя в области низких амплитуд напряжения кривые усталости сближаются.

Автор [48], проводя коррозионно-усталостные испытания при разных частотах, нашел, что для данной частоты между напряжением и временем существует степенная зависимость, которая может быть представлена выражением:

$$Z_{\Pi}(\tau_{\text{в}}) = c\sigma^n, \quad (1.3)$$

где  $Z_{\Pi}(\tau_{\text{в}})$  – степень повреждения за промежуток времени ( $\tau_{\text{в}}$ ), т.е. величина, на которую первая стадия опыта понижает последующий ограниченный предел усталости;  $\sigma$  – циклическое напряжение;  $c$  и  $n$  – постоянные.

При нормальной температуре частота мало влияет на сопротивление усталости большинства металлов, хотя понижение частоты при данном размахе напряжения может несколько уменьшить число циклов до разрушения, так как сопротивление усталости зависит от общего времени действия циклического напряжения, а не только от числа циклов, то влияние частоты усиливается с ростом температуры. Эта закономерность, вероятно, является следствием того, что при низких температурах под действием напряжения деформация возникает почти немедленно, в то время как при высоких температурах для этого требуется определенное время. Кроме того, с повышением температуры роль коррозионного воздействия воздуха возрастает, а это влечет за собой усиление влияния частоты приложения нагрузки на усталостную прочность материалов. Испытания углеродистой стали на воздухе и в активных средах [48] показали, что при снижении частоты

число циклов до разрушения уменьшалось, но время до разрушения увеличивалось и чем больше время испытания, тем сильнее разупрочняет среда материал образца. Разупрочняющее влияние среды проявляется значительно сильнее у закаленных образцов, чем у отожженных. Изучение влияния изменения частоты циклического напряжения от 10 до 1000 Гц на усталостную прочность алюминиевых сплавов показало [36], что при малых базах ( $N = 10^6$  циклов) испытаний частота оказывает в  $5 \div 10$  раз большее влияние на предел выносливости, чем при больших базах ( $N = 10^8$  циклов), где влияние частоты не превышает  $2 \div 6\%$ .

Можно констатировать, что, в общем, частота сказывается на величине усталостной прочности. Опубликованные работы касаются более всего области высоких частот и чаще всего тех частот, при которых происходит вибрация деталей самолетов и других машин [49-50]. Однако, очень часто, особенно в химическом и металлургическом машиностроении детали и конструкции типа колонной аппаратуры, станин прокатных станков, предохранительных мембран подвергаются нагрузкам с очень низкой частотой [51-52]. Другая группа оборудования типа теплообменной аппаратуры компрессоров и др. работает в области малоизученных частот от 1,7 до 5 Гц. Обычно при расчетах запасов прочности по усталости (действительных запасов прочности) предел усталости материала выбирают из справочных данных, определенный, как правило, при вращении изогнутого образца на стандартной базе испытаний  $10^7$  циклов при частоте приложения нагрузки не менее 50 Гц и выше (до 166,7 Гц). Естественно, надо вводить поправочный коэффициент на влияние частоты циклов при расчетах запасов прочности. Этим лишним раз доказывается необходимость проведения исследований усталостной прочности материалов в области низких частот, т.е. в пределах от долей герца до 5 Гц. В свою очередь это требует проведения испытаний тех же материалов при стандартных частотах и на стандартной базе испытаний по числу циклов.

Различают многоцикловую и малоцикловую усталость. Согласно [53] ГОСТ 23207-78 многоцикловая усталость – это усталость материала, при которой усталостное повреждение или разрушение происходит в основном при упругом деформировании, а малоцикловая усталость – это усталость материала, при которой усталостное повреждение или разрушение происходит при упругопластическом деформировании (по ГОСТ 25.505-79 при малоцикловой усталости максимальная долговечность до разрушения составляет условное число  $5 \cdot 10^4$  циклов [54]). База испытаний для определения пределов выносливости составляет  $10^7$  циклов для металлов и сплавов, имеющих практически горизонтальный на кривой усталости (наличие физического предела выносливости; кривая 1, рис. 1.3), и  $10^8$  циклов для металлов и сплавов, ординаты кривых усталости, которых по всей длине непрерывно уменьшаются с ростом числа циклов (кривая 2 на рис 1.3) [7].

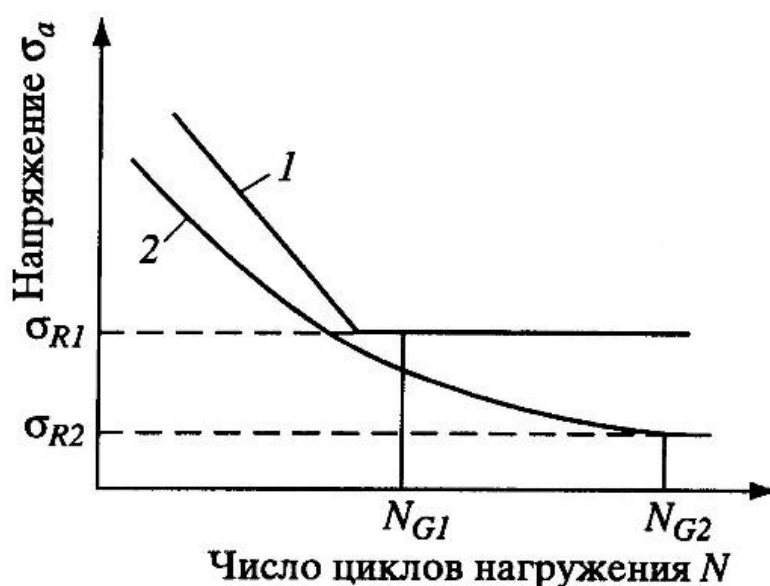


Рис. 1.3. Кривые усталости: 1 – кривая усталости для образцов с физическим пределом выносливости; 2 – кривая усталости для образцов без физического предела выносливости

Первый тип кривой особенно характерен для ОЦК-металлов и сплавов, хотя может наблюдаться при определенных условиях у всех металлических материалов с любым типом кристаллической решетки. Причем, как правило, физический предел выносливости наблюдается у металлических материалов, у которых при статическом растяжении проявляется физический предел текучести [55]. Второй тип – преимущественно у ГЦК-металлов и сплавов (алюминиевые сплавы, медные сплавы и др.). Величины  $N_{G1}$  и  $N_{G2}$  на рис. 1.3 обозначают базовые числа циклов. Для сравнительных испытаний база для определения пределов выносливости соответственно принимается  $3 \cdot 10^6$  и  $10^7$  циклов.

В работах [7-8], была предложена полная кривая усталости в диапазоне напряжений от временного сопротивления разрушению (предела прочности) до предела выносливости (предела усталости) (рис. 1.4). Вся полная кривая усталости в первую очередь разделяется на две основные области: многоциклового и малоциклового усталости.

Малоциклового усталость охватывает диапазон напряжений от  $\sigma_B$  до  $\sigma_K$  (ломанная линия АБВ). В области малоциклового усталости можно выделить два характерных участка. На участке I, который иногда называют участком циклической ползучести, разрушение пластичных металлических материалов в этом случае носит квазистатический характер с образованием шейки в месте излома. Для этого участка характерно непрерывно возрастающее с числом циклов нагружения накопление пластической деформации. У высокопрочных и хрупких материалов этот участок отсутствует [2]. На участке II области малоциклового усталости на поверхности разрушения уже отчетливо можно выделить зону усталостного излома. На этом участке циклического деформирования петля механического гистерезиса после определенного числа циклов становится замкнутой. Напряжение перехода от одного вида разрушения к другому при малоциклового усталости было обозначено как  $\sigma_{II}$  [56]. Переход от циклической ползучести к собственно малоциклового усталости сопровождается изменением механизма макропластического

деформирования материала и в некоторых случаях перегибом кривой усталости.

На наличие перегиба в области малоциклового усталости (рис. 1.4, точка Б) влияет структурное состояние материала. В работе [57] исследовали влияние структуры на закономерности малоциклового усталости сплава  $\text{Al-Li}$  8090 в закаленном ( $525^\circ\text{C}$ , закалка в воду) и закаленном и состаренном ( $190^\circ\text{C}$ , 12 ч.) состояниях. После старения внутри зерен происходит гомогенное выделение  $\delta'$  – фазы ( $\text{Al}_3\text{Li}$ ), а по границам зерен наблюдается образование зон свободных выделений (precipitate – free zone – PFZ). В закаленном состоянии кривая долговечности во всем интервале исследованных амплитуд циклического деформирования имеет линейную зависимость и микротрещины в этом случае всегда зарождаются в устойчивых полосах скольжения (УПС). В закаленном и состаренном состоянии на кривой долговечности наблюдается перегиб. Ниже этого перегиба усталостные микротрещины также зарождаются преимущественно в УПС, а выше – у границ зерен PFZ.

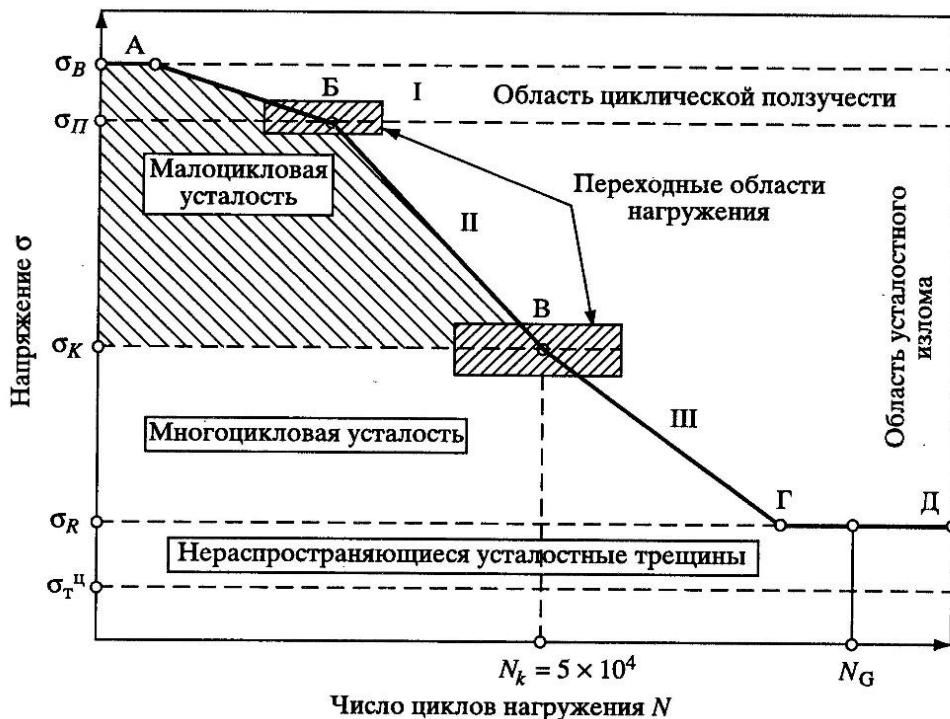


Рис. 1.4. Полная кривая усталости

Кроме термина малоцикловая усталость существует также понятие статической выносливости применительно к конструкциям, для которых основной является постоянная нагрузка, а переменные нагрузки значительной величины действуют за время службы сравнительно небольшое число раз (например, самолетные конструкции). По существу, область статической выносливости охватывает область малоцикловой усталости, но в отличие от обычной малоцикловой усталости периодически повторяющиеся нагрузки прикладываются значительно реже [58].

Ниже порогового циклического напряжения  $\sigma_k$  начинается область многоцикловой усталости (кривая ВГД на рис. 1.4). Кроме напряжения предела выносливости  $\sigma_R$  на полной диаграмме усталости (рис. 1.4) выделено пороговое напряжение  $\sigma_{TII}$  циклический предел текучести, которое лежит ниже предела выносливости [59]. В интервале напряжений  $\sigma_R \div \sigma_{TII}$  в пластичных металлах и сплавах наблюдается локальная пластическая деформация и даже нераспространяющиеся усталостные микротрещины глубиной порядка размера зерна.

Одной из первых работ, в которой было предложено весь процесс усталостного разрушения металлических материалов разделить на ряд стадий, была работа М. Хунтера и В. Фрике [60], в которой исследовали стадийность накопления повреждений в образцах из плакированного алюминиевого сплава 2024-T3. Они, кроме кривой усталости, выделили следующие линии: возникновения первых полос скольжения; появления микротрещин; слияние микротрещин; первых глубоких трещин.

В монографии Ивановой В.С. [61] весь процесс усталости разделяется на четыре периода: инкубационный, разрыхления, развития микротрещин до макротрещин критического размера и окончательного разрушения.

Вопросам стадийности процесса усталости посвящены обзорные работы В.Т. Трощенко [62], С.Я. Яремы [63], В.В. Шевеля и А.Н. Гладченко [64],

Обзор работ по исследованию стадийности процесса усталостного разрушения был дан в работах [65-66], в которых также была предложена

обобщенная диаграмма усталости для области низких амплитуд напряжений (область много цикловой усталости), отражающая стадийность и накопление повреждений.

На рисунке 1.5 представлена обобщенная диаграмма многоциклового усталости [28, 32, 67], которая отражает основные закономерности накопления повреждаемости в основных периодах и стадиях процесса усталостного разрушения металлических материалов, имеющих на кривой статического растяжения физический предел текучести. В диапазоне циклических напряжений от  $\sigma_K$  до  $\sigma_{TII}$  весь процесс усталости в зависимости от числа циклов нагружения можно разделить на два основных периода: зарождения усталостных трещин и усталостных трещин (заштрихованная область на рис. 1.5).

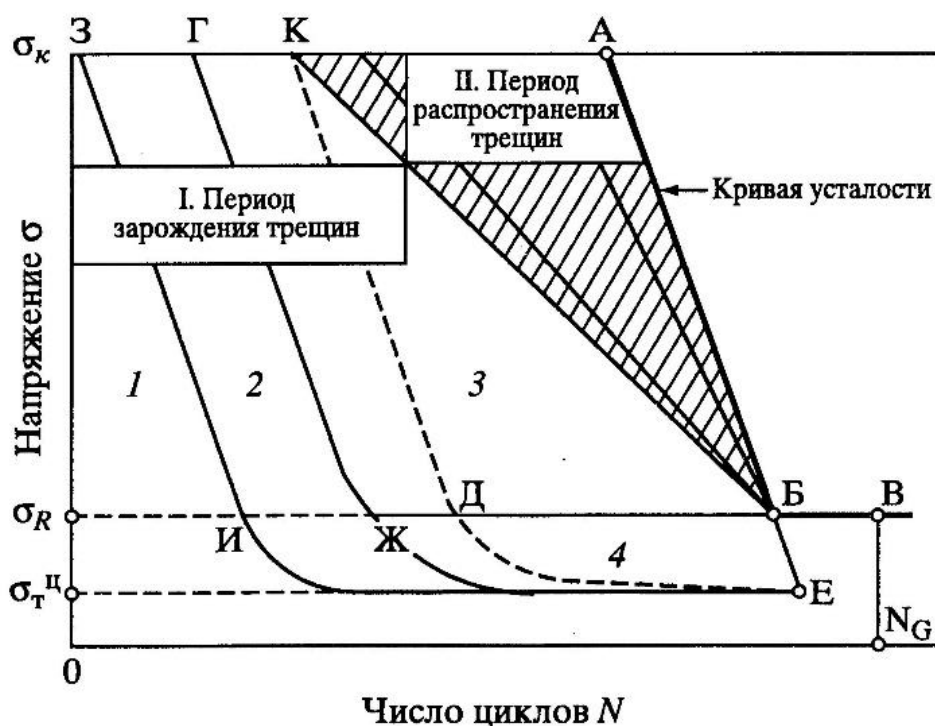


Рис. 1.5. Периоды и стадии многоциклового усталости: 1 – стадия циклической микротекучести; 2 – стадия циклической текучести; 3 – стадия циклического упрочнения; 4 – область нераспространения микротрещин; АБВ – кривая усталости; КБ – линия необратимой повреждаемости (линия Френча); БЕ – линия стабилизации структурных изменений;  $\sigma_{TII}$  – циклический предел текучести



Период зарождения усталостных трещин, также, как и в случае статического деформирования, можно разделить на три основные стадии:

1 – стадия циклической микротекучести, в которой протекают процессы аналогичные процессам, протекающим на стадии микротекучести при статическом деформировании;

2 – стадия циклической текучести (негомогенной деформации), в которой наблюдается негомогенное пластическое течение материала, аналогичное деформации Людерса – Чернова при статическом деформировании. Однако прохождение фронта Людерса – Чернова в условиях циклического деформирования имеет ряд особенностей. У металлических материалов, у которых отсутствует физический предел текучести при статическом деформировании, стадия циклической текучести отсутствует;

3 – стадия циклического упрочнения/разупрочнения, которая завершается достижением линии необратимых повреждений (линии Френча). Стадия циклического упрочнения наблюдается у пластичных металлов и сплавов, а стадия циклического разупрочнения – у высокопрочных металлических материалов. Также, как и при статическом деформировании на этой стадии, наряду с процессами деформационного упрочнения [68], наблюдается развитие повреждаемости в виде образования субмикротрещин (пунктирная линия КДЕ). Период распространения усталостных трещин, расположен между кривой усталости (линия АБВ на рис. 1.5) и линией необратимой повреждаемости (линия СБ).

Данные стадии хорошо выявляются в условиях нагружения с постоянной общей (упругой и пластической) амплитуды деформации за цикл. В случае испытаний только с постоянной амплитудой пластической деформации за цикл металлических материалов, не имеющих физического предела текучести, период зарождения усталостных трещин может сразу начинаться со стадии деформационного упрочнения или разупрочнения. Кроме того, для выявления стадий циклической микротекучести и циклической текучести требуется специальная методика усталостных испытаний.

Прорывным достижением в понимании стадийности процессов усталости явилось создание академиком Паниным В.Е. нового научного направления «физическая мезомеханика», в рамках которого установлена иерархичность и самосогласованность протекания процессов деформации и разрушения на разных масштабных уровнях (микро-, мезо-, макро-, которые органически связаны) при повреждаемости материала и зарождении усталостных трещин [69]. Согласно этому научному направлению с возрастанием масштабного уровня разрушения все более существенную роль в процессе пластической деформации поверхностного слоя при зарождении трещины играют повороты объемов материала. Согласованность поворотов и сдвигов в поверхностном слое материала приводит к фрагментации материала и определяет зарождение трещины с его поверхности при напряжении выше предела выносливости. Разрушение представляется, как завершающая стадия фрагментации, когда она переходит с мезоуровня на макромасштабный уровень (глобальная потеря сдвиговой устойчивости всего нагруженного материала) [70-71].

А.А. Шанявский рассматривает стадийность процесса усталостного разрушения с позиций синергетики – научного направления, устанавливающего законы, общие для живой и неживой природы [72-78]. С позиций синергетики общие закономерности в такой области, как разрушение материалов, устанавливают путем определения точек бифуркаций, отвечающих неравновесным фазовым переходам, связанным со сменой микромеханизма разрушения. Этот переход носит дискретный характер, а параметры, отвечающие этому переходу, являются фундаментальными, подлежащими определению в опыте [13, 79]. Рассмотрение бифуркационных переходов на различных масштабных уровнях, как частично замкнутой системы, определило принципиально новое понимание поведения металла, в рамках которого убедительно показано, что зарождение и развитие усталостных трещин при больших базах испытания  $10^9$  и выше, происходит под поверхностью, причем, параметры кривой усталости будут отражать

свойство металла как частично замкнутой системы, которое не зависит от состояния поверхности [80-83].

Кроме кривых усталости и кривых ограниченной долговечности при малоцикловой усталости по результатам усталостных испытаний, используя данные по изменению параметров петли механического гистерезиса [84], строят кривые циклического упрочнения/разупрочнения (рис. 1.6). Оценка результатов испытаний с контролируемым напряжением дает соответствующую каждому циклу нагружения амплитуду пластической деформации  $\varepsilon_{pa}$  как половину ширины петли гистерезиса при напряжении цикла  $\sigma_a$ .

В зависимости от структурного состояния материала встречаются три типа характерных кривых циклического упрочнения/разупрочнения [85] (рис. 1.6). Монотонное циклическое упрочнение под действием циклической нагрузки, например, наблюдаются в нормализованных конструкционных сталях, которые испытываются на усталость при амплитудах больших макроскопического предела текучести. Монотонное циклическое разупрочнение характерно для высокопрочных и холоднодеформированных металлических материалов при амплитудах напряжения ниже предела текучести. Первоначальное циклическое разупрочнение и последующее циклическое упрочнение типично для нормализованных конструкционных сталей, если величина приложенной нагрузки не превышает макроскопический предел текучести [7].

Если об упрочнении или разупрочнении судить по изменению условных напряжений [86], величина которых зависит от истинного сечения образца, то для циклически упрочняющихся материалов при статическом нагружении практически до момента разрушения наблюдается рост условных напряжений, т.е. упрочнение материала за счет пластической деформации протекает более интенсивно, чем разупрочнение за счет уменьшения сечения. У разупрочняющихся материалов большая доля накопления деформаций при статическом нагружении сопровождается падением условных напряжений.

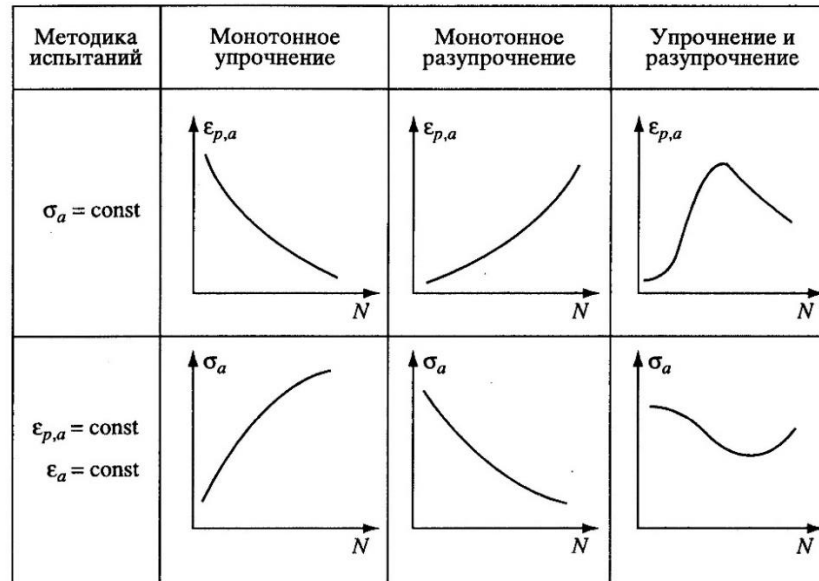


Рис. 1.6. Характерные типы кривых циклического упрочнения/разупрочнения

На рисунке 1.7 представлен ход кривых циклического упрочнения/разупрочнения для ряда металлических материалов.

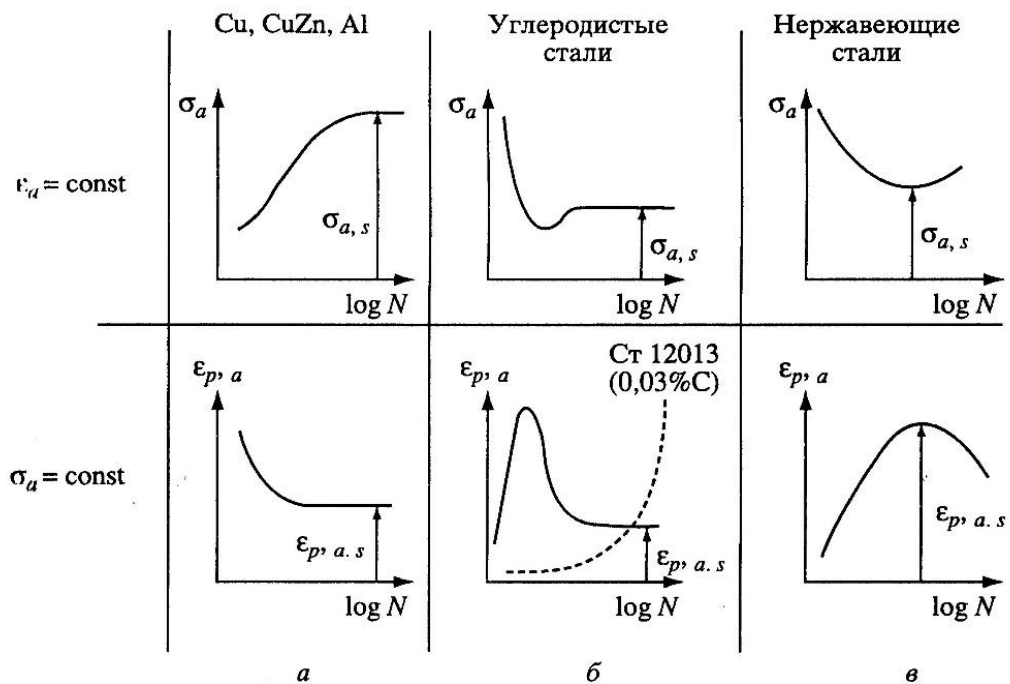


Рис. 1.7. Схематическое представление кривых циклического упрочнения/разупрочнения для некоторых металлических материалов с двумя типами циклического нагружения

Для циклически стабилизирующегося материала имеют место практически равные участки упрочнения (роста напряжений) и разупрочнения (падения напряжений).

Следует отметить, что деформационное поведение ряда структурно-стабильных конструкционных материалов в процессе усталостных испытаний может противоположным образом меняться в зависимости от числа циклов нагружения. Например, в углеродистых сталях и нержавеющей сплавах при постоянной амплитуде нагрузки и определенном числе циклов наблюдается смена типа деформационного поведения от разупрочнения к упрочнению [87].

Для оценки поведения металлических материалов в условиях циклического нагружения кроме кривых циклического упрочнения/разупрочнения строят также кривые циклического деформирования в координатах циклическое напряжение-деформация, причем берут значения циклической деформации при достижении стабилизации (насыщения) параметров петли гистерезиса. При монотонном циклическом упрочнении материала в случае испытания с контролируемым напряжением в многоцикловой области нагружения наблюдают горизонтальный ход кривых. Почти не зависящую от числа циклов нагружения амплитуду пластической деформации в этом случае рассматривают в качестве амплитуды насыщения. В предположении, что постоянство амплитуды пластической деформации поддерживается достаточно точно, пару значений  $(\sigma_a, \varepsilon_{p,a})$  можно рассматривать как точку кривой циклического деформирования. Кривую циклического деформирования  $(\sigma_a - \varepsilon_{p,a})$  моноупрочнения строят по схеме, приведенной на рис. 1.8.

В случае более сложного поведения материала (первоначальное циклическое разупрочнение с последующим упрочнением) для построения кривой циклического деформирования можно также использовать метод, в основу которого положено представление об изменении свойств материала при наличии в нем зародившейся трещины. Образование трещин проявляется

на кривых циклического деформирования в том, что амплитуда пластической деформации вслед за фазой циклического упрочнения с ростом числа циклов нагружения вновь увеличивается. Это можно объяснить уменьшением поперечного сечения образца, что позволяет связать четко выраженный минимум на кривой циклического упрочнения/разупрочнения с зарождением трещин и использовать для построения кривой циклического деформирования соответствующие значения  $\sigma_a$  и  $\varepsilon_{pa}$  [2, 7, 28].

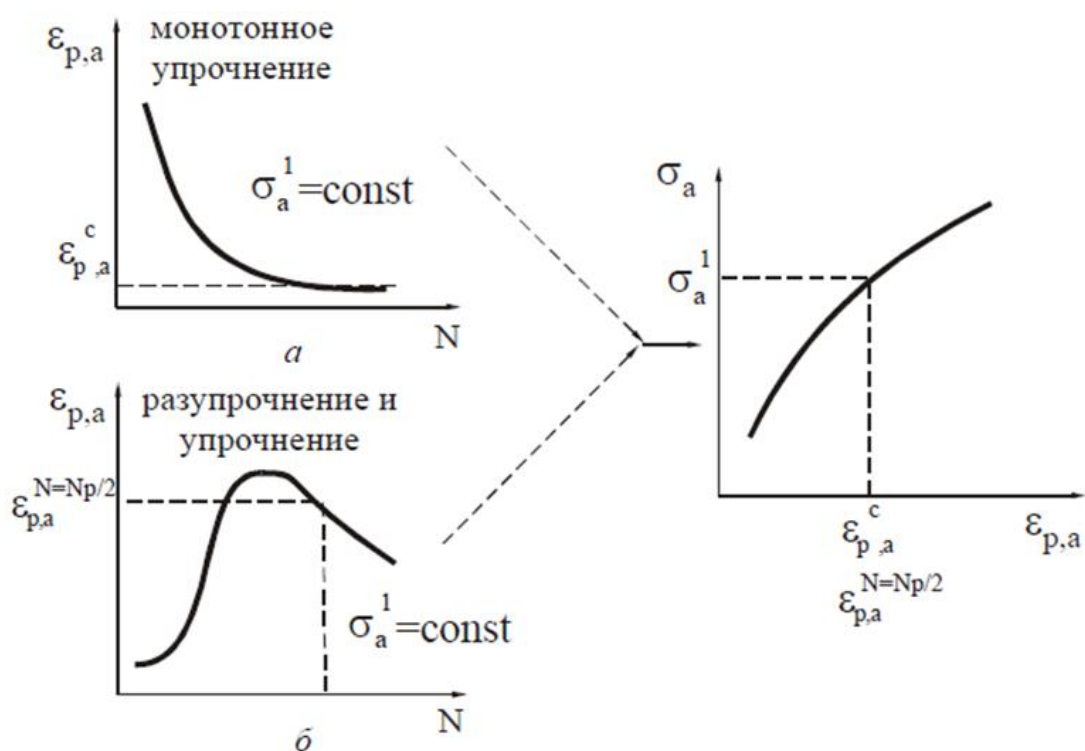


Рис. 1.8. Методы определения кривой циклического деформирования

## 1.2. Локализация деформации и возникновение усталостных трещин

Закономерности механизмов зарождения усталостной трещины и последующего её распространения связаны с фундаментальными особенностями локализации циклических пластических деформаций и их связи с микроструктурой материалов [88-89]. Усталостное нагружение приводит к локализации циклического скольжения, которое проявляется на

поверхности образца образованием полос поверхностного скольжения, которому предшествует развитие дислокационных структур (рис. 1.9). Пример рельефа поверхности, полученного на электролитически отполированном цилиндрическом образце меди после усталостного нагружения по мягкой схеме с контролируемой амплитудой напряжений  $\sigma_a = 170$  МПа по симметричному циклу, показан на рис. 1.10 [90].

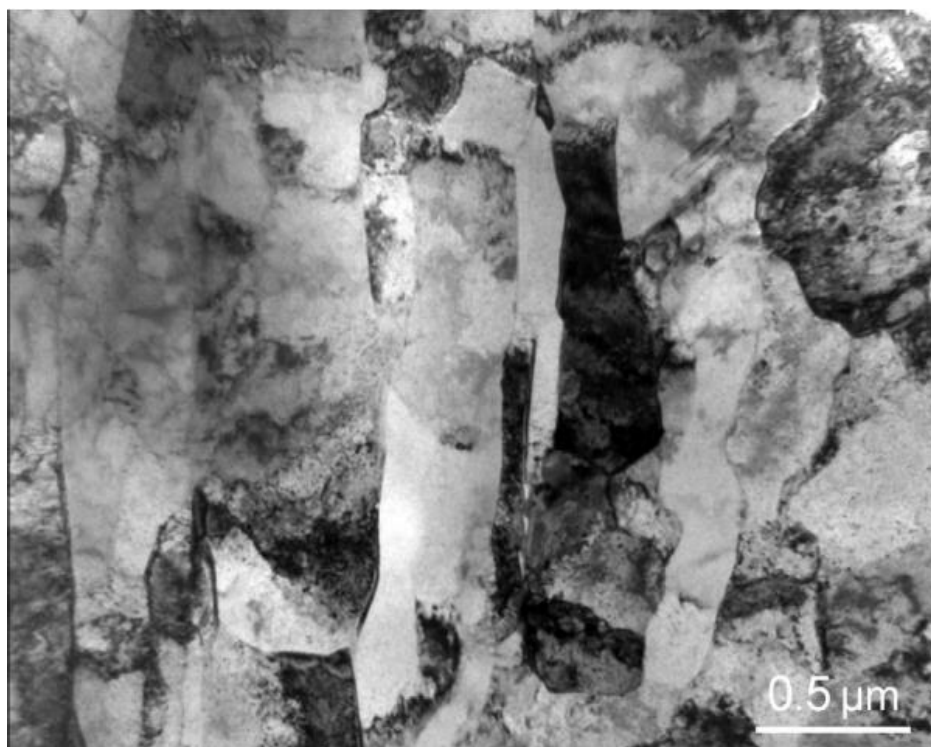


Рис. 1.9. Микроструктура меди, наблюдаемая с помощью электронно-просвечивающей микроскопии

Рассмотренные механизмы локализованной пластической деформации сопровождаются существенной разориентировкой зерен (рис. 1.11), наблюдаемые с помощью SEM. Этот режим визуализации позволяет одновременно наблюдать рельеф поверхности и зернистую структуру. Отдельные зерна, ориентированные по-разному отображаются различными оттенками серого цвета. Чем выше дезориентация между соседними зернами, тем выше контраст. Из рис. 1.11, видно, что полосы циклического скольжения образованы в светлой зоне, что указывает на то, что расхождение между

зернами незначительно. Вне этой зоны соседствующие зерна, очевидно, имеют более высокую взаимную дезориентацию.

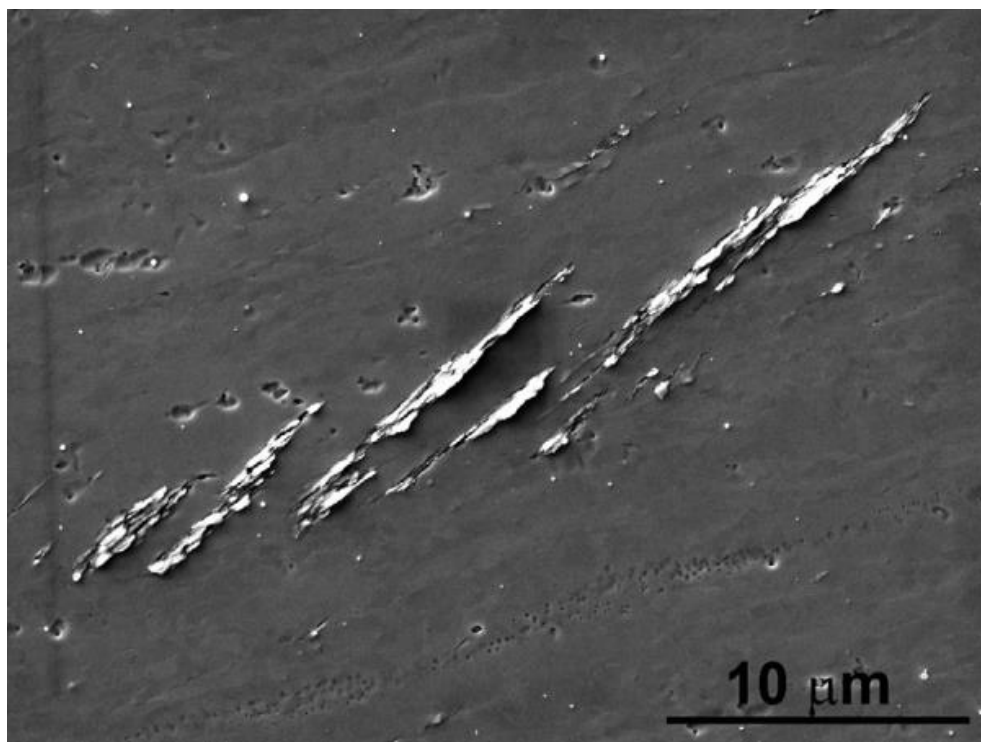


Рис. 1.10. Полосы циклического скольжения, образовавшиеся после усталостного нагружения меди  $\sigma_a = 170$  МПа. Количество циклов  $6,2 \cdot 10^6$

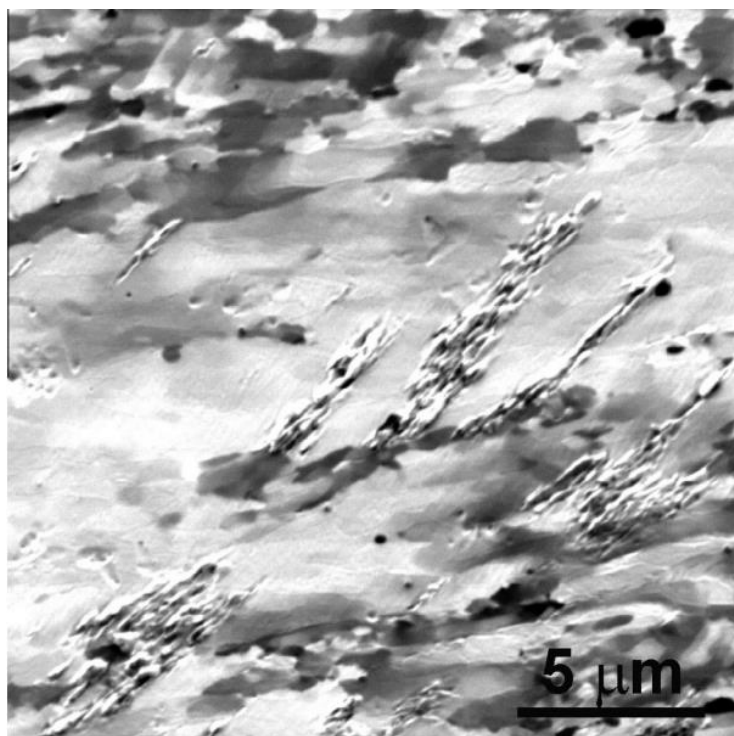


Рис. 1.11. Циклические полосы скольжения в зоне ориентированных зерен.  $\sigma_a = 130$  МПа. Количество циклов  $2,3 \cdot 10^{10}$



Усталостные трещины возникают в полосах циклического скольжения. Стрелка на рис. 1.12,*а* указывает на раннюю усталостную трещину длиной 90 мкм. Она появилась в группе полос, лежащих в зоне ряда взаимно ориентированных зерен.

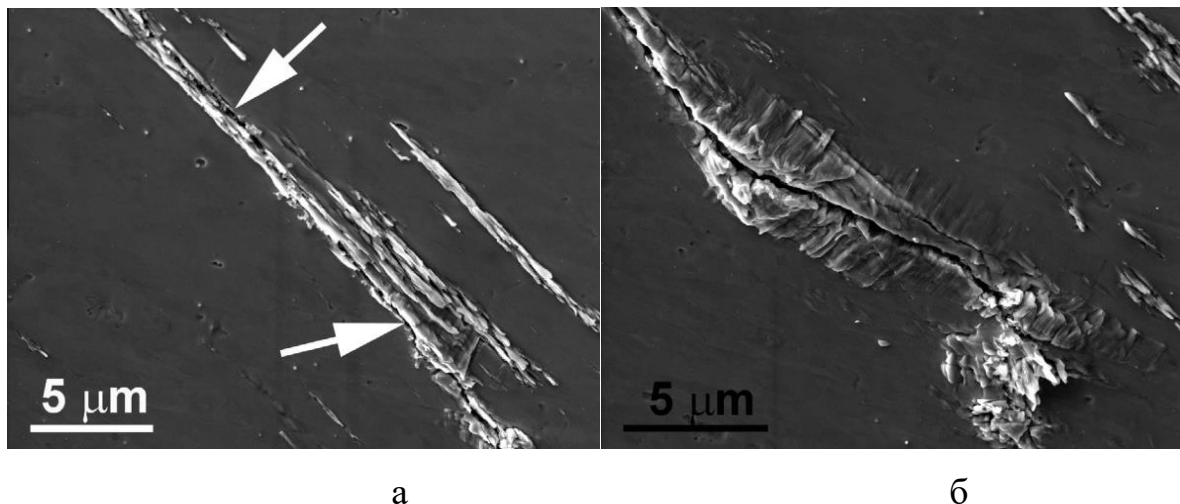


Рис. 1.12. Микроструктуры: а – усталостная трещина, образовавшаяся в полосе скольжения; б – вершина трещины

Трещина узкая в своей центральной области и, очевидно, распространяется от длинной полосы скольжения. Стрелки указывают на трещину, расположенную вдоль выдавливания (экструзий). Они высокие, часто имеют форму язычка, и они часто скрывают «устье» трещины на поверхности. Тем не менее, тщательное наблюдение приводит к выводу, что трещина является непрерывной и проходит вдоль длинной полосы скольжения. Вблизи трещины, в ее центральной области, не наблюдается вторичной активности скольжения, вызванной существующей трещиной (рис. 1.12,*а*). Стрелка указывает на поверхность трещины, где материал не проявляет никаких видимых следов необратимого скольжения в непосредственной близости от трещины.

Вершина усталостной трещины показана на рис. 1.12,*б* при большем увеличении. В этой области трещина, в отличие от своей центральной части, демонстрирует извилистую траекторию. Вторичные циклические полосы скольжения наблюдаются за трещиной, вблизи вершин трещины. Полосы

скольжения в непосредственной близости от вершины трещины являются результатом циклической концентрации напряжений на вершине распространяющейся трещины.

На рис. 1.13 показано сечение между двумя полосами скольжения на поверхности образца после нагружения. Повреждение состоит из выступов, выступающих с поверхности на высоту до 0,5 мкм.

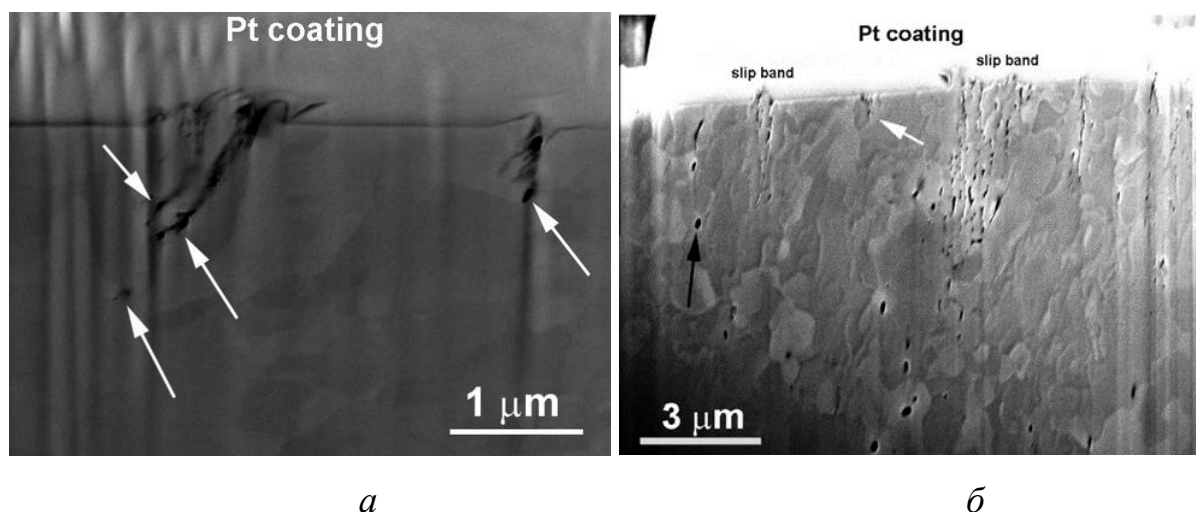


Рис. 1.13. Микроструктуры: *a* – экструзионно-интрузионный рельеф между полосами скольжения; *б* – разрыхление в виде пустот

Повреждение внутри материала, под рельефом поверхности, состоит из пустот, обозначенных стрелками (рис. 1.13,б). Пустоты соединены с участками поврежденного материала с точки зрения неоднородности. Повреждения, как правило, локализуются вдоль плоскостей, которые, по видимому, имеют наилучшие условия для циклического скольжения [91-95].

Поверхностное наблюдение полос с помощью SEM выявляет глубокие взаимосвязанные углубления, расположенные вдоль выдавливания. Усталостное повреждение в виде полостей развивается внутри отдельной полосы скольжения, кристаллографическая ориентация которой, по видимому, подходит для циклического скольжения [96-101].

В работах [102-103] было уделено повышенное внимание формированию рельефа поверхности и последующему образованию поверхностных трещин в

поликристаллах. Было показано наличие как выдавливания (экструзий), так и интрузий на поверхности зерен в металлах в процессе усталости. Высоту экструзий можно получить из прямых наблюдений за поверхностью металла при циклическом нагружении, а глубину – по изображениям реплик. На рис. 1.14,*а* показана зависимость эволюции рельефа поверхности от количества циклов при различных температурах [104]. Наблюдения за стальным образцом выявили только выдавливания и их рост.

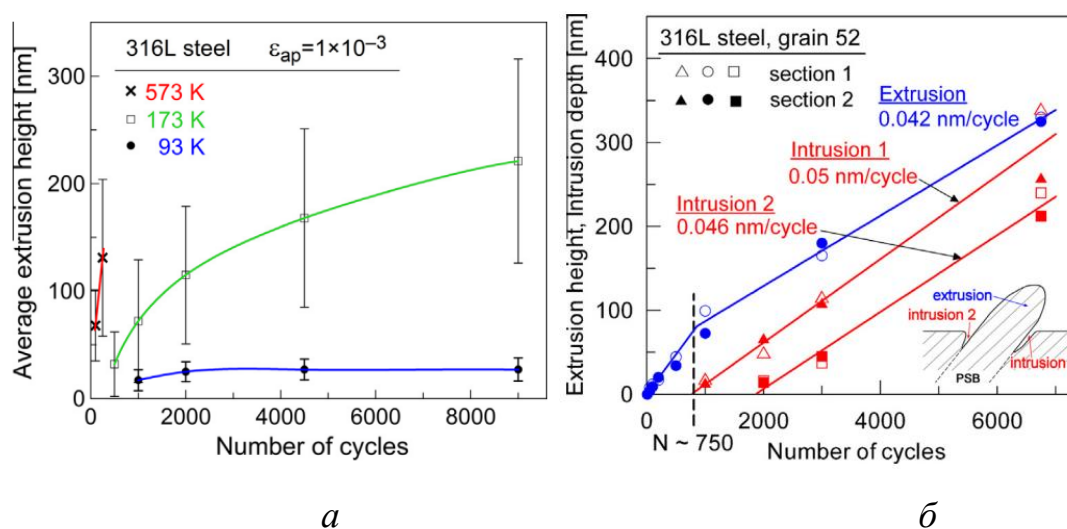


Рис. 1.14. Кинетика роста: *а* – экструзий при различных температурах: *б* – экструзионно-интрузионной комбинации повреждения при циклическом нагружении при комнатной температуре

Показано, что при низкой температуре (93 К) высота экструзии быстро увеличивается и насыщается на ранней стадии при высоте всего 30 нм, при чем дальнейшего роста не наблюдалось. При циклическом деформировании при температуре 173 К скорость выдавливания увеличивается и достигает числа циклов, соответствующего 20% усталостного ресурса. Скорость роста экструзии уменьшается. Скорость роста при температуре 573 К намного выше, чем при 173 К (рис. 1.14,*а*).

На рис. 1.14,*б* представлена экструзионно-интрузионная комбинация повреждения при циклическом нагружении стали 316L при комнатной температуре. Экструзии начинают расти очень рано в течение срока

циклической наработки, а рост интрузий существенно задерживается. При этом установлено, что скорость роста экструзии и обеих интрузий в этом случае примерно одинакова - около  $5 \cdot 10^{-11}$  м/цикл.

При испытаниях на усталость у разных металлов и сплавов чередования экструзий и интрузий на поверхности образцов, их размеры, и частота возникновения существенно отличаются, например, рис. 1.15.

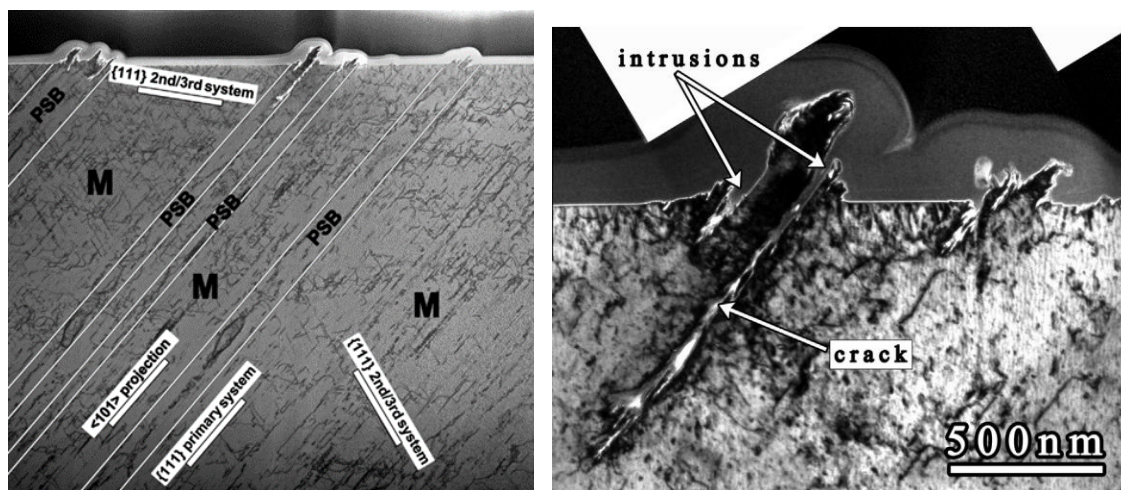


Рис. 1.15. Повреждения поверхности стали при циклическом нагружении: *a* – полосы скольжения с учетом различных плоскостей скольжения *б* – наиболее крупные интрузии и произрастающая из нее усталостная трещина

Современные представления механизма возникновения усталостных трещин связывают с последовательным согласованным протеканием следующих структурных изменений:

- формирование развитой дефектной структуры (как нульмерных, так и одномерных дефектов) с локализацией деформации;
- повреждения поверхности, связанные с полосами интенсивного скольжения с учетом размера и ориентации зерен, возникающими при циклическом деформировании и их конфигурация;
- появление экструзий и интрузий, при этом локализованное циклическое деформирование создает дополнительную шероховатость экструзии из-за процессов случайного скольжения;

- зарождение трещины и её рост в местах наибольшей концентрации напряжений, сопровождаемое пористостью или разрыхлением.

Металлическое твердое тело можно рассматривать как объем, состоящий из положительных ионов, погруженных в среду, образованную коллективизированными электронами. Энергия связи атома металла с любым соседним примерно одинакова. Свободные электроны, находящиеся между ионами, как бы стягивают их, стремясь уравновесить силы отталкивания между одноименно заряженными ионами. При достижении такого расстояния между ионами, когда силы притяжения уравниваются силами отталкивания, решетка становится устойчивой. В результате такого строения решетки металлическая связь не имеет направленного характера воздействия и очень слабо меняется при весьма больших смещениях атомов относительно друг друга. Поэтому возможны весьма большие смещения одних частей решетки относительно других, что и определяет высокую степень пластичности металлических кристаллов [105].

Строение кристаллической решетки описывается элементарной ячейкой (рис. 1.16). Элементарная ячейка – это наименьший объем кристалла, дающий представление о строении всего кристалла. Характеристики ячейки – ребра  $a$ ,  $b$ ,  $c$  и углы между ними  $\alpha$ ,  $\beta$ ,  $\gamma$ ; отрезки  $a$ ,  $b$ ,  $c$  называются периодами решетки.

В металлах атомы располагаются в строгом порядке, так атомы в плоскости образуют атомную сетку, а в пространстве – атомно-кристаллическую решетку. Линии на этих схемах являются условными; в действительности никаких линий не существует, а атомы колеблются возле точек равновесия, т.е. узлов решетки с большой частотой.

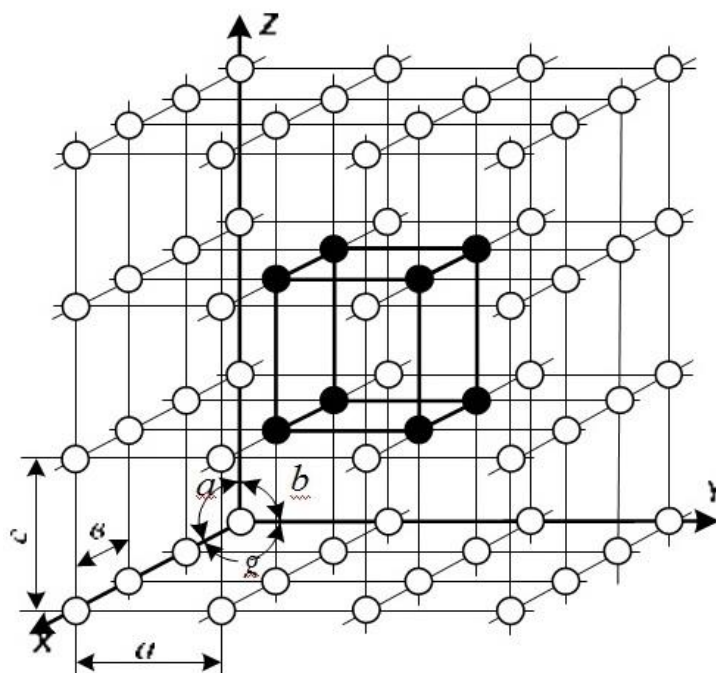


Рис.1.16. Схема кристаллической решетки

Типы кристаллических решеток различны. У металлов наиболее часто встречаются следующие решетки: кубическая объемно-центрированная (ОЦК), кубическая гранецентрированная (ГЦК) и гексагональная плотноупакованная (ГПУ).

Элементарные ячейки таких кристаллических решеток приведены на рис. 1.17. В ячейке кубической объемно-центрированной решетки атомы расположены в вершинах куба и в её центре. Такую решетку имеют хром, молибден, ванадий, вольфрам и др. В ячейке кубической гранецентрированной, атомы расположены в вершинах и в центре каждой грани куба; такой решеткой обладают алюминий, никель, медь, свинец и др. В ячейке гексагональной решетки атомы расположены в вершинах шестиугольных оснований призмы, в центре этих оснований и внутри призмы; гексагональную решетку имеют магний, титан, цинк и др. В реальном металле кристаллическая решетка состоит из огромного количества ячеек.

Окружение атома или частицы, находящейся на поверхности объекта, имеет значительно более низкую симметрию по сравнению с атомом внутри тела вследствие неуравновешенности со стороны окружающей среды.

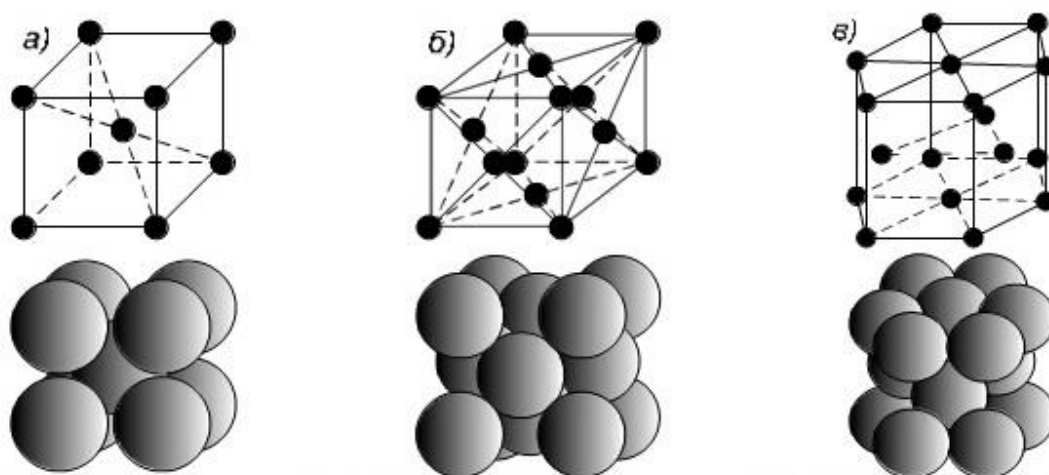


Рис. 1.17. Элементарные ячейки кристаллических решеток: а) кубическая объемно-центрированная; б) кубическая гранецентрированная; в) гексагональная плотноупакованная

Маделунгом [106] было показано, что ионы, расположенные на поверхности, смещены по отношению к положениям, которые они занимают внутри кристалла. Это явление было названо релаксацией кристаллической решетки. Она наблюдается в металлических и неметаллических материалах. Такая релаксация обуславливается требованием равновесия частиц тела. Наличие релаксации подтверждено экспериментально [107].

Браунбек, Ленард-Джонс, Дент и Фервей в своих работах [108] констатируют, что релаксация решетки происходит в поверхностном слое атомов. Исследования авторов касались ионных кристаллов.

В работе Маделунга показано, что величина смещения периода решетки убывает экспоненциально с глубиной слоя в кристалле [109]. Мак-Рей и Колдуэлл, исследуя кристаллы методом дифракции медленных электронов, наблюдали удвоение периода чередования атомных слоев в направлении, перпендикулярном поверхности. Шаттлворт для кристаллов инертных газов



рассчитал, что происходит относительное увеличение расстояния между первой и второй (от поверхности) плоскостями на 2,5%. Альдер и сотрудники нашли, что расстояния между атомными слоями убывают обратно пропорционально кубу расстояния от поверхности [36].

В металлах эффект релаксации поверхностных слоев атомов теоретически доказывался в работах [110]. Мак-Рей и Жермер [36] подтвердили этот эффект экспериментально методом дифракции медленных электронов.

В связи с этим можно представить следующую картину. Выделим условно бесконечно малые элементы в теле цилиндрического образца (рис. 1.18), они находятся в равновесии под действием тангенциальных  $T_c$  и радиальных сил  $\Pi_c$ , которые возникают вследствие наличия соседства элементов.

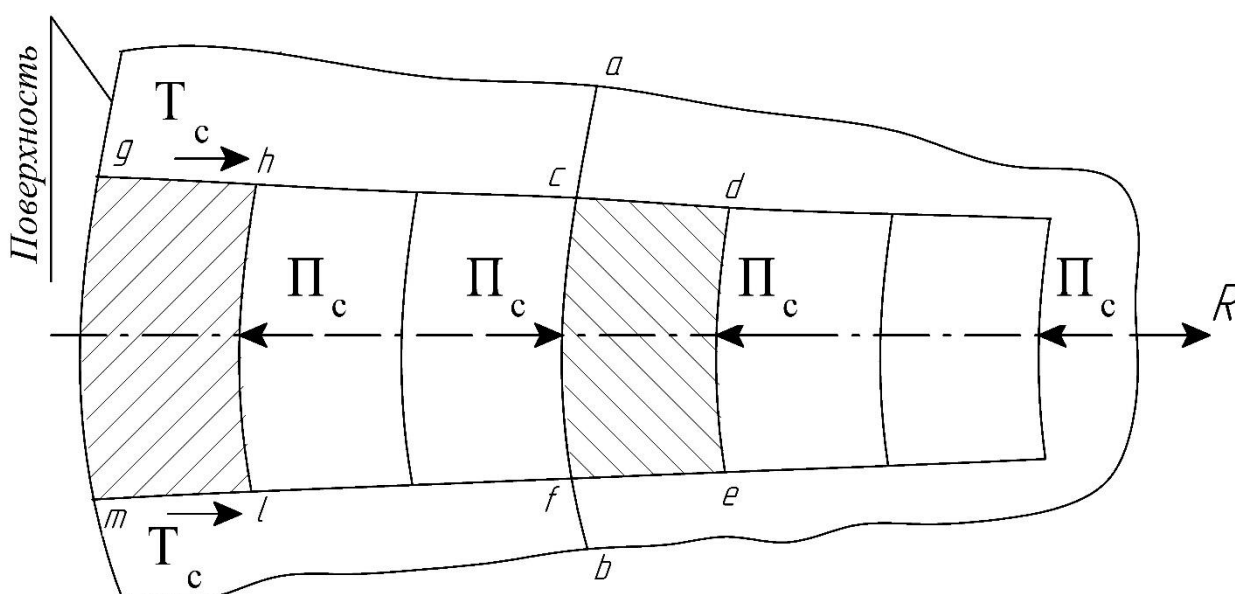


Рис. 1.18. Схематическое представление равновесия элементов твердого тела цилиндрического образца

Следует обратить внимание на то, что у элемента  $ghlm$  слева в горизонтальном направлении соседи отсутствуют. Радиальная сила  $\Pi_c$  слева от этого элемента в идеализированном состоянии стремится к нулю. Но поскольку тело, состоящее из бесконечно большого количества элементов



должно находиться в равновесии, то левая радиальная сила  $P_c$  уравновесится правой силой  $P_c$ . Это произойдет при уравновешенных расстояниях между элементами твердого тела. Чем глубже внутрь кристалла, тем легче происходит уравновешивание сил  $P_c$  и тем плотнее располагаются элементы 2 (cdef), 3, ...  $n$ . Аналогичную картину можно проследить не только по направлению  $R$ , но в любом другом направлении вглубь объекта на рис. 1.18, где  $ab$  – условная граница поверхностного слоя.

Авторы [111-112] показали на кристаллах кремния существование градиента плотности дислокации по поперечному размеру от поверхности вглубь образца. Кроме того, те же авторы установили возможность особенностей атомно-электронной структуры поверхности в сравнении с объемом кристалла.

Эти особенности могут заключаться в различии координационных чисел, параметров решетки, типа межатомных связей, температур Дебая, частоты и среднеквадратичной амплитуды колебаний атомов.

Р.И. Минц [113] констатирует, что существует различие энергетического состояния внешних и внутренних слоев. Автор считает перспективной разработку критерия оценки работоспособности металлической поверхности при пластической деформации. Он также различает понятие стабильность поверхности и несущая способность объема металла.

Авторы [114, 55], проанализировав результаты своих работ и ряда других исследователей, показали, что поверхностные слои металла подвергаются пластической деформации раньше, чем основная масса металла. Это явление обусловлено тем, что дислокации в поверхностных слоях двигаются более свободно при низких напряжениях, чем глубинные дислокации.

Кроме того, эти же авторы установили глубину (толщину) слоя с аномальными свойствами, которая, по их мнению, может находиться в пределах от одного до нескольких зерен.

Таким образом, анализируя описанное, можно заключить, что авторы определили, чаще всего теоретическим путем, толщину слоя релаксации

решетки как величину, близкую к пяти периодам. В частности, такую величину называет автор работы [115]. Все расчеты и эксперименты касались, в сущности, бездислокационных (бездефектных) кристаллов. Более поздние работы, проведенные на кристаллах с дефектами (дислокациями) [107], показали значительно большую толщину слоя с аномальными свойствами, равную  $40 \div 60$  микрометрам. Наблюдения, проведенные на поликристаллах [114, 55, 116], позволяют говорить о еще большей толщине поверхностного слоя, подвергающегося более ранней пластической деформации, чем глубинные слои металла. Эта величина оценивается поперечником одного или нескольких зерен. Очевидно, что здесь определяющую роль играют дефекты, залегающие непосредственно под поверхностью, за счет чего и увеличивается толщина поверхностного слоя, обладающего аномальными свойствами в сравнении с глубинными слоями твердых тел.

Дефекты (несовершенства) кристаллического строения подразделяют по геометрическим признакам на точечные (нульмерные), линейные (одномерные) и объемные (трехмерные).

Точечные дефекты малы во всех трех измерениях; их размеры по всем направлениям не больше нескольких атомных диаметров. К точечным дефектам относятся: а) свободные места в узлах кристаллической решетки (вакансии); б) атомы, сместившиеся из узлов кристаллической решетки в межузельные промежутки, - дислоцированные атомы (дефект Френкеля); в) атомы других элементов, находящиеся как в узлах, так и в междоузлиях кристаллической решетки – примесные атомы и их комплексы. Точечные дефекты образуются в процессе кристаллизации под воздействием тепловых, механических, электрических воздействий, а также при облучении нейтронами, электронами, рентгеновскими лучами [117].

Вакансии и дислоцированные атомы могут появляться вследствие тепловых движений атомов. В характерных для металлов решетках энергия образования дислоцированных атомов значительно больше энергии образования тепловых вакансий. Поэтому основными точечными дефектами в

металлах являются тепловые вакансии. Точечные дефекты не закреплены в определенных объемах металла, они непрерывно перемещаются в кристаллической решетке в результате диффузии и приводят к локальным изменениям межатомных расстояний и, следовательно, к искажениям кристаллической решетки. При этом увеличивается сопротивление решетки дальнейшему смещению атомов [118-119].

Линейные дефекты малы (имеют атомные размеры) в двух измерениях, а в третьем они значительно большего размера, который может быть соизмерим с длиной кристалла. К линейным дефектам относятся дислокации, дисклинации, цепочки вакансий и межузельных атомов. Поверхностные, в частном случае плоские, дефекты малы только в одном измерении. К ним относятся границы зерен, субзерен и двойников, дефекты упаковки, границы доменов в сверхструктуре [120].

В отличие от них объемные дефекты в атомном масштабе макроскопические – они имеют во всех трех измерениях относительно большие размеры, несоизмеримые с атомным диаметром. К объемным дефектам относятся поры, включения, трещины, царапины и т.п. когда говорят о несовершенствах металлических кристаллов, то чаще всего имеют в виду микроскопические дефекты [120].

Поверхностными несовершенствами являются границы зерен и блоков металла. Они малы только в одном измерении.

На границе между зернами атомы имеют менее правильное расположение, чем в объеме зерна. Зерна разориентированы, повернуты друг относительно друга на несколько градусов. По границам зерен скапливаются дислокации и вакансии. Зерно состоит из большого числа разориентированных на очень небольшие углы (десятые доли градусов) областей, называемых субзернами или блоками (рис. 1.19), границы которых представляют собой дислокации, разделяющие зерно на блоки.

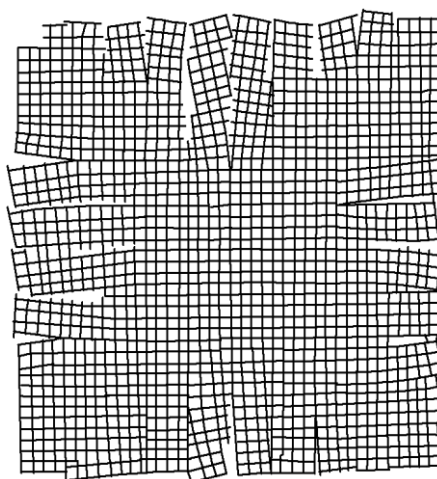


Рис. 1.19. Схема блочной структуры кристалла

В общем случае в плоскости скольжения линия дислокации представляет собой произвольной формы пространственную линию, т.е. является смешанной дислокацией, отдельные малые участки этой кривой имеют краевую или винтовую ориентацию, но большая ее часть не перпендикулярна и не параллельна вектору сдвига [120].

Статистика усталостных разрушений деталей позволяет составить представление о том, что разрушение обычно начинается с поверхности [121]. Имеются доказательства [115, 122] того, что обязательным условием зарождения усталостных повреждений является наличие свободной поверхности. Отсюда становится ясной роль самых разнообразных поверхностных факторов, воздействующих на зарождение и развитие усталостных трещин. К реальным факторам, определяющим возможность зарождения трещин на поверхности образцов или деталей машин, относятся: чистота поверхности, покрытие поверхности, обработка поверхности с целью наклепа и другие подобного рода обработки, наличие активной среды, наличие других сред, совместное механическое воздействие на поверхность с переменным нагружением, наличие окисных пленок, их прочность и сила когерентной связи с металлами, а также способность к быстрому росту. Здесь приведен далеко не полный перечень реальных факторов, действующих на поверхность образцов (деталей). Все перечисленные факторы так или иначе

определяют характер поверхностного рельефа деталей. Рельеф поверхности даже при самой тщательной обработке имеет экстрезии и интрузии, кроме того эти экстрезии и интрузии образуются в процессе циклического деформирования образцов (деталей). Интенсивность и скорость образования выступов и впадин определяются действием вышеописанных факторов. Вопрос о механизме образования усталостных трещин сводится к пониманию процессов, вызывающих изменение рельефа поверхности образцов (деталей). Считают, что изменение топографии поверхности является результатом движения дислокаций, активизирующихся на определенной глубине и дающих разрядку актов пластической деформации на поверхности [123].

Известно, что изменение структуры при циклическом нагружении заключается в образовании полос скольжения. Скольжение происходит по наиболее плотно упакованным плоскостям и направлениям. Специфической особенностью процесса скольжения в пластичных металлах при действии циклических напряжений является развитие грубых устойчивых полос скольжения. Ширина отдельной полосы в начальной и конечной стадиях процесса усталости, как правило, почти не изменяется, а плотность полос с увеличением уровня напряжений и увеличением числа циклов нагружения возрастает.

В зависимости от материала, пластическая деформация при протекании процесса усталости может осуществляться не только скольжением, но и двойникованием. Двойники, подобно полосам скольжения, служат очагами развития трещин.

Исследованием изменения микроструктуры в процессе усталости при симметричном цикле нагружения было установлено, что после некоторого числа циклов в наименее прочных и в наиболее напряженных зернах возникают сдвиги, вызванные пластической деформацией. Это наблюдается даже при напряжениях ниже предела усталости ( $\sigma_{-1}$ ). Повышение напряжения вызывает смещение момента образования сдвигов влево по шкале циклов (N). С увеличением числа циклов число новых полос скольжения возрастает,

сопровождаясь развитием ранее образовавшихся, что при напряжениях выше  $\sigma_{-1}$  сопровождается возникновением грубых устойчивых полос скольжения, в которых зарождаются субмикроскопические трещины. Последние, сливаясь при дальнейшем увеличении числа циклов, образуют микротрещины, которые обуславливают возникновение катастрофической микротрещины. Испытания при напряжениях ниже предела усталости приводят к возникновению полос скольжения, наблюдающихся лишь в отдельно взятых зернах, не передающихся в соседнее зерно; катастрофические трещины при этом не развиваются.

При высоких напряжениях и локализованных сдвигообразованиях, являющихся результатом скольжения, при симметричном усталостном нагружении, как побочные явления, могут происходить полигоинзация и рекристаллизация.

Грубые устойчивые полосы скольжения, образующиеся при циклическом нагружении, определяют образование усталостных трещин, имеющих вид узких впадин (интрузий) или выступов (экструзий). Такие полосы скольжения, после удаления с поверхности металла слоя значительной толщины (несколько десятков микрон), не исчезают.

Особая роль при зарождении и развитии усталостной трещины отводится растягивающим напряжениям. На это же указывает ряд исследователей [149, 67], суть высказываний которых заключается в следующем. С ростом растягивающих напряжений предел усталости уменьшается [124], сжимающие напряжения замедляют рост трещин, а растягивающие напряжения, напротив, ускоряют его. Относительно малые значения максимальных растягивающих напряжений снижают скорость распространения трещины и т.д. [55]. Это происходит потому, что кристаллическая решетка деформирована в зоне растягивающих напряжений в сторону увеличения межатомных расстояний, а в зоне сжимающих напряжений наблюдается обратная картина. Под действием нормальных растягивающих напряжений создаются условия для активизации

дислокационных и вакансионных механизмов зарождения усталостных трещин [115]. Происходит ослабление связи кристаллической решетки [125-126]. В силу того, что непрерывно накладывается однозначное растягивающее напряжение, межатомное расстояние увеличивается, а это влечет за собой уменьшение силы межатомной связи, приводящее к уменьшению энергетического барьера, который необходимо преодолеть атомам при разрушении связи. В зоне сжимающих напряжений происходит обратный процесс. Однако следует иметь в виду, что сжимающие напряжения часто облегчают фазовые превращения, двойникование, мартенситные превращения [127]. Кроме того, они могут иметь касательную составляющую, которая дает сдвиг, образующий выступ на границе зерна, являющийся одной из причин межзеренного разрушения [128].

При рассмотрении поликристаллических материалов возникает вопрос о роли границ зерен в зарождении усталостной трещины на свободной поверхности. Для проверки указанного положения проводился специальный эксперимент на образцах, изготовленных из монокристаллов алюминия и цинка [127], на основании которого можно было проследить зарождение и рост усталостных трещин у поверхности и в центре образцов и одновременно ответить на вопрос, в каком месте раньше зарождается трещина и в каком направлении она распространяется [115].

Как уже упоминалось, имеется достаточное количество экспериментальных данных [114, 126], свидетельствующих об усугубляющем влиянии растягивающих напряжений на поведение материалов при усталостном нагружении. Кроме того, выше было показано, что усталостные трещины обычно зарождаются на поверхности образца. Два последних положения взаимно подтверждают одно другое, поскольку экспериментальные данные, свидетельствующие о поверхностном эффекте при усталости материалов, как правило, относятся к таким видам нагружения, когда поверхностные слои подвергаются воздействию наибольших растягивающих напряжений [115]. Дислокации винтовой ориентации в связи

с близостью поверхности (края) образца имеют возможность выхода на нее и тем самым завершают субмикроскопические акты пластической деформации, т.е. совершают поперечное скольжение. Эти акты приводят к нарушению «сплошности» поверхности с образованием экструзий и интрузий [115, 129].

На возможность поперечного скольжения также указывает образование полос скольжения под углом  $\sim 45^\circ$  к поверхности трещины, которая возникла в результате усталости и раскрылась при статическом испытании до разрушения алюминиевого образца [115]. Это обстоятельство, вместе со сказанным выше, позволяет предполагать, что наличие свободной поверхности кристалла энергетически более выгодно в реализации разупрочняющих эффектов типа поперечного скольжения. Следует отметить, что на усталостную прочность монокристалла основное влияние оказывает ориентация монокристалла. Ориентация монокристалла алюминия [115] такова, что она благоприятствует развитию пластической деформации вдоль плоскости скольжения  $\{111\}$ . Это же обстоятельство облегчает поперечное скольжение. В действительности поверхность образца ориентирована в плоскости  $\{111\}$ , в то время как под углом к этой плоскости расположено семейство аналогичных плоскостей [115].

У монокристаллов цинка наблюдается противоположная картина, т.е. здесь нет полос скольжения. Известно, что у металлов с ГП-упаковкой скольжение обычно развивается по базисной плоскости (0001); по призматической плоскости скольжение происходит, когда отношение  $\frac{c}{a} < 1,633$ . У цинка это отношение равно 1,86 [130-131], что указывает на невозможность развития скольжения по призматическим плоскостям. Однако [131] призматическое скольжение в монокристаллах цинка наблюдалось, но этот эффект осуществлялся при высоких температурах (250-400°C). Известно, что среднеквадратичная амплитуда колебаний поверхностных атомов смещена в сторону окружающей среды, в то время как атомы центральных слоев образца колеблются около своих центров симметрично или почти симметрично. В силу изложенного ясно, что среднеквадратичная амплитуда колебаний



поверхностных слоев больше, чем таковая внутренних слоев [109]. Из этого положения следует то, что, во-первых, энергетическое состояние поверхностных атомов отличается от такового атомов центральных слоев, а, во-вторых, период решетки, который, как известно, связан с амплитудой колебаний, должен уменьшаться от поверхности к центру, т.е. в функции поперечного размера образца. Было показано, что амплитуда колебаний атомов пропорциональна коэффициенту термического расширения, который, в свою очередь, тем ниже, чем меньше период решетки. Вследствие того, что по сечению образца энергетическое состояние атомов не одинаково, неодинакова и их активность. Известно, что активность атомов изменяется по экспоненциальному закону при переходе от поверхности к центру образца, причем существует зона активности, расположенная у поверхности: там, где участок экспоненты опускается круто к оси абсцисс. Все это позволяет активизировать эффекты упрочнения и разупрочнения у поверхности, где и зарождаются усталостные трещины [132-133].

К доказательству зарождения повреждений на поверхности образцов был проведен специальный эксперимент на монокристаллах алюминия.

Ориентация монокристалла алюминия такова, что она благоприятствует развитию пластической деформации вдоль плоскостей скольжения  $\{111\}$ . Данное обстоятельство облегчает поперечное скольжение. В действительности поверхность образца ориентирована в плоскости  $(111)$ , в то время как под углом к этой плоскости расположено семейство аналогичных плоскостей. Дислокация с вектором Бюргера  $b = \frac{a}{2} \langle 110 \rangle$  расположена под углом в плоскости  $(111)$ , что соответствует участку II при выходе дислокации одним концом на поверхность (рис. 1.20). Дислокация на участке II приобретает преимущественно винтовую ориентацию. Экспериментально это доказывается на рис. 1.21 и 1.22. При выходе дислокационной линии к поверхности под углом происходит искажение, схематически изображенное на рис. 1.20,б.

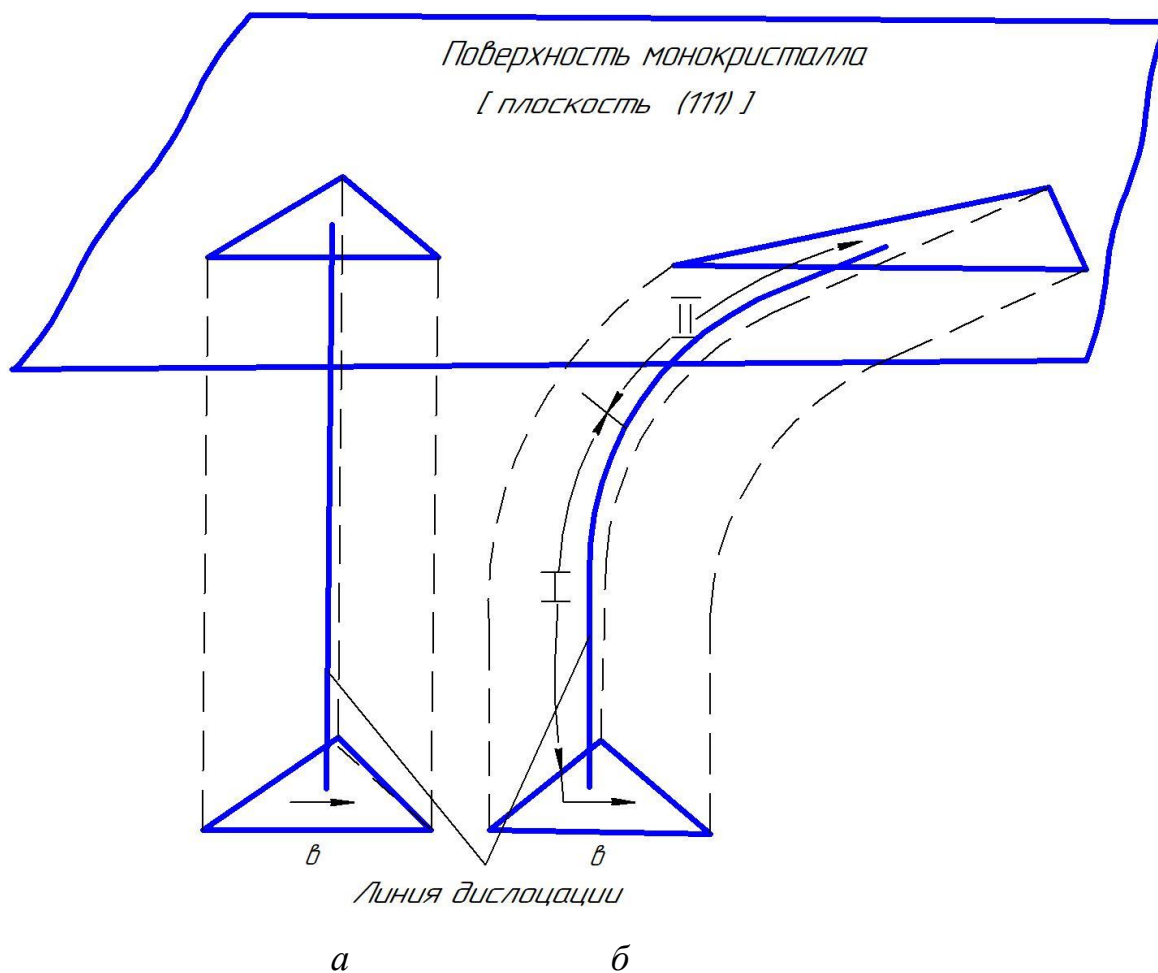


Рис. 1.20. Схематическое изображение выхода дислокаций на поверхность монокристалла: *а* – преимущественно краевой ориентации; *б* – смешанная ориентация с I – краевой составляющей и II – винтовой составляющей;  $b$  – вектор Бюргера

Это искажение приводит к тому, что мы наблюдаем неравносторонний треугольник (рис. 1.21). После циклической деформации этого монокристалла наблюдали полосы скольжения, которые показаны на микроструктуре, представленной на рис. 1.22.



Рис. 1.21. Ямка травления на поверхности монокристалла алюминия (схема на рис. 1.20,б) до его испытания, х 19000

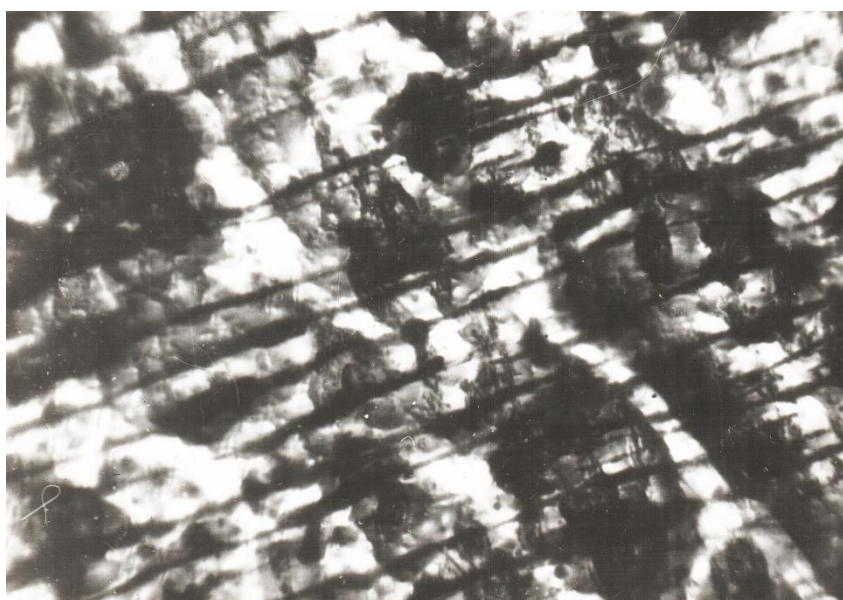


Рис. 1.22. Полосы скольжения на поверхности монокристалла алюминия, полученные после циклического нагружения при  $\sigma = 60$  МПа и  $N = 13 \cdot 10^6$  циклов, х 185. Монокристалл тот же, что и на рис. 1.21

Поскольку монокристалл ориентирован в плоскости (111), которая является наиболее плотноупакованной в кристаллической решетке, то ямки травления должны быть треугольными (рис. 1.23), так как в первую очередь протравливаются наиболее плотноупакованные плоскости (111). Наблюдение ямок в виде равносторонних треугольников говорит о том, что линия

дислокации выходит перпендикулярно поверхности и, очевидно, имеет преимущественно краевую ориентацию. Такая дислокация может скользить в плоскости  $(\bar{1}\bar{1}1)$ , не имея возможности перехода в поперечные плоскости скольжения, она должна прочерчивать линию скольжения в плоскости  $(111)$ . При выходе дислокации на поверхность концом II наблюдается асимметрия ямок травления и дислокации принимают преимущественно винтовую ориентацию.

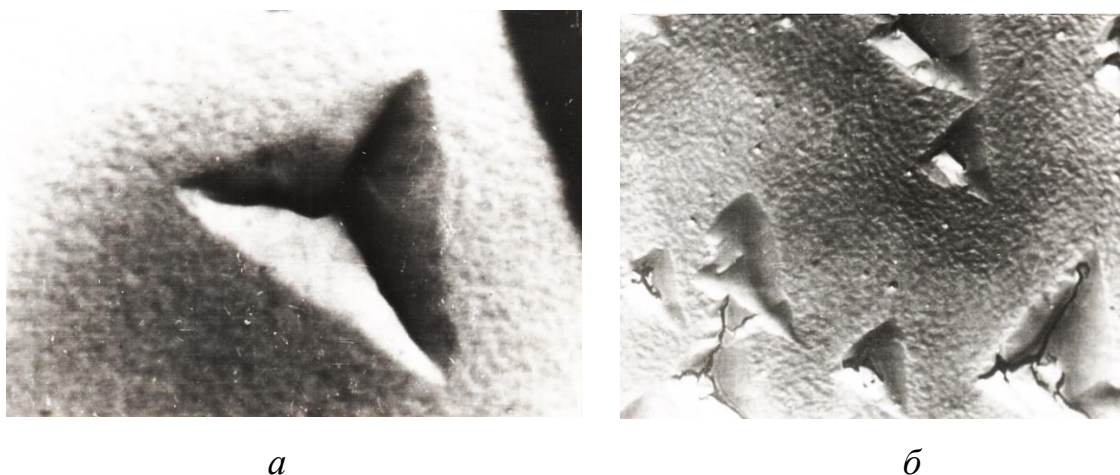


Рис. 1.23. Ямки травления на поверхности монокристалла алюминия (схема на рис. 1.20,*a*) до его испытания; *a* –  $\times 19000$ ; *б* –  $\times 5800$

Таким образом, если дислокация выходит одним концом перпендикулярно поверхности, то как было показано, она имеет преимущественно краевую ориентацию. Эта дислокация скользит консервативно в плоскости  $(\bar{1}\bar{1}1)$  и прочерчивает линию скольжения в плоскости  $(111)$ . Очевидно, что в этом случае поперечное скольжение затруднено и на поверхности монокристалла [плоскость  $(111)$ ] мы должны наблюдать преимущественно тонкое скольжение. Эксперименты показывают следующее. На рис. 1.23,*a* показана симметричная ямка травления, что свидетельствует о наличии в монокристалле дислокаций с преимущественно краевой ориентацией. На рис. 1.24 представлено изменение микроструктуры того же монокристалла, которое указывает на слабо развитое поперечное

скольжение; пластическая деформация при циклических нагрузках осуществляется в этом случае преимущественно тонким скольжением.

На рис. 1.21 показана асимметричная ямка травления, которая указывает на наличие в монокристалле дислокаций с преимущественно винтовой ориентацией. Точнее говоря, концы петель дислокаций, выходящих на поверхность монокристалла [плоскость (111)], приобретают винтовую ориентацию. Дислокации с такой ориентацией могут достаточно свободно переходить из плоскости скольжения ( $\bar{1}11$ ) в поперечную плоскость ( $1\bar{1}1$ ), что при циклически сменяющихся нагрузках приводит к развитию широких, извилистых и прерывистых полос скольжения, свидетельствующих о сильно развитом поперечном скольжении винтовых дислокаций (рис. 1.22).

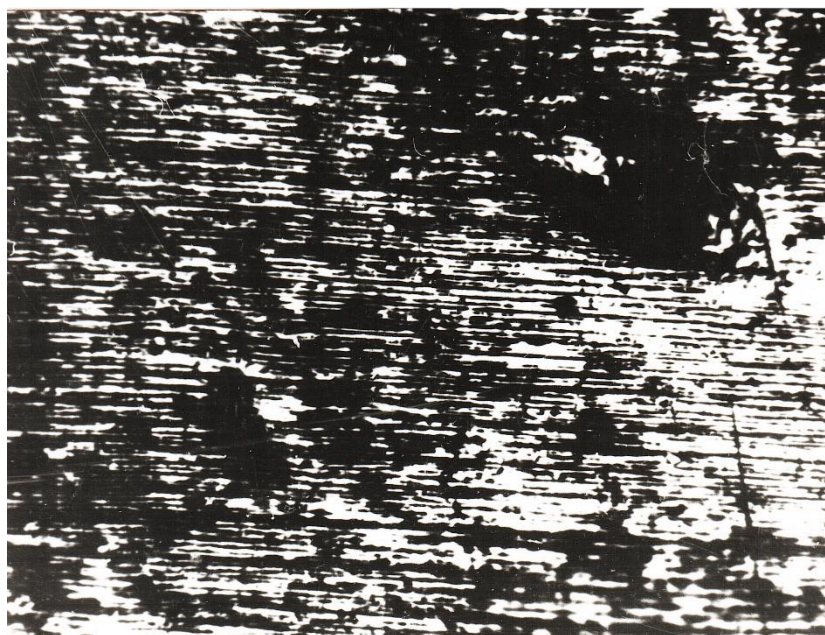


Рис. 1.24. Полосы скольжения на поверхности монокристалла алюминия после испытаний на циклическую нагрузку при  $\sigma = 60$  МПа и  $N = 1,73 \cdot 10^6$  циклов,  $\times 185$ . Монокристалл тот же, что и на рис. 1.23

Поверхность энергетически предрасположена к разрядке актов пластической деформации, а стало быть актов нарушения прочности материала. На поверхности нет помех деформации.



В случаях, если есть прочная окисная пленка, то она создает дополнительный энергетический порог «преодоления», чтобы акт пластической деформации прошёл. То же самое создает и поверхностное упрочнение материала. Акт пластической деформации пойдет всегда к свободной поверхности, а не в глубь материала где массив создаёт несравненно высокий энергетический порог сопротивления процессу деформации.

### **1.3. Параметры оценки сопротивления усталости металлов и сплавов**

Исследование процессов образования, накопления и развития повреждений является одной из особо актуальных проблем усталости металлов и сплавов, т.к. знание кинетики обозначенных процессов позволяет достоверно оценивать долговечности деталей и элементов конструкций в конкретных эксплуатационных условиях [134-135].

В работах Я. Хульта [136] отмечается, что в механике деформируемого твердого тела сложились два совершенно разных представления о том, что следует понимать под поврежденностью. Первое предложено А. Пальмгренем [137] и развито в последствии А. Майнером [138], а второе – Л.М Качановым [139] и Ю.Н. Работновым [140].

Согласно Пальмгрену-Майнеру, мерой  $D_n$  усталостного повреждения объекта служит отношение числа циклов нагружения (наработки)  $n$  к долговечности  $N$  (числу циклов до разрушения) при заданном уровне циклических напряжений  $\sigma$ :

$$D_n = n / N(\sigma) \quad (1.4)$$

Простота и ясность зависимости (1.4) сделали ее весьма распространенной. На основе её построен ряд гипотез накопления повреждений при усталости [139-142]:

$$\text{Качанов Л.М.: } v_1 = \frac{d\omega}{dt} = C_1 \left( \frac{\sigma}{1-\omega} \right)^m \quad (1.5)$$

$$\text{Работнов Ю.Н.: } v_2 = \frac{d\omega}{dt} = C_2 \left( \frac{\sigma}{1-\omega} \right)^m \omega^\beta \quad (1.6)$$

$$\text{Леметр Дж.: } v_3 = \frac{d\omega}{dt} = C_4 \left( \frac{\sigma}{1-\omega} \right)^m \frac{1}{1-\omega^q} \quad (1.7)$$

$$\text{Романов А.В., Голуб В.П.: } v_4 = \frac{d\omega}{dt} = C_5 \left( \frac{\sigma}{1-\omega} \right)^m \left( \frac{1}{1-\omega} \right)^{\Omega(\sigma)} \quad (1.8)$$

$$\text{Сосновский Л.А.: } v_I = \frac{d(1-\omega_{nT})}{dn} = -C_N \left( \frac{\Delta\sigma}{1-\omega_{nT}} \right)^{m_C} \quad (1.9)$$

$$\text{Сосновский Л.А.: } v_{II} = \frac{d(1-\omega_{nT})}{dn} = -C_K \left( \frac{\Delta K}{1-\omega_{nF}} \right)^{m_K} \quad (1.10)$$

Важное направление механики повреждений - это теория, основанная на механике сплошной среды и необратимой термодинамике [143]. Исходя из неё для одномерной структуры (рис. 1.25) переменная повреждения [141] может быть определена как [144]:

$$D = \frac{S_D}{S}, \quad (1.11)$$

где  $S$  – общая площадь поперечного сечения и  $S_D$  – общая площадь микротрещин и полостей.

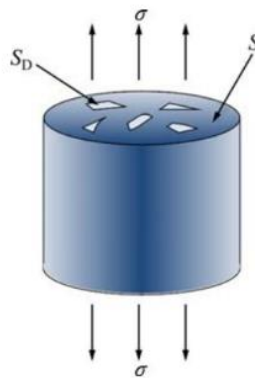


Рис. 1.25. Модель повреждений в одномерном изображении структуры

С учетом [141] получено истинное напряжение материала с помощью теории эквивалентности деформаций. После начала повреждения определяющее соотношение материала может быть определено в состоянии одномерного напряжения как:

$$\varepsilon = \frac{\tilde{\sigma}}{E_0} = \frac{\sigma}{E_0(1-D)}, \quad (1.12)$$

Определяющее соотношение трехмерных изотропных повреждений материала может быть записано как  $\tilde{\sigma}$ ,  $E_0$  и  $\varepsilon$  являются, соответственно, истинным напряжением поврежденного материала, начальным модулем упругости материала и упругой деформацией.

Определяющее соотношение трехмерных изотропных повреждений материала может быть записано как:

$$\sigma_{ij} = C_{ijkl}(1 - D) \varepsilon_{kl}, \quad (1.13)$$

где  $D = 0$  означает, что материал не поврежден, и  $D = 1$  означает, что материал полностью вышел из строя.

Для оценки влияния поверхностных эффектов на усталость материалов в работах Шетулова Д.И. были предложены следующие параметры: повреждаемость поверхности ( $\Phi$ ) и тангенс угла наклона левой ветви кривой усталости к оси циклов ( $\text{tg } \alpha_w$ ). Между  $\Phi$  и  $\text{tg } \alpha_w$  выявлена прямая связь с учетом влияния различных факторов [129, 145-150], о которых упоминалось выше. В частности, сильное влияние, как оказалось, неоднозначное, оказывает частота циклов нагружения [151-155].

В этих работах изложен метод, позволяющий кроме качественной оценки повреждаемости по характеру полос скольжения (по степени их развития, извилистости, плотности) производить количественную ее оценку. Для



количественной оценки повреждаемости представлена функция нескольких факторов:

$$\Phi = \frac{n_{з_2} n_{з_4} n_{п_2} F_M}{n_{з_1} n_{з_3} n_{п_1} F_{раб}}, \quad (1.14)$$

где  $n_{з_1}$  – количество зёрен на микроструктуре;  $n_{з_2}$  – количество повреждённых зёрен;  $n_{з_3}$  – разница между количеством зёрен неповреждённых и повреждённых по всей площади зерна;  $n_{з_4}$  – количество зёрен, повреждённых широкими полосами скольжения;  $n_{п_1}$  – общее число полос скольжения в повреждённых зёрнах;  $n_{п_2}$  – количество широких (не менее 6 мкм.) извилистых и прерывистых полос скольжения;  $F_M$  – фактическая площадь микроструктуры;  $F_{раб}$  – площадь рабочей поверхности образца.

Необходимо отметить, что зависимость (1.14), была получена для материалов, обладающих средней и сравнительно низкой прочностью. В таком виде она применима для материалов с ярко выраженной зеренной структурой. У высокопрочных же материалов, подвергнутых упрочняющему воздействию, зеренной структуры чаще всего не наблюдается. В этом случае повреждаемость поверхности определяется на гладких нетравленных шлифах, и выражение (1.14) сокращается до произведения двух отношений:

$$\Phi = \frac{n_{п_2} F_M}{n_{п_1} F_{раб}}, \quad (1.15)$$

где  $n_{п_1}$  и  $n_{п_2}$  – общее количество и количество развитых полос скольжения соответственно;  $F_M$  – реальная площадь микроструктуры;  $F_{раб}$  – площадь рабочей поверхности образца.

В случае исследования повреждаемости поверхности на нетравленных шлифах высокопрочных материалов можно использовать следующую формулу:

$$\Phi = \frac{n_{\Pi 2} F_{\text{пов}} F_{\text{М}}}{n_{\Pi 1} F_{\text{оп}} F_{\text{раб}}}, \quad (1.16)$$

где  $F_{\text{пов}}$  – площадь повреждения;  $F_{\text{оп}}$  – площадь, охваченная повреждением.

Иногда при испытании высокопрочных материалов полос скольжения в достаточном количестве наблюдать не приходится. Возникают одна-две широкие полосы, которые и служат местами зарождения трещин. Полосы возникают перед разрушением образца. Тогда повреждаемость можно подсчитать так:

$$\Phi = \frac{F_{\text{пов}} F_{\text{М}}}{F' F_{\text{раб}}}, \quad (1.17)$$

где  $F'$  – рабочая площадь поверхности образца в зоне повреждения.

Если активный слой повреждается по закономерностям высокопрочных материалов и при этом выявляется зеренная структура, то  $\Phi$  можно считать по формуле:

$$\Phi = \frac{n_{\text{з.п.}} F_{\text{пов}} F_{\text{М}}}{n_{\text{з.м.}} F'' F_{\text{раб}}}, \quad (1.18)$$

где  $n_{\text{з.п.}}$  и  $n_{\text{з.м.}}$  – число поврежденных зерен и зерен на микроструктуре;  $F''$  -площадь поврежденных зерен.

Кроме того, представляется необходимым учесть не только количество повреждений микроструктуры, но и степень их развития в смысле извилистости и прерывистости. В связи с этим предлагается формула для подсчета повреждаемости поверхности высокопрочных сталей:

$$\Phi = K_{\Phi} \frac{m_{\text{МТ}} F_{\text{М}}}{m_{\text{пов}} F_{\text{з.п.}}}, \quad (1.19)$$

где  $K_{\phi}$  – коэффициент, учитывающий «форму» повреждений; он определяется как отношение  $\frac{a_{MT}}{l_{MT}}$ :  $a_{MT}$ ,  $l_{MT}$  – ширина и длина наиболее развитой микротрещины соответственно;  $m_{MT}$  – количество микротрещин на микроструктуре;  $m_{пов}$  – общее количество повреждений на микроструктуре;  $F_M$  – фактическая площадь микроструктуры в очаге деформации;  $F_{з.п.}$  – площадь поверхности образца в зоне повреждения (в зоне максимального изгибающего момента).

Формула (1.19) применима для определения повреждаемости поверхности высокопрочных сплавов, особенно если шлифы травленные, а микроструктура мелкодисперсная. Коэффициент  $K_{\phi}$  представляется не только как в виде  $K_{\phi} = \frac{a_{MT}}{l_{MT}}$ , но и в виде [133]:

$$\lg K_{\phi} = 0,04 - 0,3774 \lg \Phi \quad (1.20)$$

где  $\Phi$  – повреждаемость поверхности металла.

#### **1.4. Концепции прогнозирования усталостных характеристик материалов по параметрам микроструктуры и накопления повреждений поверхности**

Прогнозирование усталостной долговечности имеет исключительную роль, которую необходимо учитывать на этапе проектирования механического оборудования [2, 20, 156-157]. Методы прогнозирования усталостной долговечности можно разделить на две основные концепции в соответствии с конкретно используемым подходом. Первая группа состоит из моделей, основанных на прогнозировании образования трещин с использованием комбинации правила эволюции повреждений и критериев, основанных на напряжении-деформации компонентов. Ключевым моментом этого подхода

является отсутствие зависимости от нагрузки и геометрии образца, поскольку усталостная долговечность определяется только критерием напряжения-деформации [8, 138, 158].

Подход второй группы основан на механике сплошных повреждений, в которой усталостная долговечность прогнозируется с вычислением параметра повреждения цикл за циклом [139-142, 146, 159].

Как правило, прогнозирование срока службы элементов, подверженных усталости, основано на подходе «безопасного срока службы» [89, 160] в сочетании с правилами линейного кумулятивного повреждения (Palmgren [137] и Miner [138]). Действительно, так называемое правило линейного повреждения Пальмгрена-Майнера широко применяется благодаря своей внутренней простоте, но оно также имеет некоторые серьезные недостатки, которые необходимо учитывать [161]. Более того, некоторые металлические материалы демонстрируют сильно нелинейную эволюцию усталостных повреждений, которая зависит от нагрузки и полностью игнорируется правилом линейного повреждения [162].

Преимущества механики сплошных повреждений заключаются в том, что наличие микроструктурных дефектов (пустот, разрывов и неоднородностей) влияет на ключевые величины, которые можно наблюдать и измерять на макроскопическом уровне (т.е. Коэффициент Пуассона и жесткость). С точки зрения прогнозирования срока службы такой подход особенно полезен для моделирования накопления повреждений в материале до образования обнаруживаемого дефекта (например, трещины) [163].

Бхаттачарья и Эллингвуд [163] предсказал срок службы зарождения трещины при усталостном нагружении, контролируемом деформацией, используя основанную на модели термодинамики, где уравнения роста повреждений были выражены в терминах свободной энергии Гельмгольца.

На основе характеристик усталостного повреждения были предложены и развиты некоторые нелинейные теории накопления повреждений, подходы

механики сплошных повреждений и методы повреждения, основанные на энергии [164-166].

Учитывая строгую связь между энергией гистерезиса и усталостным поведением материалов, впервые выраженную Инглисом [167] для прогнозирования усталостной долговечности были разработаны энергетические методы с использованием энергии деформации (пластической энергии, энергии упругости или их суммирования) в качестве ключевого параметра повреждения, учитывающего последовательность нагрузок и совокупный ущерб [168-169].

В последнее время, используя статистические методы, Макконен [170] предложил новый способ построения расчетных кривых, чтобы изучить возникновение трещин и получить оценку усталостной долговечности для любого материала.

Гидини и Далле Донн предложили очень интересный подход к прогнозированию усталостной долговечности, основанный на методах механики разрушения [171]. В этой работе они продемонстрировали, что, используя широко распространенные пакеты на основе аэрокосмической механики разрушения, можно получить хороший прогноз усталостной долговечности первозданных образцов с предварительно коррозированным основанием и образцов, сваренных трением с перемешиванием, даже при нагрузках переменной амплитуды и условиях остаточных напряжений [171].

По словам Макконена [170], общий усталостный ресурс компонента можно разделить на три фазы: (I) зарождение трещины, (II) стабильный рост трещины и (III) нестабильный рост трещины. Инициирование трещин составляет примерно 40-90% от общей усталостной долговечности, являясь фазой с наибольшей продолжительностью [170]. Возникновение трещин может останавливаться на барьерах (например, на границах зерен) в течение длительного времени; иногда трещины полностью останавливаются на этом уровне и никогда не достигают критического размера, ведущего к стабильному росту.

Степенной закон, сформулированный Пэрис и Эрдоганом [172] обычно используется для моделирования стабильного роста усталостной трещины:

$$\frac{da}{dN} = C \cdot \Delta K^m, \quad (1.21)$$

а усталостная долговечность  $N$  получается из следующего интегрирования:

$$N = \int_{a_i}^{a_f} \frac{da}{c \cdot (\Delta K)^{m'}}, \quad (1.22)$$

где  $\Delta K$  – диапазон коэффициентов интенсивности напряжений, а  $C$  и  $m$  – константы, связанные с материалом. Пределы интегрирования  $a_i$  и  $a_f$  соответствуют начальной и конечной длинам усталостных трещин.

Согласно механике упругопластического разрушения [173], теория распространения трещин может быть выражена:

$$\frac{da}{dN} = C' \cdot \Delta J^{m'}, \quad (1.23)$$

где  $\Delta J - J$  интегральный диапазон, соответствующий (1), в то время как  $C'$  и  $m'$  являются константами.

Анализ разрушения показал, что стадия зарождения трещин, составляет более 90% срока службы изделия. Более того, результаты показали, что фазой распространения можно пренебречь при выполнении большого количества циклов испытаний [174].

Танака и Мура [175] были пионерами в изучении возникновения усталостных трещин в пластичных материалах, используя концепцию пластического течения скольжения. Трещина начинает формироваться, когда поверхностная энергия и запасенная энергия (заданная скоплениями

дислокаций) становятся равными, превращая слои диполей дислокации в свободную поверхность [175-176].

Усталостная трещина образуется в результате столкновения полос скольжения, когда диполи дислокации достигают уровня энергии собственной деформации, соответствующего критическому значению. Для возникновения трещин вдоль полосы скольжения накопление диполей дислокации может быть описано следующим образом:

$$(\Delta\tau - 2k)N_1^{1/2} = \left[ \frac{8\mu W_s}{\pi d} \right]^{1/2} \quad (1.24)$$

где  $W_s$  – удельная энергия разрушения на единицу площади вдоль полосы скольжения,  $k$  – напряжение трения дислокации,  $\mu$  – модуль сдвига,  $\Delta\tau$  – диапазон напряжений сдвига и  $d$  – размер зерна [175].

Данг-Ван [177] также рассматривал локальный пластический поток как важный для возникновения трещины, и он попытался предложить новый подход для количественной оценки возникновения усталостной трещины [177].

Учитывая критерий минимального накопления энергии деформации в пределах полос скольжения, Венкатараман и др. [178] обобщил дипольную модель дислокации и разработал зависимость срока службы от инициирования напряжения, предсказывающую зависимость от размера зерна, что противоречило теории Танаки и Муры [175]:

$$(\Delta\tau - 2k)_i^\alpha = 0,37 \left( \frac{\mu d}{eh} \right) \left( \frac{\gamma_s}{\mu d} \right)^{1/2}, \quad (1.25)$$

где  $\gamma_s$  – член поверхностной энергии и  $e$  – коэффициент необратимости скольжения ( $0 < e < 1$ ). Это подчеркнуло необходимость учета ключевых параметров, таких как размеры трещин и микроструктуры, для получения

более точных моделей возникновения усталостных трещин на основе микроструктуры [179].

Другие модели роста усталостных трещин на основе микроструктуры были разработаны и проверены Чаном и коллегами [179].

Что касается усталости металла, то после исследования поведения очень коротких трещин Миллер и его коллеги предложили модель немедленного возникновения трещин [180]. Исходя из механики упругопластического разрушения различают две ранние фазы трещины. На рис. 1.24 показана модифицированная диаграмма Китагавы-Такахаша, выделяющая границы фаз трещин [180].

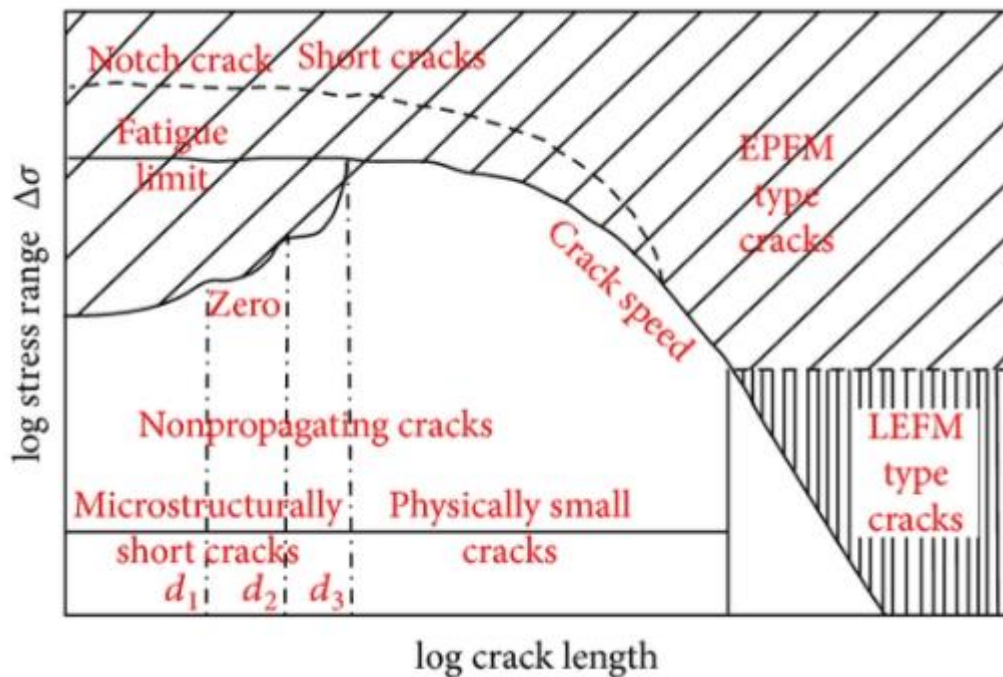


Рис. 1.26. Модифицированная диаграмма Китагавы-Такахаша [180]

Размер трещины был определен рядом авторов в качестве решающего фактора, поскольку короткие усталостные трещины (имеющие небольшую длину по сравнению с масштабом локальной пластичности или ключевым микроструктурным размером или просто меньше 1-2 мм) в металлах растут быстрее и имеют меньшее номинальное напряжение по сравнению с большими трещинами [89].



## 1.5. Выводы по первой главе.

1. Проанализирована проблема усталости деталей машин и элементов конструкций с начала ее обнаружения и сознательного изучения разрушения материалов и изделий из них под действием циклических нагрузок, которые значительно меньше прочностных характеристик, получаемых при статических нагружениях. Усталостное разрушение связывают с постепенным накоплением повреждений сопровождаемыми образованием микротрещин, одна из которых становится магистральной. Магистральная трещина начинает расти по телу детали, в ходе дальнейшего приложения циклических нагрузок, что приводит к уменьшению рабочего сечения элементов конструкции, сопровождающиеся исчерпанием пластичности материала и хрупкому долому.

2. В отличие от статических испытаний циклические испытания проводят по различным схемам и амплитудно-частотным режимам нагружения. Частотно-скоростные параметры цикла испытаний на усталость имеют неоднозначное толкование (изложение) в литературных источниках как зарубежных, так и отечественных. При этом внутренние слои исследуемого материала деформируются упруго, а поверхность – пластически и такое деформирование происходит взаимосогласованно.

3. Усталостные повреждения начинают появляться на самых ранних стадиях циклического нагружения, в виде локализации пластической деформации, которая существенным образом зависит от структурного состояния материала и его изменения в процессе циклического нагружения. Такие измерения происходят согласованно на разномасштабных структурных уровнях: на атомном (микро уровне) процесс деформации определяется дефектами кристаллического строения, такими как вакансии, дислокации и их различные конфигурации, перегруппировки которых приводят к появлению экструзий и энтузий, на мезоуровне выявляются в виде полос скольжения. Развитие полос скольжения, сопровождаемое дроблением и

поворотами зерен в структуре материала, приводит к зарождению трещин и их росту – макроуровень.

4. Особую роль в процессе усталостного разрушения занимает поверхностный слой материала образцов и деталей под действием циклических нагрузок. Неуравновешенное положение атомов на поверхности со стороны окружающей среды приводит к появлению слоя с аномальными свойствами. Размер такого слоя находится в диапазоне от 5-ти периодов атомно-кристаллической решетки до нескольких зерен. Поэтому разрушение при усталости металлов и сплавов начинается обычно в поверхностном слое деталей и элементов машин и конструкций. Активация и активизация повреждаемости материала поверхностного слоя являются сложным и недостаточно изученным процессом. Данный процесс определяет упрочнение или разупрочнение материала что в конечном итоге определит прочность и долговечность изделия, изготовленного из этого материала.

5. Анализ параметров сопротивления усталости металлов и сплавов, показал, что в механике деформируемого твердого тела установилось два существенно различных мнения о том, что следует понимать под усталостной повреждаемостью. Ни одно из них не позволяет дать однозначную оценку при всех возможных конфигурациях большого количества влияющих при усталостном разрушении факторов, но при определенных ограниченных условиях циклического нагружения сочетаниях дают удовлетворительные результаты в конкретных частных случаях, что подталкивает к поиску универсальных параметров и до сих пор актуально в изучении явления усталости ученых всего мира.

6. Анализ современных методов прогнозирования циклической прочности и долговечности работ зарубежных и отечественных авторов показал, что в настоящее время нет единого инвариантного подхода, позволяющего с высокой долей вероятности учесть все возможные случаи влияния того большого количества факторов, которые сказываются на усталости металлов и сплавов. Факторы в подавляющем большинстве случаев

оказывают существенную роль на прогнозируемые усталостные параметры, кроме того, при взаимном влиянии они могут, как усиливать влияние одного фактора на другой и усиливать совместное воздействие, так и нивелировать, и аннигилировать действие их друг на друга, либо иметь нейтральное взаимодействие. Показано, что ученые всего мира продолжают поиск наиболее эффективных методов решения этой важнейшей проблемы, при этом установлено что в отдельных случаях, с наложением некоторых ограничений расчета, достигнуты значительные успехи в прогнозировании усталостной прочности и долговечности. Актуальность таких исследований не только не снизилась со времен открытия явления усталости, а наоборот существенно возросла, особенно в XXI веке, в связи с существенным ростом частот и скоростей современных машин и агрегатов на новом витке технологического прогресса.

## ГЛАВА 2. МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

### 2.1. Материалы исследования

Учитывая, что влияние различных вариаций частотно-амплитудных режимов и технологических схем нагружения при мало- и многоцикловых испытаниях на показатели сопротивления усталости материалов и закономерности трансформации структуры, с учетом физической природы структурно-фазовых составляющих, является сложным, для реализации поставленной научной задачи было принято решение исследовать влияние различных физико-механических факторов на чистые металлы с разным типом кристаллической решетки: медь, никель, титан ВТ-1-00, кадмий, железо, цинк и использовать литературные данные по лантану, иттрию, висмуту, галлию [150, 155], для выявления зависимости показателей сопротивления усталости от указанных факторов. Выбор чистых металлов обусловлен тем, что на модельных материалах при конкретном типе кристаллической решетки проще изучать и можно наблюдать широкий спектр механизмов усталостных повреждений и разрушений, реализующихся также в конструкционных сплавах, имеющих сложное кристаллическое строение, изучение которых сопряжено со значительными трудностями при выполнении эксперимента. Характеристики металлов представлены таблице 2.1.

Таблица 2.1

Физико-механические характеристики исследуемых материалов

П/ П	Материал	Тип решетки	Энергия дефекта упаковк и, мДж/ м <sup>2</sup>	Темпера тура плавления		Степень чистоты, масс, %	Вид термообработки
				<sup>0</sup> С	<sup>0</sup> К		
	2	3	4	5	6	7	8

Продолжение таблицы 2.1.

	Галлий	Ромби- ческая	150-280	29,8	302,8	99,980	Отжиг в вакууме
	Иттрий	ГП	80	1509	1782	97,388	Отжиг в вакууме
	Лантан	ГП	100	920	1193	98,6	Отжиг в вакууме
	Кадмий (х.ч.)	ГП	250	326	599	99,999	Отжиг в вакууме
	Кадмий (техн.)					99,95	Отжиг в вакууме
	Висмут	Ромби- ческая ГЦ	150-200	269	542	99,9996	Отжиг в вакууме
	Медь	ГЦК	60-90	1083	1356	99,98	Отжиг в вакууме
	Медь	-	-	-	-	-	Неотожженная
	Алюми- ний	ГЦК	200-250	660	933	Нет данных	Отжиг в вакууме, состояние поставки
0	Железо	ОЦК	180-200	1538	1811	99,701	Отжиг в вакууме, состояние поставки
1	Никель	ГЦК	150	1452	1725	99,9999	Отжиг в вакууме, состояние поставки
2	Цинк	ГП	270	419	692	99,997	Отжиг в вакууме, состояние поставки
3	Титан техн. BT1-00	ГП	200	1665	1938	-	Отжиг в вакууме, состояние поставки

Так же были выбраны конструкционные материалы, применяемые для изготовления деталей различных конструкций и машин, в разном структурном состоянии, полученном за счет термообработки. В частности, исследовали стали и сплавы следующих марок: 40, 40X, 45, 12X18H12T, 30XГСН2А, Х15Н5Д2Т, 6ХС, 03Н18КМ5Т, BT3-1, OT4, OT4-1 и дисперсно-упрочненные алюмоматричные композиционные материалы (ДУАКМ) полученные «методом внутреннего окисления». Химический состав этих сплавов приведен в таблицах 2.2-2.3.

Таблица 2.2

## Химический состав сталей %

Марка стали	C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	Cu	Ti	As	Mo	W	V
40	0.37 - 0.45	0.17 - 0.37	0.50 - 0.80	до 0.25	до 0.04	до 0.035	до 0.25	до 0.25	-	до 0.08	-	-	-
40X	0.36 - 0.44	0.17 - 0.37	0.50 - 0.80	до 0.3	до 0.035	до 0.035	0.80 - 1.1	до 0.3	-	до 0.08	-	-	-
45	0.42 - 0.50	0.17 - 0.37	0.50 - 0.80	до 0.25	до 0.04	до 0.035	до 0.25	до 0.25	-	до 0.08	-	-	-
12X18H12T	до 0.12	до 0.8	до 2	11- 12	до 0.02	до 0.035	17- 19	до 0.3	до 0.5	-	-	-	-
30XГСН2А	0.27 - 0.34	0.9 - 1.2	1 - 1.3	1.4 - 1.8	до 0.025	до 0.025	0.9 - 1.2	до 0.3	-	-	-	-	-
X15H5Д2Т	до 0.08	до 0.7	до 1	4.7 - 5.5	до 0.025	до 0.030	14 - 15	1.75 - 2.5	0.15 - 0.3	-	-	-	-
6ХС	0.6 - 0.7	0.6 - 1	0.15 - 0.4	до 0.35	до 0.030	до 0.030	1 - 1.3	до 0.3	до 0.03	-	до 0.03	до 0.03	до 0.15
03Н18К9М5Т -ЭЛ	до 0.03	до 0.1	до 0.1	17.7 - 19.0	до 0.010	до 0.010	-	-	0.5 - 0.8	Al: до 0.15	4.6 - 5.5	Co: 8.5 - 9.5	В: до 0.003

Таблица 2.3

## Химический состав титановых сплавов %

Марка сплава	C	Si	Fe	Mn	N	O	H	Cr	Ti	Al	Mo	Zr	Примечание
BT3-1	до 0.1	0.15 - 0.4	0.2 - 0.7	-	до 0.05	до 0.15	до 0.015	0.8 - 2	85.95 - 91.05	5.5 - 7	2 - 3	до 0.5	прочих 0.3
OT4	до 0.1	до 0.12	до 0.3	0.8 - 2	до 0.05	до 0.15	до 0.012	-	91.83 - 95.4	3.3 - 5	-	до 0.3	прочих 0.3
OT4-1	до 0.1	до 0.12	до 0.3	0.7 - 2	до 0.05	до 0.15	до 0.012	-	94.33 - 97.5	1.5 - 2.5	-	до 0.3	прочих 0.3

Виды и режимы термической обработки сталей и титановых сплавов приведены с результатами испытаний в следующих главах.

## 2.2. Конструкции и принцип работы установок для испытаний на усталость. Методики проведения экспериментов

Испытания образцов на усталость проводили при комнатной температуре 20°C по режимам нагружения представленных на рисунке 2.1.

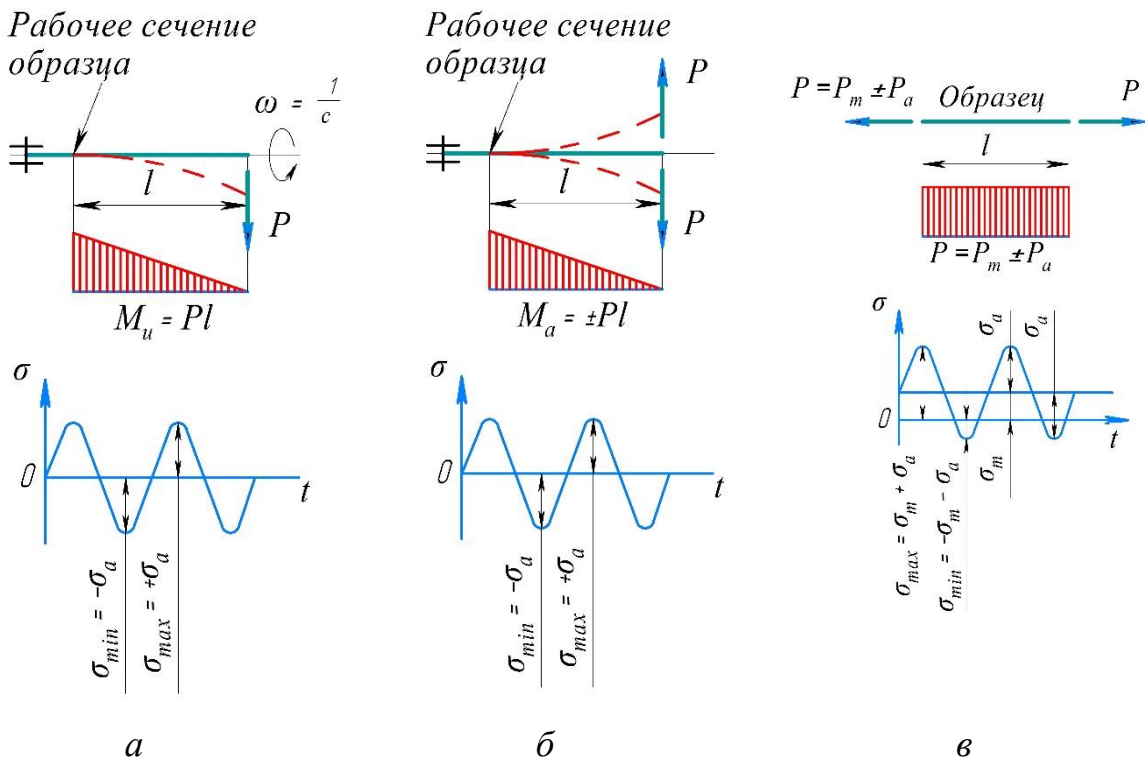


Рис. 2.1. Схематическое изображение видов нагружения образцов при усталостных испытаниях: а – консольный изгиб вращающегося цилиндрического образца (КИВЦО); б – консольный циклический поперечный изгиб плоского образца (КЦПИПО); в – осевое растяжение по пульсирующему циклу (ОРПЦ)

Для испытания цилиндрических образцов на многоцикловую усталость по схеме КИВЦО была сконструирована и изготовлена установка, в которой осуществлена схема изгиба вращающегося образца [181]. Эта установка применялась для испытания сталей и сплавов, и более прочных чистых металлов. Примененная в установке система задания нагрузки и система закрепления образцов позволяет с достаточной степенью точности получать

характеристики различных материалов. Принципиальная схема установки изображена на рис. 2.2.

Образец *1* зажимается в цанговый захват *2* промежуточной опоры, которая соединена с электродвигателем *3* через резиновую муфту *4*. Свободный конец образца вставляется в подшипник *5*, который расположен в опоре нагружающего устройства *6*. Нагрузка образца осуществляется с помощью грузов *7*. При помощи тросика *8* создается постоянный изгибающий момент на конце образца *1*. На валу электродвигателя укреплен кулачок, связанный с электромагнитным счетчиком числа оборотов двигателя. Имеющийся в установке конечный выключатель (стоп-механизм) и счетчик количества оборотов электродвигателя позволяют фиксировать текущее количество циклов до разрушения образца.

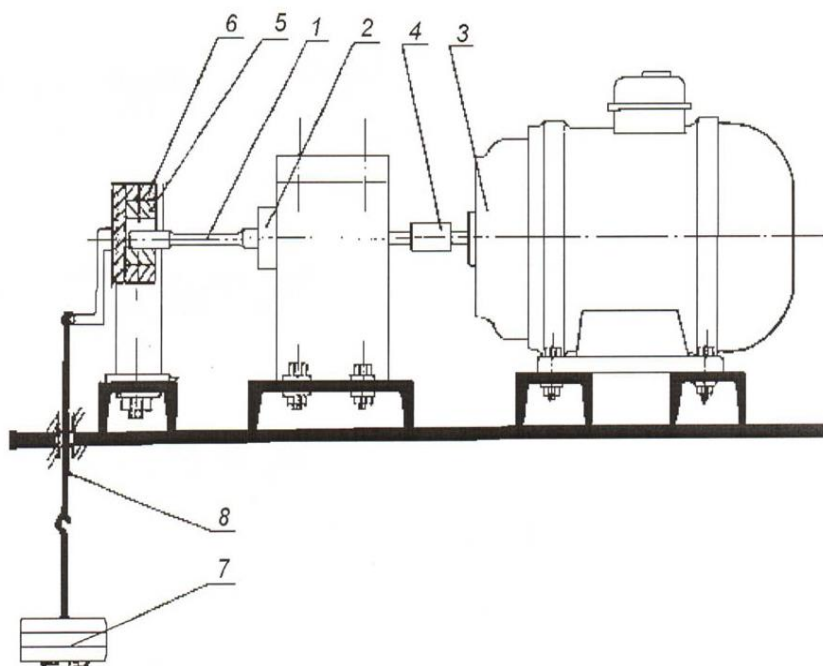


Рис. 2.2. Установка для испытаний на усталость по схеме консольный изгиб вращающегося цилиндрического образца: *1* - образец; *2* – цанговый захват; *3* – электродвигатель; *4* – резиновая муфта; *5* – подшипник; *6* – опора нагружающего устройства; *7* – грузы; *8* – тросик



### 2.2.1. Методика проведения экспериментов на установке для испытаний на усталость по схеме консольный изгиб вращающегося цилиндрического образца

Перед проведением испытаний образец маркируется. В месте предполагаемого излома снимаются размеры поперечного сечения. Эти данные заносятся в протокол испытания образца. После замера, образец устанавливается в зажимную цангу и закрепляется в ней при помощи гаечного ключа. Второй конец образца устанавливается во втулку подшипника нагрузочного устройства. Масса грузов при испытании первого образца при построении кривой усталости подбирается из расчета наибольшего напряжения, равного  $0.7\sigma_B$  для данного материала. Расчет производится по известной формуле  $\sigma = \frac{M_x}{W_x}$ , где  $M_x = P \cdot l$ ,  $P$  – вес грузов с учетом веса поддона и части тросика,  $l$  – расчетное расстояние от места приложения нагрузки до предполагаемого места излома,  $W_x$  – осевой момент сопротивления, равный  $\frac{\pi d^3}{32}$ . Величина  $\sigma$  задается и определяется значением  $P$ . Величина  $\sigma$  задается и определяется значением  $P$ . После определения массы грузов включается электродвигатель испытательной установкой гири плавно кладутся на поддон. Засекается момент начала испытания образца.

После излома образца электродвигатель автоматически отключается и фиксируется количество циклов. Затем уточняется величина напряжения излома образца. Производится замер расстояния от плоскости приложения нагрузки (половина ширины внутренней обоймы подшипника) до места излома образца. Эти данные заносятся в протокол испытания образца. Затем уточняется величина напряжения излома образца. Производится обмер расстояния от точки приложения нагрузки (1/2 от ширины внутренней обоймы подшипника) до места излома образца и в протокол испытаний заносится размер  $l$ .

Следующий образец испытывается при напряжении меньшем, чем предыдущее, на 100 МПа и т.д. У места предполагаемого перегиба кривой усталости изменение напряжения уменьшается до 50...30 МПа для более точного определения места излома кривой усталости, построенной в логарифмических координатах.

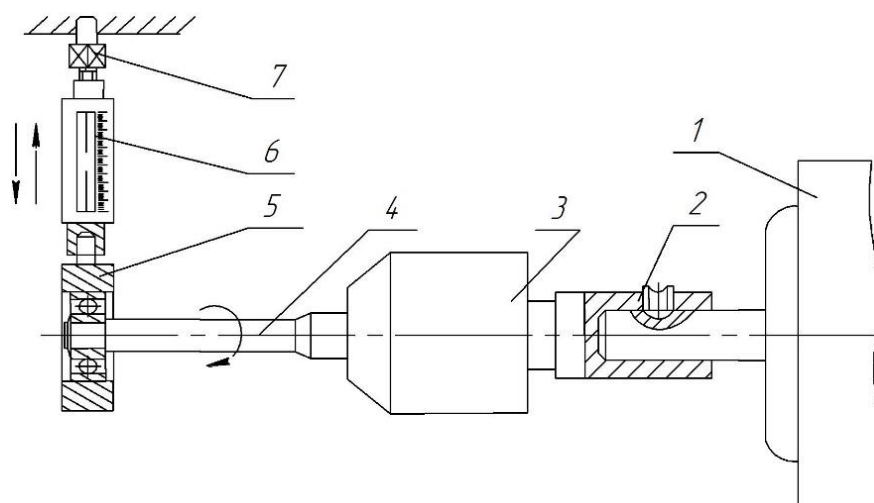
Для исследования чистых легкоплавких металлов применялась установка, представленная на рис. 2.3 (а). Эта установка позволила построить кривую усталости металлов, у которых комнатная температура близка к температуре плавления.

Методика исследования заключается в том, что цилиндрический образец 4, один конец которого зажат в патрон 3, приводится во вращение электродвигателем 1. На свободный конец образца действует пружина 6 нагружающего устройства. За каждую половину оборота напряжения в заданной точке образца меняются по знаку на противоположный, создавая симметричное циклическое нагружение.

Вариант установки для испытаний особо легкоплавких металлов показан на рис. 2.3 (б). Переходная втулка 2 насаживается на вал электродвигателя 1. Переходная втулка крепится на валу двигателя с помощью упорных винтов. Головка образца 3 зажимается прочно во втулке, а на свободный конец образца надевается подшипник, запрессованный в обойму 4. В обойме предусмотрено отверстие для присоединения нагружающего динамометра 5. Плавное нагружение образца через пружину динамометра осуществляется с помощью накидной гайки 6. Вращение накидной гайки по часовой стрелке растягивает пружину динамометра, увеличивая нагрузку на конец образца до заданной величины.

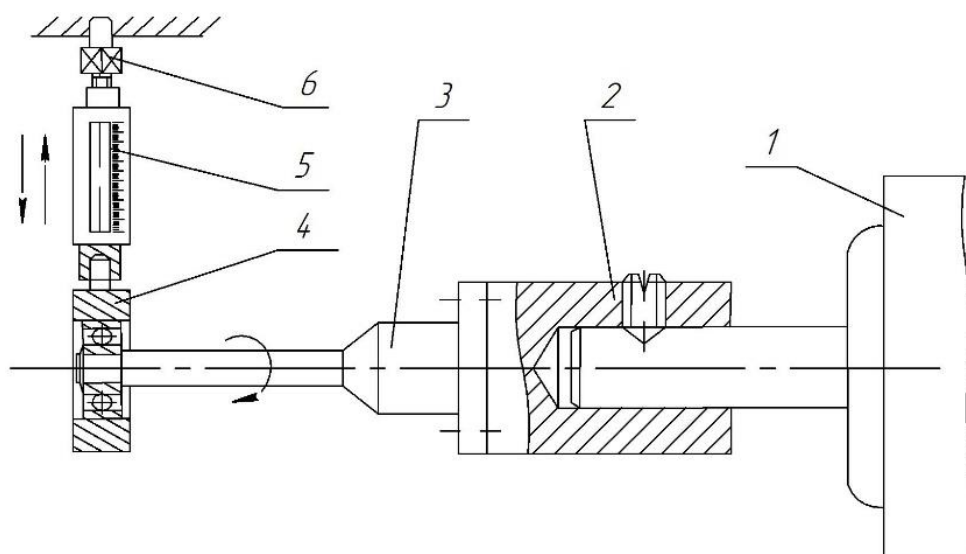
Как видно из схем установок (рис. 2.3), величина нагрузки, пропорциональная растяжению пружины динамометра, определяется сопротивлением деформации (изгибу) образца. Поэтому при увеличении или уменьшении (в процессе циклического нагружения) сопротивления деформации материала происходит соответственно увеличение или

уменьшение нагрузки. В результате величина номинального напряжения стремится оставаться постоянной в процессе испытания, что и характерно для так называемой «мягкой» схемы нагружения.



*a*

1 – электродвигатель; 2 – переходная втулка; 3 – цанговый патрон; 4 – образец; 5 – обойма с подшипником; 6 – пружинный динамометр; 7 – резьбовая стяжка



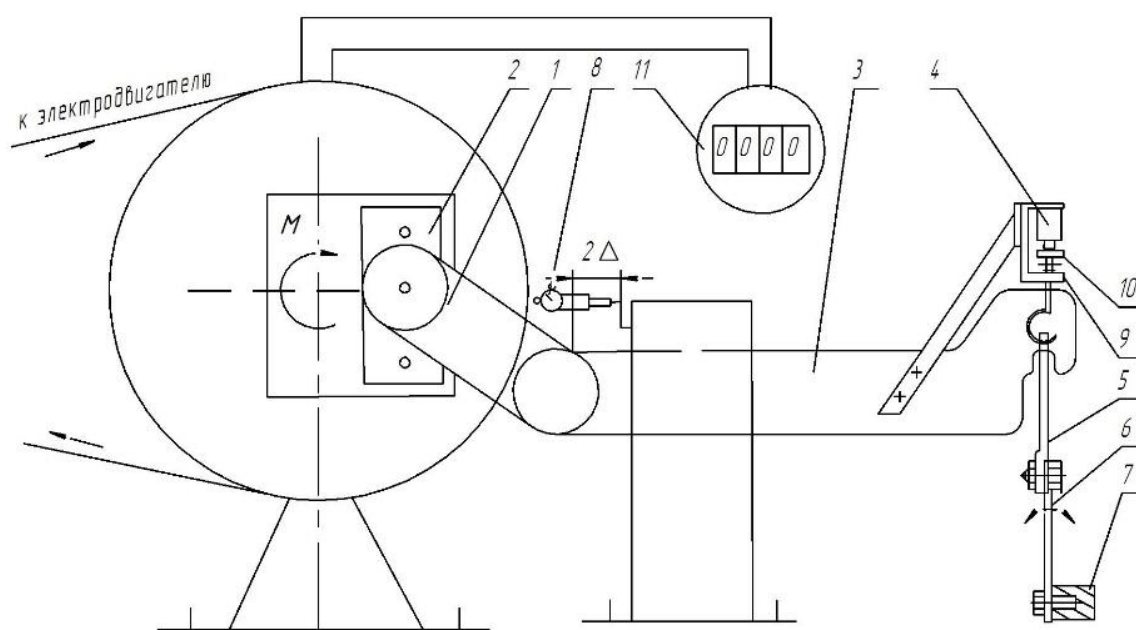
*б*

1 – электродвигатель; 2 – переходная втулка; 3 – образец; 4 – обойма с подшипником; 5 – пружинный динамометр; 6 – резьбовая стяжка

Рис. 2.3. Схема установок для испытания цилиндрических образцов: *a* – для чистых легкоплавких металлов; *б* – для особо легкоплавких металлов

### 2.2.2. Методика проведения экспериментов на установке для испытаний на усталость по схеме консольный циклический поперечный изгиб плоского образца

Для испытания плоских образцов на усталость применялась установка (рис. 2.4), в которой осуществляется схема консольного циклического поперечного изгиба плоского образца. Нагружающая система машины при помощи шатуна 1 и эксцентрика 2 создает перемещение ползуна 3, на котором жестко закреплен конечный выключатель 4. Конечный выключатель посредством вибратора 5 связан с образцом 6, который жестко закреплен одним концом в опоре 7. Регулируя положение эксцентрика, можно изменять величину нагрузки и ход ползуна, от которого зависит амплитуда колебаний.



1 – шатун; 2 – эксцентрик; 3 – ползун; 4 – выключатель; 5 – вибратор; 6 – образец; 7 – опора; 8 – индикатор часового типа; 9 – пружина; 10 – электродвигатель; 11 – счетчик

Рис. 2.4. Экспериментальная установка для испытаний на усталость по схеме консольного изгиба плоского образца

Это осуществляется с помощью индикатора часового типа 8. При изломе образца срабатывает конечный выключатель (с помощью пружины 9 и кнопки 10), электродвигатель отключается. Конечное число фиксирует механический счетчик 11.

Образец перед проведением испытания, как и в предыдущих случаях, маркируется и снимаются размеры поперечного сечения ( $b \times h$ ) в месте предполагаемого излома. После замера образец устанавливается в опору и закрепляется жестко в ней. Второй конец образца жестко крепится к вибратору нагрузочного устройства. При испытании первого образца берется максимальная амплитуда колебаний  $\Delta$  и пересчитывается в напряжение, а затем для каждого образца они уменьшаются на те же величины, что и при испытании круглых образцов.

С помощью механического счетчика фиксируется количество циклов до разрушения образца.

### **2.2.3. Методика проведения экспериментов на электромагнитной установке для испытаний на усталость по «мягкой» схеме консольного циклического поперечного изгиба плоского образца**

На рисунке 2.5 (а) показана схема установки для исследования стабильности частоты собственных колебаний образцов при испытаниях на многоцикловую усталость, где осуществлен автоколебательный способ возбуждения колебаний на собственной частоте образца [182].

Установка содержит три основные части, расположенные отдельно: станину, предназначенную для крепления испытываемого образца и электромагнитного возбудителя; блок питания и автоматики, предназначенный для питания катушки электромагнитного возбудителя током необходимой величины и частоты; средств измерения параметров колебательного процесса и наблюдения за формой колебаний.

Станина представляет собой массивный Г-образный металлический блок

1, который устанавливается на столе через виброизоляторы. Испытываемый образец 2 жестко крепится в станине одним концом. К другому концу образца крепится ферромагнитный якорь 3 электромагнитного возбуждателя. Статор возбуждателя 4 жестко крепится в станине через виброизоляционные прокладки. Станина воспринимает колебания образца и передает их пьезоэлектрическому датчику виброускорения 6. Сигнал с датчика поступает в блок питания и автоматики, который в свою очередь питает катушку 5 электромагнитного возбуждателя.

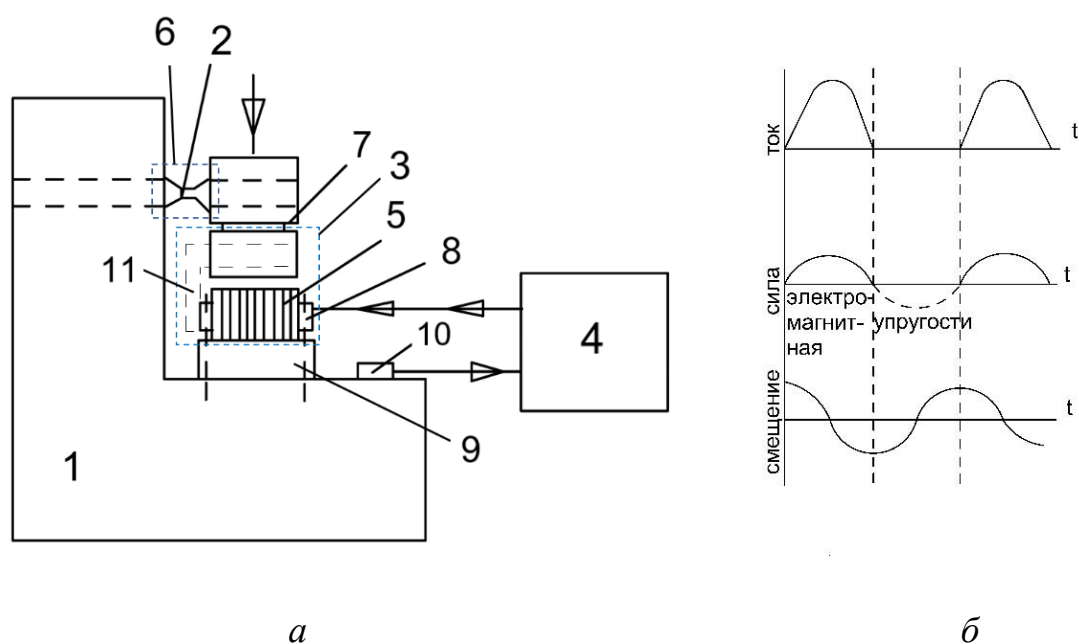


Рис. 2.5. Схемы: *а* – установки для испытаний на частотную стабильность: 1 – станина; 2 – образец; 3 – электромагнитный возбуждатель; 4 – блок питания и автоматики; 5 – катушка электромагнитного возбуждателя; 6 – средство измерения параметров колебательного процесса; 7 – ферромагнитный якорь электромагнитного возбуждателя; 8 – статор электромагнитного возбуждателя; 9 – виброизоляторы; 10 – датчик виброускорения; 11 – П-образный ленточный сердечник; *б* – нагрузки при консольном циклическом поперечном изгибе плоского образца;

Электромагнитный возбудитель выполнен на П-образном витом ленточном сердечнике типа ПЛ-12, 5x25-60. Одна половина этого сердечника жестко закрепляется в станине, служит статором и на ней располагается катушка. Другая половина сердечника обрезана под ярмо, крепится к образцу и служит якорем. Катушка возбудителя намотана проводом ПЭВ диаметром 1,2 мм, разбита на две половины по 90 витков, расположенных на разных стержнях П-образного сердечника. Катушки соединены последовательно и согласно.

Пьезоэлектрический датчик виброускорения типа ПАМТ – 16К приклеен к станине на некотором расстоянии от статора возбудителя.

Катушка электромагнитного возбудителя питается пульсирующим током от тиристорного инвертора. При протекании тока возникает электромагнитная сила, под действием которой якорь с образцом двигается вниз. При прерывании тока образец под действием силы упругости стремится вернуться в исходное положение. Соответствующие графики приведены на рис. 2.5 (б).

Катушка возбудителя питается пульсирующим током от тиристорного инвертора. Колебания образца передаются пьезоэлектрическому датчику виброускорения, который выдает электрический сигнал, зависящий от частоты и амплитуды колебаний образца. Сигнал датчика усиливается усилителем переменного тока, затем дважды интегрируется. После двухкратного интегрирования получается электрический сигнал, пропорциональный смещению образца. Контур для возбуждения автоколебаний включает также фазовращатель, с помощью которого устанавливается баланс фаз, необходимый для возбуждения автоколебаний. Ограничитель и формирователь импульсов преобразует синусоидальный сигнал переменной амплитуды в униполярные импульсы постоянной амплитуды с частотой, равной частоте колебаний образца.

Для согласования частоты включения тириستоров инвертора с частотой колебания образца применен делитель частоты в виде триггера с отдельным запуском. С выхода триггера снимаются два импульсных сигнала с частотой в

два раза меньшей, чем частота колебаний образца. Сигналы сдвинуты относительно друг друга на  $180^\circ$ . Включение тиристорov осуществляется формирователями импульсов управления ФИУ1 и ФИУ2.

Контур обратной связи по амплитуде колебаний включает измерительный орган, усилитель постоянного тока и регулятор тока, выполненный на составном транзисторе. Выпрямитель с фильтрующим конденсатором большой емкости и регулятор тока обеспечивают подачу на инвертор напряжения, которое требуется для получения заданной амплитуды колебаний. Установка осуществляется задатчиком.

Усилитель переменного тока собран на аналоговой интегральной микросхеме 140УД8А, представляющей собой операционный усилитель. В схеме предусмотрено регулирование коэффициента усиления. Сигнал датчика, усиливаемый усилителем, изменяется в процессе работы от 15 мВ до 400 мВ. На выходе усилителя включена частотно-зависимая RC-цепочка, выполненная в виде двойного T-образного моста. Эта цепочка настроена на частоту 50 Гц и служит заградительным фильтром, препятствующим самовозбуждению системы от внешних помех с промышленной частотой. Для частотной коррекции параллельно фильтру включен конденсатор.

Интеграторы также собраны на микросхеме 140УД8А. Связь между каскадами осуществляется с помощью сопротивления 1 к и емкости 2,5 мкФ. К выходу второго интегратора подключаются измерительные приборы, регистрирующие смещение, и измерительный орган системы стабилизации амплитуды колебаний.

Фазовращатель собран на микросхеме 140УД8А и имеет два регулятора фазы, расположенные на задней панели блока питания и автоматики. Один из регуляторов предназначен для грубой, другой – для тонкой регулировки фазы.

На вход подаются униполярные импульсы от ограничителя формирователя импульсов. При подаче входного импульса входной транзистор открывается через диоды соединяет коллекторы транзисторов



триггера с точкой положительного потенциала. При этом происходит направленное переключение триггера. С коллекторов транзисторов триггера через промежуточный транзистор снимаются выходные сигналы, сдвинутые по фазе на  $180^\circ$  и имеющие частоту в два раза меньше, чем частота входного сигнала.

При отсутствии входного сигнала конденсатор заряжен до напряжения питания с определенной полярностью. При подаче входного сигнала транзистор открывается, создавая цепь разряда конденсатора. Конденсатор разряжается через импульсный трансформатор, на вторичных обмотках которого появляются импульсы нужной величины и длительности. Эти импульсы служат для включения соответствующей пары тиристорov инвертора.

От формирователей импульсов управления подаются поочередно сигналы на включение тиристорov. Частота этих колебаний определяется частотой колебаний образца. После подачи импульсов управления соответствующая пара тиристорov остается включенной до полного заряда коммутирующего конденсатора. Через катушку возбуждителя в этот промежуток времени проходит ток. При включении другой пары тиристорov через эту катушку снова проходит ток, конденсатор при этом перезаряжается. Необходимая скважность импульсов тока катушки устанавливается изменением емкости конденсатора, которая выполняется регулировкой от 10мкф до 150мкф. Конденсатор фильтра должен иметь емкость порядка тысяч микрофард.

Ток в катушке возбуждителя регулируется транзистором, который в свою очередь управляется через усилитель постоянного тока от задатчика амплитуды и от цепи обратной связи по амплитуде колебаний.

Управление стабилизатором амплитуды колебаний содержит балансный двухкаскадный усилитель постоянного тока, питаемый стабилизированным напряжением, и входную цепь. От входной цепи на базы транзисторов входного каскада подается напряжение, равное разности между задающим

напряжением и напряжением обратной связи; задающее напряжение получается от стабилизатора напряжений на стабилитроне с помощью делителя напряжения. Делитель включает два сопротивления для установки крайних пределов регулирования и два сопротивления для установки необходимой амплитуды колебаний. Цепь обратной связи принимает сигнал с выхода второго интегратора. После разделительного трансформатора этот сигнал выпрямляется, фильтруется и подается в цепь сравнения.

В системе предусмотрена защита от срыва работы инвертора. Цепь защиты содержит трансформатор тока, первичная обмотка которого включена последовательно с коммутирующим конденсатором, и два транзистора, включенные параллельно каждому из двух выходных транзисторов триггера. Транзисторы управляются сигналами от вторичной обмотки трансформатора тока. При нарушении последовательности включения срабатывает транзистор защиты и закорачивает вход соответствующего формирователя импульсов. В результате схема отключается [183].

Цепи питания включают силовой трансформатор и выпрямитель, служащие для питания инвертора, и трансформаторы цепей управления. Каждое напряжение снимается с соответствующей обмотки трансформатора. Для получения постоянного напряжения используются полупроводниковые выпрямители с емкостным фильтром.

В установке предусмотрены следующие средства измерения:

- измерение частоты;
- счет числа циклов нагружения;
- измерение амплитуды колебаний оптическим методом;
- измерение амплитуды колебаний фотоэлектрическим методом;
- измерение амплитуды колебаний методом с помощью пьезоэлектрического датчика виброускорения;
- измерение среднего значения тока в катушке возбуждения;
- наблюдение за колебательным процессом с помощью осциллографа.

На выходе пьезоэлектрического датчика включен осциллограф С1-68 и цифровой вольтметр В7-16 для регистрации величины и формы сигнала датчика. Показания вольтметра помогают оценить величину амплитуды колебаний.

На выходе второго интегратора включены частотомер ЧЗ-32 для измерения частоты и частотомер ЧЗ-33 для счета циклов нагружения  $N$ .

Измерение тока осуществляется амперметром типа МЗ-81, расположенном на лицевой панели блока питания и управления.

Устройства для измерения амплитуды оптическим и фотоэлектрическим методом связаны непосредственно с образцом.

Испытания по схеме осевое растяжение по пульсирующему циклу (ОРПЦ) (рис. 2.1 в) проводились на универсальной испытательной машине AG-Xplus-0.5 фирмы «Shimadzu» (Япония).

#### **2.2.4. Определение напряжения в расчетном сечении по амплитуде колебаний**

Определению напряжений основано на установлении расчетной зависимости между усилием, прикладываемым к образцу, и его перемещением в точке приложения силы с последующим определением напряжением по известной силе. Установление расчетной зависимости между усилием и перемещением проводится для статического режима. При этом полагается, что в динамическом режиме (в процессе колебаний) действующие на образец силы (внешняя, инерции, упругости) создадут такое же максимальное напряжение и такое же максимальное перемещение (амплитуду колебаний), как и статическая сила, равная по величине результирующей динамической.

При расчете используется приближенное дифференциальное уравнение изогнутой оси балки переменного сечения

$$E \cdot J(x) \cdot \frac{d^2y}{dx^2} = M(x) \quad (2.1)$$

где –  $J(x)$  – момент инерции сечения;

$E$  – модуль Юнга;

$M(x)$  – изгибающий момент;

$y$  – координата в направлении действия силы;

$x$  – координата в направлении оси балки.

Формы испытываемых образцов показаны на рис. 2.6.

#### 2.2.4.1. Определение соотношения между напряжением и амплитудой колебаний для плоских образцов

Начало координат располагается в месте заделки образца. Момент на расстоянии  $x$  от места заделки:

$$M = F(l + a - x) \quad (2.2)$$

Уравнение для перемещения части образца с высотой  $h$ :

$$\frac{d^2y}{dx^2} = \frac{F \cdot (l + a - x)}{E \cdot J_1},$$

где  $J_1 = bh^3/12$

Начальные условия: при  $x = 0$ ,  $y_1 = 0$ ,  $\frac{dy_1}{dx} = 0$ .

Решение с учетом начальных условий:

$$\begin{cases} \frac{dy_1}{dx} = \frac{F}{E \cdot J_1} \cdot x \cdot (l + a - 0.5x) \\ y_1 = \frac{F}{E \cdot J_1} \cdot \frac{x^2}{2} \left( l + a - \frac{x}{3} \right) \end{cases} \quad (2.3)$$

Уравнение для перемещения части образца с высотой  $H$ :

$$\frac{d^2y_2}{dx^2} = \frac{F(l + a - x)}{E \cdot J_2}$$

где  $J_2 = bH^3/12$

Решение уравнения:

$$\begin{cases} \frac{dy_2}{dx} = \frac{F}{E \cdot J_2} \left( l + a - \frac{x}{2} \right) x + C_1 \\ y_2 = \frac{F}{E \cdot J_2} \left( l + a - \frac{x}{3} \right) \frac{x^3}{2} + C_1 x + C_2 \end{cases} \quad (2.4)$$

Начальные условия: при  $x = l$

$$\frac{dy_1}{dx} = \frac{dy_2}{dx}, y_1 = y_2$$

Подставив значения  $x = l$  в (2.3) и (2.4), и решив полученные уравнения, находим:

$$C_1 = \frac{F}{E} l \left( \frac{l}{2} + a \right) \left( \frac{1}{J_1} - \frac{1}{J_2} \right),$$

$$C_2 = -\frac{F}{E} \cdot \frac{l^2}{2} \left( \frac{l}{3} + a \right) \left( \frac{1}{J_1} - \frac{1}{J_2} \right).$$

Значения постоянных  $C_1$  и  $C_2$  и уравнение для  $y_2$  из (2.4) позволяют найти максимальное смещение в точке приложения силы при  $x = l + a$ :

$$A_m = \frac{F}{E \cdot J_2} \cdot \frac{(l+a)^3}{3} + \frac{F}{E} l(l+a) \left( \frac{l}{a} + a \right) \left( \frac{1}{I_1} - \frac{1}{I_2} \right) - \frac{F}{E} \cdot \frac{l^2}{2} \left( \frac{l}{3} + a \right) \left( \frac{1}{I_1} - \frac{1}{I_2} \right)$$

При принятых размерах  $h$  и  $H$  имеет место неравенство  $J_2 \gg J_1$  ( $J_1 = 208.3 \text{ мм}^4$ ;  $J_2 = 3662 \text{ мм}^4$ ). Учитывая это неравенство и пренебрегая собственным изгибом утолщенной части с высотой  $H$  получим более простое выражение:

$$A_m = \frac{Fl}{E \cdot J_1} \left( a^2 + la + \frac{l^2}{3} \right) \quad (2.5)$$

Напряжение в расчетном сечении (у места заделки):

$$\sigma = \frac{F(l+a)}{W}$$

Определив  $F$  из (2.5) и учтя, что  $\frac{J_1}{W} = \frac{h}{2}$ , получим окончательное выражение:

$$\sigma = \frac{1,5h(l+a)}{l(3a^2 + 3la + e^2)} \cdot E \cdot A_m \quad (2.6)$$

Для размеров образца, указанного на рис. 2.6 (z).

$$\sigma = 26,9 \cdot 10^{-5} \cdot E \cdot A_m.$$

При среднем значении модуля Юнга  $E = 2 \cdot 10^5 \text{ МПа}$

$$\sigma = 53,8 \cdot A_m,$$

где напряжение в МПа, амплитуда в мм.

### 2.2.4.2. Определение соотношения между напряжением и амплитудой колебаний для корсетных образцов

Рассмотрим отдельно перемещение закругленной части и перемещение утолщенной части.

Для определения перемещения закругленной части расположим начало координат в центре этой части образца, на расстоянии  $l/2$  от места заделки. В этом случае высота сечения, расположенного на расстоянии  $x$  от начала координат:

$$h(x) = h + (R - \sqrt{R^2 - x^2}) \quad (2.7)$$

Момент на расстоянии  $x$ :

$$M(x) = F(l/2 + a - x)$$

Уравнение для перемещения рассматриваемой части образца получается из (2.1.) подстановкой значений  $J_1 = bh^3(x)/12$ . В свою очередь  $h(x)$  берется из (2.7).

В результате получим:

$$\frac{d^2 y_1}{dx^2} = \frac{1,5F}{b \cdot E} \cdot \frac{0,5l + a - x}{(0,5h + R - \sqrt{R^2 - x^2})^3} \quad (2.8)$$

Значение  $x$  лежит в пределах:  $-l/2 \leq x \leq l/2$

Решение дифференциального уравнения (2.8) с помощью ЭВМ позволяет найти при  $x = 0,5 \cdot l$ : перемещение  $y_{1m}$ , угол  $\theta_{1m} = dy_1/dx$

Для определения перемещения утолщенной части расположим начало координат на расстоянии  $l$  от места заделки образца.

Уравнение для перемещения этой части образца:

$$\frac{d^2 y_2}{dx^2} = \frac{F(a - x)}{E \cdot J^2}$$

где  $J_2 = \frac{bH^3}{12}$

Решение уравнения:

$$\left. \begin{aligned} \frac{dy_2}{dx} &= \frac{F}{E \cdot J_2} \cdot x \cdot \left(a - \frac{x}{2}\right) + C_1, \\ y_2 &= \frac{F}{E \cdot J_2} \cdot \frac{x^2}{2} \left(a - \frac{x}{3}\right) + C_1 x + C_2 \end{aligned} \right\} \quad (2.9)$$

где  $0 \leq x \leq a$

Начальные условия при  $x=0$ ,  $\frac{dy_2}{dx} = \theta_{1m}$ ,  $y_2 = y_{1m}$

Отсюда  $C_1 = \theta_{1m}$ ,  $C_2 = y_{1m}$

Подставив значение  $x=a$  в (2.9), находим значение  $y_2$  в точке приложения силы, которое соответствует амплитуде колебаний

$$A_m = \frac{F}{E \cdot J_2} \cdot \frac{a^3}{2} + \theta_{1m} \cdot a + y_{1m}$$

Ввиду большой величины  $J_2$  первый член этого выражения в тысячи раз меньше двух других и им можно пренебречь.

Обозначим через  $\theta'_{1m}$  и  $Y'_{1m}$  значение соответствующих величин, которые определяются из уравнения (2.9) при  $1,5 \frac{F}{bE} = 1$ .

Тогда

$$\theta_{1m} = \frac{1,5F}{b \cdot E} \cdot \theta'_{1m}; \quad y_{1m} = Y'_{1m} \cdot \frac{1,5F}{b \cdot E}$$

В результате, для амплитуды колебаний получим:

$$A_m = \frac{1,5F}{b \cdot E} (a \cdot \theta'_{1m} + Y'_{1m}) \quad (2.10)$$

Напряжение в расчетном сечении в середине закругленной части:

$$\sigma = \frac{F(0,5l + a)}{W}$$

Определив  $F$  из (2.10) и учтя, что  $W = \frac{bh^2}{6}$ , получим окончательное выражение

$$\sigma = \frac{2(l + 2a)}{h^2(a \cdot \theta'_{1m} + Y'_{1m})} \cdot E \cdot A_m \quad (2.11)$$

Задача решена численным методом с помощью ЭВМ. В результате расчета для образцов рис. 2.6 ( $\partial 1$ ) и ( $\partial 2$ ) с размерами, указанными на рис. 2.6. определено:

$$\text{образец } (\partial 1): \theta'_{1m} = 59,84; y'_{1m} = 1853,2$$

$$\text{образец } (\partial 2): \theta'_{1m} = 84,1; y'_{1m} = 2532,4$$

Из (2.11) находим:

$$\text{образец } (\partial 1): \sigma = 24,75 \cdot 10^{-3} \cdot E \cdot A_m, \text{ МПа}$$

$$\text{образец } (\partial 2): \sigma = 18,3 \cdot 10^{-3} \cdot E \cdot A_m, \text{ МПа}$$

При среднем значении модуля Юнга  $E = 2 \cdot 10^5$  МПа:

$$\sigma = 49,5 \cdot A_m, \text{ - для образца } (\partial 1);$$

$$\sigma = 36,6 \cdot A_m \text{ - для образца } (\partial 2)$$

В этих выражениях  $\sigma$  в МПа,  $A_m$  в мм.

### 2.2.4.3. Оценка погрешности определения напряжения в расчетном сечении

Зная погрешности прямого измерения амплитуды колебаний модуля Юнга и геометрических размеров образца можно рассчитать погрешность косвенного измерения величины  $\sigma$  воспользовавшись формулой (2.6)

$$\frac{\Delta\sigma}{\sigma} = \delta_A + \delta_E + \delta_e \quad (2.12)$$

где  $\delta_E = \frac{\Delta E}{E}$  относительная погрешность определения модуля Юнга;

$\delta_A = \frac{\Delta A}{A}$  относительная погрешность определения амплитуды;

$$\delta_e = \frac{\Delta h}{h} + \left( \frac{1}{a+l} + \frac{1}{l} + \frac{2l+3a}{3(a^2+ab+l^2/3)} \right) \cdot \Delta l + \left( \frac{1}{a+l} + \frac{2a+l}{a^2+al+l^2/3} \right) \cdot \Delta a \quad (2.13)$$

относительная погрешность определения линейных размеров образца.

Относительная погрешность определения амплитуды колебаний нами уже определялась и равна:



$$\delta_A = 0,01 (1\%)$$

Относительная погрешность определения линейных размеров образца можно рассчитать по формуле (2.13):

$$\delta_e = 0,0123 (\approx 1,23\%) \quad (2.14)$$

В определении модуля Юнга существует некоторая неопределенность. Литературные данные указывают, что эта величина для высокоупругих сталей может находиться в пределах от  $E = 1,9 \cdot 10^5$  МПа до  $2,1 \cdot 10^5$  МПа. Очевидно, в нашем случае за погрешность в определении модуля Юнга необходимо взять  $\Delta E = \pm 10^4$  МПа. Тогда получим

$$\delta_E = 0,05 (5\%) \quad (2.15)$$

Суммарная погрешность определения напряжения в расчетном сечении равна

$$\frac{\Delta \sigma}{\sigma} = 0,0723 (7,23\%) \quad (2.16)$$

В качестве контрольного метода определения напряжения в образце использовался метод статической тарировки, который основан на статическом нагружении образца силой  $F$ , измеряемой образцовым динамометром. Напряжение в образце рассчитывалось по известной силе с использованием формулы:

$$\sigma = \frac{6F(l+a)}{bh^2} \quad (2.17)$$

Одновременно с показаниями образцового динамометра снимались данные измерителя линейных перемещений, измеряющего деформацию при нагружении.

Получены следующие значения:

$$\left. \begin{aligned} \sigma_A = 501 \cdot A_m \cdot 10^{-6} \text{ (Па)}, \quad \sigma_F = \frac{6(l+a)}{bh^2} F = 0,596 \cdot 10^{-6} F \text{ (Па)} \\ \text{для образца г} \\ \sigma_A = 485 \cdot A_m \cdot 10^{-6} \text{ (Па)}, \quad \sigma_F = \frac{6(l/2+a)}{bh^2} F = 0,444 \cdot 10^{-6} F \text{ (Па)} \\ \text{для образца д} \end{aligned} \right\} (2.18)$$

Отсюда видно, что напряжение в образцах, определенные по амплитуде деформации и по силе, измеренной образцовым динамометром, отличаются не более, чем на 10%.

Чтобы оценить этот результат рассчитаем погрешность определения напряжения в образце по формуле (2.17). Она складывается из погрешности определения силы  $\sigma_F = \frac{\Delta F}{F}$ , и погрешности определения линейных размеров образца:

$$\sigma_E = \frac{\Delta l + \Delta a}{l + a} + \frac{\Delta b}{b} + \frac{z \Delta h}{h} : \quad (2.19)$$

$$\frac{\Delta \sigma}{\sigma} = \delta_F + \delta_e$$

При измерении размеров образца микрометром  $\Delta a = \Delta l = \Delta b = \Delta h = 0,01$  мм и  $\delta_e = 0,00075 = 0,075\%$  величина достаточно малая. Основную погрешность вносит процесс измерения силы образцовым динамометром. Эта величина составляет  $\sim 1\%$  и полностью определяет погрешность тарировки.

Напряжение на образце, рассчитанное по амплитуде деформации  $\sigma_A$  в обоих случаях на 8-10% выше напряжения рассчитанное по силе  $\sigma_F$  как на образцах показанных на рис. 2.6. (z), так и на образцах (d). Такое расхождение можно объяснить рядом факторов: погрешностью в определении модуля Юнга, допущениями, сделанными при выводе расчетных формул для  $\sigma_A$  и неучтенными при тарировке систематическими погрешностями.

### **2.3. Подготовка образцов и проведение исследований микроструктуры**

Учитывая конструкционные особенности используемых установок для испытаний на усталость и рекомендации ГОСТ 25.502-79 «Методы испытаний

на усталость» для исследований были изготовлены плоские и цилиндрические образцы, небольших размеров, изображенные на рисунке 2.6 и в таблице 2.4.

Полуфабрикатом для изготовления образцов служил прокат. Цилиндрические и плоские образцы вырезались из проката на металлорежущих станках.

Боковые поверхности плоских образцов фрезеровались методом скоростного фрезерования с последующим шлифованием рабочей поверхности до чистоты поверхности 6-го качества.

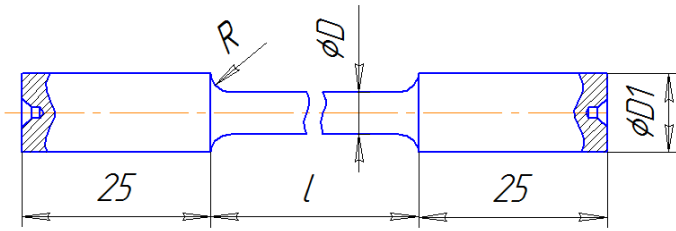
Образцы подвергались испытаниям, как в состоянии поставки, так и после термообработки. Цилиндрические образцы испытывались при вращении изогнутых образцов, плоские – при поперечном изгибе.

На электромагнитном стенде испытывались плоские образцы двух типов. Образцы второго типа изготавливались с целью исключения влияния концентрации напряжений, которая имеет место в образцах первого типа в виде радиусов при переходе от рабочей части к утолщенной части.

Для исследования поверхностных эффектов применялись методы оптической и электронной микроскопии.

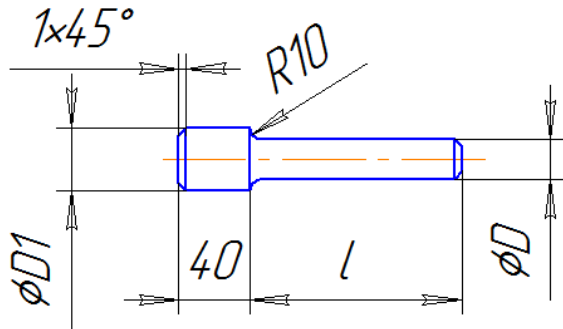
Для чего приготавливались шлифы механической полировкой или электрополировкой с последующим химическим травлением или электротравлением. Микроструктура исследовалась на определенных уровнях напряжений, прикладываемых к образцам и выбранных на основании кривых усталости в их верхней и нижней частях. Иногда назначался средний уровень напряжений. Приготовленный шлиф в процессе испытаний никаким другим воздействиям не подвергался. Шлиф приготавливался в фиксированном месте разрушения образца.

а



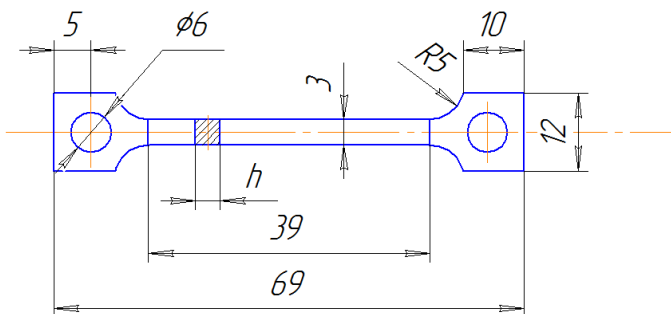
$\varnothing D = 5$  и  $8$  мм;  
 $\varnothing D1 = 8$  и  $12$  мм;  
 $R = 5$  и  $10$  мм;  
 $l = 30$  и  $90$  мм

б

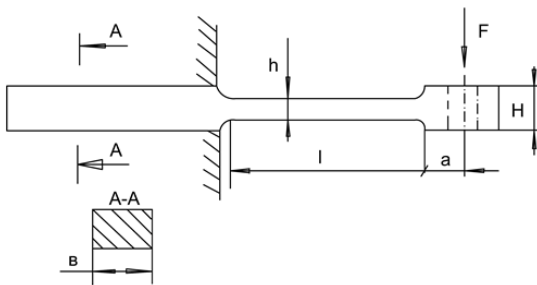


$\varnothing D = 2$  и  $5$  мм;  
 $\varnothing D1 = 10$  мм;  $l = 25$  и  $60$  мм

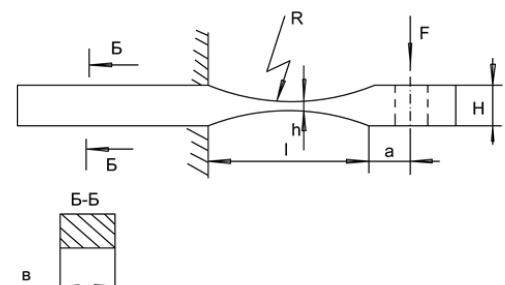
в



$h = 2.5$  и  $3.0$  мм



г



д

Рис. 2.6. Эскизы образцов: а, б – цилиндрические образцы; в, г – плоские образцы; д – корсетные образцы

Размеры образцов для испытания на усталость, мм

образец	<i>a</i>	<i>b</i>	<i>l</i>	<i>h</i>	<i>H</i>	<i>R</i>
<i>ε</i>	10	22	43	5	13	-
<i>∂1</i>	9	20	56	5	13	100
<i>∂2</i>	24	20	56	5	13	100

Наблюдения за изменениями микроструктур производились периодически, то есть после определенного заранее заданного числа циклов испытание прерывалось, образец освобождался от захватов машины и просматривался на микроскопах, потом он снова устанавливался в машину и т.д.

Подготовку образцов для исследования микроструктуры проводили по стандартной методике: для этого обработка микрошлифов производилась на вращающемся горизонтально расположенном диске станка СШПМ-1 с регулированием числа оборотов. Образец при этом для удобства работы устанавливался в специальное приспособление.

После шлифования образцы механически полировались. При механическом полировании диск обтягивали сукном или фетром, которые в процессе полирования смачивались суспензией окиси хрома. Поверхность отполированных образцов промывалась, обезжиривалась и высушивалась.

Режимы приготовления микроструктуры представлены в таблице 2.5.

Для более глубоких исследований изменение микроструктур изучали при помощи электронных микроскопов ЭМ-3 и ЭМ-5. Для этого с поверхности шлифа снималась лаковая реплика, которая готовилась по следующей технологии.

1. Приготавливался лак из 0,5 ÷ 1,0% раствора целлулоида (очищенной от эмульсии горячей рентгеновской пленки) в амилацетате или в изомилацетате. Для этого рентгеновскую пленку разрезали на мелкие кусочки и заливали

соответствующим количеством амилацетата и оставляли на сутки. Затем раствор профильтровывался через беззольный фильтр.

2. Каплю лака наносили на исследуемую поверхность. Образец поворачивался и наклонялся несколько раз так, чтобы лак равномерно растекался по поверхности. Излишки лака убирали фильтровальной бумагой. Образец ставили так, чтобы поверхность с лаком находилась в вертикальном положении, и оставляли на  $1 \div 1,5$  часа до полного испарения амилацетата. Во время испарения образец предохраняли от попадания на него пыли. После испарения амилацетата на поверхности остается целлулоидная пленка, с известной точностью повторяющая ее рельеф.

3. Пленка отделялась от поверхности образца механическим способом. Для этого приготавливали  $10 \div 15\%$ -ный раствор желатина в воде. После того как частички желатина набухали в воде (через полчаса или час) пробирку с желатином опускали в кипяток. С помощью стеклянной палочки возникший через несколько минут однородный раствор наносился на поверхность лаковой пленки. Толщина слоя желатинового раствора достигала  $1 \div 1,5$  мм, а площадь поверхности, на которую наносили желатин – не более  $1 \div 2$  см<sup>2</sup>. Затем образец помещали в горизонтальном положении под электрическую лампочку и сушили. Вода из желатина испарялась, он затвердевал, сокращаясь в размерах, и отделялся от поверхности вместе с пленкой.

4. Слой желатина смывали с пленки путем трех-четырех кратного погружения ее в дистиллированную воду, нагретую до 90°C. Пленку, опускали в воду слоем желатина вниз. Отмытую пленку вылавливали при помощи специальной медной сеточки.

5. Для повышения контрастности и разрешающей способности реплик сеточку с пленкой помещали в установку для напыления хрома.

6. Приготовленную таким образом реплики устанавливали в электронный микроскоп и проводили исследование микроструктуры.

## Режимы приготовления микроструктур

п/ п	Исследуемый материал	Вид обработки	Состав электролита	Режимы травления или полировки
	2	3	4	5
	Железо	Химическое травление	1 мл. $\text{HNO}_3$ (1,5) 1,5 мл. $\text{H}_2\text{O}$	Опускание в раствор на 3-5 сек. Промывка водой
	Титан ВТ-1-00	Электрополировка  Химическое травление Электротравление	10 мл. $\text{FH}$ 40 мл. $\text{HNO}_3$ 40 мл. глицерина	Напряжение ( $U_n$ ) равно 20 В, опускание в кипящий раствор на 10-15 с. Катод – нержавеющая сталь. Протирание в течение 6-12 с. $U_n = 4$ В, полировка в течение 12-13 с. Катод – нержавеющая сталь
	Цинк	Химическая полировка  Химическое травление	$\text{HNO}_3$ (1,5)  Раствор $\text{HNO}_3$ (1:1)	Протирание 10-15 с.  Опускание в раствор на 3-4 с. Промывка водой.
	Кадмий технический	Электрополировка  Электротравление	$\text{H}_3\text{PO}_4$ (1,72) (1:3)	$I = 4,8-5,0$ А. Опускание в электролит. Катод – нержавеющая сталь. Промывка водой.

	2	3	4	5
	Медь	Электрополировка Электротравление	$H_3PO_4$ (1,72) (1:3) Тот же	$I = 4,8-5,0$ А. время 30-50 с. $I = 0,3$ А. время – 5 сек. Катод – нержавеющая сталь. Промывка водой.
	Кадмий (х.ч.)	Электрополировка и электротравление	$H_3PO_4$ (1,72) раствор (1:2) или (1:3)	$I = 5$ А. Катод – нержавеющая сталь. Опускание в электролит 6-7 раз.
	Висмут	Электрополировка и электротравление	75 мл. $HCl$ (38%), 50 мл. $H_2O$	$t_b = 15-16^{\circ}C$ . Катод из свинца. Промывка спиртом.
	Никель	Электрополировка  Электротравление	50 мл. $H_3PO_4$ (1,72) 35 мл. $H_2SO_4$ 50 мл. $H_2O$ Реактив тот же	$U_n = 15-20$ В. $t_b =$ $20^{\circ}C$ . Катод - нержавеющая сталь $U_n = 5$ В. $t_b = 15^{\circ}C$ . Катод из свинца.
	Сталь 40	Электрополировка  Химическое травление Химическое травление	12 %-ый хромовый ангидрид, 88 % $H_3PO_4$ (1,72) Реактив тот же  4 %-ый раствор $HNO_3$ в этиловом спирте	$U_n = 10-15$ В. Время 3-10 мин. $t_b = 70-80^{\circ}C$ .  Погружение  Протирание в течение 10-16 с.
0	Сталь 45	Химическое травление	4 %-ый раствор $HNO_3$ в этиловом спирте	Протирание в течение 10-16 с.



	2	3	4	5
1	Сталь 12Х18Н12Т	Электрополировка  Электротравление	12 %-ый хромовый ангидрид. Ортофосфорная кислота 88 % Азотная кислота (50-64 %)	Рабочее напряжение 25 В. Продолжительность 30 сек.  Рабочее напряжение 5 В. Продолжительность 15 с.
2	Сталь 30ХГСН2А	Химическое травление	4 %-ый раствор азотной кислоты в этиловом спирте	Погружение в раствор на 7-8 с.
3	Сталь Х15Н5Д2Т (ВНС-2)	Химическое травление	4 г. Медного купороса, 20 см <sup>3</sup> соляной кислоты	Протирание поверхности образца или погружение в раствор

Микроструктуру металлических материалов на разных этапах наработки изучали с помощью оптических микроскопов МИМ-7 и KEYENCE VHX-100.

Трехмерную фрактографическую картину структуры получали с использованием оптического микроскопа KEYENCE VHX-1000 с расширенными возможностями за счет усовершенствованной длиннофокусной оптической системы и цифровой обработкой изображения.

Для изучения характерных областей усталостного излома использовали растровый электронный микроскоп с термоэмиссией Hitachi S-3400N с рентгеноспектральным энергодисперсионным анализатором и растровый электронный микроскоп JEOL JSM-IT300LV с энерго- и волнодисперсионным элементным анализаторами.

Измерение микротвёрдости выполняли на приборе ПМТ-3 с нагрузкой на пирамидку Виккерса 0,98 Н (100 г) [184].

## 2.4. Количественная оценка показателей сопротивления усталости

Для количественных оценок показателей сопротивления усталости были приняты повреждаемость поверхности ( $\Phi$ ) и наклон левой ветви кривой усталости к оси циклов  $\text{tg } \alpha_w$  которые определяли по следующим соотношениям:

$$\text{tg } \alpha_w = \frac{d \lg \sigma}{d \lg N} \quad (2.20),$$

где  $\sigma$  – циклическое напряжение;  $N$  – количество циклов.

Формула для подсчета повреждаемости поверхности высокопрочных сталей (для других материалов формулы представлены в главе 1):

$$\Phi = K_\phi \cdot \frac{m_{MT}}{m_{нов}} \cdot \frac{F_M}{F_{з.п.}} \quad (2.21),$$

где  $K_\phi$  – коэффициент, учитывающий «форму» повреждений; он определяется как отношение  $a_{MT}/l_{MT}$ ;  $a_{MT}$ ,  $l_{MT}$  – ширина и длина наиболее развитой микротрещины соответственно;  $m_{MT}$  – количество микротрещин на микроструктуре;  $m_{нов}$  – общее количество повреждений на микроструктуре;  $F_M$  – фактическая площадь микроструктуры в очаге деформации;  $F_{з.п.}$  – площадь поверхности образца в зоне повреждения (в зоне максимального изгибающего момента).

Численные значения для подстановки в формулу (2.21) берутся путем прямого измерения размеров микротрещин видимых на экране микроскопа KEYENCE VHX-1000 в режиме e-Preview Optimal Image, который имеет множество возможностей измерения как линейных размеров, так и эллипса либо окружности по трем точкам и т.п. и микроскопа МИМ-7.

В качестве критерия циклического упрочнения использовали  $\text{tg } \alpha_w$  – угол наклона кривой усталости, кроме этого его использовали в виде коэффициента регрессии, входящего в формулу для вычисления коэффициента корреляции.

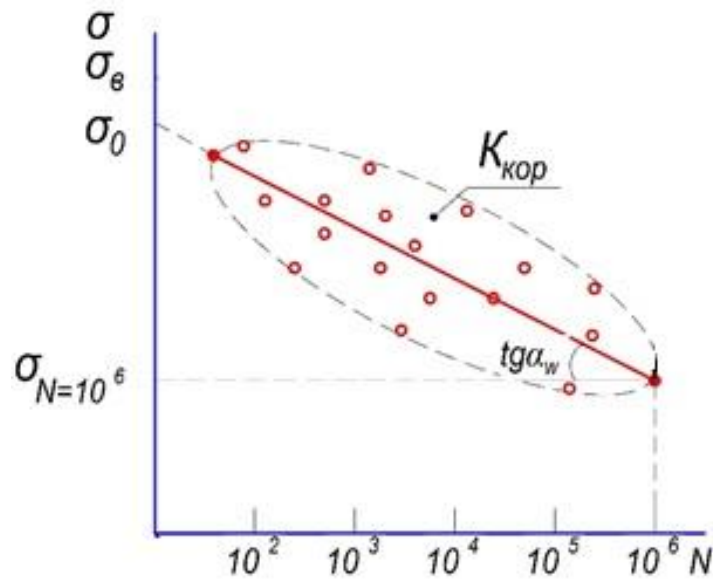


Рис. 2.7. Схематическое изображение системы показателей оценки поведения материалов при испытаниях на усталость

На рисунке 2.7 схематически изображена кривая усталости, которая в логарифмических координатах принимает вид прямой, точки на рисунке показывают значения напряжений в МПа и долговечностей в количествах циклов нагрузки при которых произошло разрушение образцов. Пунктиром обозначена область разброса экспериментальных данных. Степень сходимости полученных экспериментальных данных с построенной кривой усталости определяли с помощью коэффициента корреляции (формула 2.30).

В работе [185] было показано, что чем больше повреждаемость материала в условиях циклического нагружения, тем круче график зависимости количества циклов от прикладываемого напряжения. Показателем подобных изменений принят тангенс угла между осью абсцисс и аппроксимационной линией усталости —  $tg \alpha_w$ . Физический смысл  $tg \alpha_w$  раскрывается в том, что величина противолежащего катета, в нашем случае представляет собой напряжение, при котором работал материал, а прилежащего — количество циклов которое выдержали образцы под нагрузкой до разрушения. Зная частоту нагружения несложно определить время нахождения под нагрузкой

(наработку). Таким образом, наклон  $tg \alpha_w$  показывает динамику накопления количества циклов нагружения при изменении нагрузки, т.е. чем больше наклон кривой усталости – меньше  $tg \alpha_w$ , тем дольше работает материал (долговечность увеличивается) при незначительном снижении напряжения. И наоборот, чем круче наклон кривой усталости, тем больше значение  $tg \alpha_w$  и меньше долговечность образца или детали.

## 2.5. Методика обработки экспериментальных данных. Точность эксперимента

Для обработки полученных результатов использовали методы математической статистики. С целью спрямления аппроксимирующих линий экспериментальных данных для построения кривой усталости применили логарифмические координаты в уравнении [42]. Кривые усталости в логарифмических координатах представляют собой прямые линии: две прямых с изломом. Левая ветвь может быть представлена следующим образом:

$$\lg \sigma = (\lg \sigma)_0 + \kappa_\beta \cdot \lg N, \quad (2.22)$$

где  $\kappa_\beta$  – коэффициент регрессии, а точнее тангенс угла наклона прямой  $tg \alpha_w$ .

Кривая усталости  $\lg \sigma - \lg N$  должна иметь вид:

$$\lg \sigma = (\lg \sigma)_0 - tg \alpha_w \cdot \lg N, \quad (2.23)$$

где  $\sigma$  – напряжение при достижении соответствующего  $N$ ;  $\sigma_0$  – напряжение при  $N=1$ , отсекаемое линией кривой усталости;  $N$  – количество циклов нагружения до разрушения (долговечность).

Наклон кривой усталости или коэффициент регрессии, вычисляется по формуле:

$$tg \alpha_w = \kappa_\beta = \frac{n \sum \lg \sigma \cdot \lg N - \sum \lg N \cdot \sum \lg \sigma}{n \sum (\lg N)^2 - (\sum \lg N)^2}, \quad (2.24)$$

Величина  $(\lg \sigma)_0$  вычисляется по формулам:

$$(\lg \sigma)_0 = \overline{\lg \sigma} - \kappa_\beta \overline{\lg N}, \quad (2.25)$$

где  $\overline{\lg \sigma}$  – среднее значение по логарифму напряжению,  $\overline{\lg N}$  – среднее значение по логарифму количества циклов, которые считали следующим образом:

$$\overline{\lg \sigma} = \frac{\sum \lg \sigma}{n}; \quad \overline{\lg N} = \frac{\sum \lg N}{n}. \quad (2.26)$$

Подставляя (2.26) в выражение (2.25) получим:

$$(\lg \sigma)_0 = \frac{\sum \lg \sigma - \kappa_\beta \sum \lg N}{n}, \quad (2.27)$$

Дисперсии по  $\lg N$  и  $\lg \sigma$  определяли по выражениям:

$$S_{\lg N} = \frac{1}{n-1} \left[ \sum \lg N^2 - \frac{(\sum \lg N)^2}{n} \right], \quad (2.28)$$

где  $S_{\lg N}$  – дисперсия по количеству циклов,  $n$  – число экспериментальных данных,  $N$  – количество циклов.

$$S_{\lg \sigma} = \frac{1}{n-1} \left[ \sum \lg \sigma^2 - \frac{(\sum \lg \sigma)^2}{n} \right], \quad (2.29)$$

где  $S_{\lg \sigma}$  – дисперсия по напряжению,  $n$  – число экспериментальных данных,  $\sigma$  – напряжение (МПа).

Для определения коэффициента корреляции использовали уравнение:

$$K_{кор} = \frac{\kappa_\beta S_{\lg N}}{S_{\lg \sigma}}, \quad (2.30)$$

$\kappa_\beta$  – коэффициент регрессии который показывает наклон кривой усталости  $\kappa_\beta = \operatorname{tg} \alpha_w$ .

$K_{кор}$  – коэффициент корреляции, указывает степень сходимости построенной кривой усталости с результатами эксперимента.

Его можно подсчитать по выражению:

$$K_{кор} = \kappa_{\beta} \sqrt{\frac{n \sum (\lg N)^2 - (\sum \lg N)^2}{n \sum (\lg \sigma)^2 - (\sum \lg \sigma)^2}}, \quad (2.31)$$

Так как  $\frac{1}{f} \cdot \frac{\partial f}{\partial \Phi_n} = \frac{\partial \ln f}{\partial \Phi_n}$ , то относительная погрешность напряжения может

быть определена по выражению:

$$\frac{\Delta \sigma}{\sigma} = \sqrt{\sum_1^n \left( \frac{\partial \ln f}{\partial \Phi_n} \Delta \Phi_n \right)^2}, \quad (2.32)$$

где  $\Phi_n$  – учитываемые факторы:  $P, l, d, b_n, h_n$ .

При испытаниях цилиндрических образцов уравнение имеет следующий вид:

$$\sigma = f(P, l, d) = \frac{32Pl}{\pi d^3}, \quad (2.33)$$

где,  $d$  – диаметр образца,  $l$  – рабочая длина образца,  $P$  – сила прикладываемая к образцу.

Выполнив преобразование получим:

$$\frac{\Delta \sigma}{\sigma} = \sqrt{\left( \frac{\Delta P}{P} \right)^2 + \left( \frac{\Delta l}{l} \right)^2 + \left( \frac{3\Delta d}{d} \right)^2}, \quad (2.34)$$

где,  $\Delta P, \Delta l, \Delta d$  – погрешность.

При испытании образцов прямоугольного сечения уравнение выглядит следующим образом:

$$\sigma = f(P, l, b_n, h_n) = \frac{6Pl}{b_n \cdot h_n^2}, \quad (2.35)$$

в соответствии с изложенным получаем выражение:

$$\frac{\Delta \sigma}{\sigma} = \sqrt{\left( \frac{\Delta P}{P} \right)^2 + \left( \frac{\Delta l}{l} \right)^2 + \left( \frac{\Delta b_n}{b_n} \right)^2 + \left( \frac{2\Delta h_n}{h_n} \right)^2}, \quad (2.36)$$

где  $b_n$  – ширина образца,  $h_n$  – толщина образца.

При усталостных испытаниях цилиндрических образцов по схеме консольный изгиб с вращением получим:

$$\frac{\Delta\sigma}{\sigma} = \sqrt{\left(\frac{0,1}{5}\right)^2 + \left(\frac{0,1}{50}\right)^2 + \left(\frac{3 \cdot 0,01}{5}\right)^2} \cong 0,021, \quad (2.37)$$

где,  $\Delta P = 0,1$ ;  $\Delta l = 0,1$ ;  $\Delta d = 0,01$ ;  $P = 5$  кН;  $l = 50$  мм;  $d = 5$  мм.

При испытании образцов прямоугольного сечения по схеме консольный циклический поперечный изгиб:

$$\frac{\Delta\sigma}{\sigma} = \sqrt{\left(\frac{0,1}{5}\right)^2 + \left(\frac{0,1}{53}\right)^2 + \left(\frac{0,01}{3}\right)^2 + \left(\frac{2 \cdot 0,01}{3}\right)^2} \cong 0,0207, \quad (2.38)$$

где,  $\Delta P = 0,1$ ;  $\Delta l = 0,1$ ;  $\Delta b_n = 0,01$ ;  $\Delta h_n = 0,01$ ;  $l = 50$  мм;  $P = 5$  кН;  $b_n = 3$  мм;  $h_n = 3$  мм.

Методика обработки экспериментальных данных показала высокую точность эксперимента, которая в несколько раз превышает допустимые пределы [54, 184].

## **2.6. Новый подход аттестации материалов по прочностным характеристикам и стабильности поведения сплавов [186-187]**

Для сравнительной оценки прочностных характеристик на требуемой базе испытаний был введен относительный коэффициент ограниченной выносливости  $\chi$  вычисляемый по формуле:

$$\chi = \frac{\sigma_{N=10^6}}{\sigma_B}, \quad (2.39)$$

где  $\sigma_{N=10^6}$  – напряжение, соответствующее долговечности  $N = 10^6$  циклов, МПа.

Принятый коэффициент ограниченной выносливости  $\chi$  позволяет производить сравнительную оценку относительно максимальных прочностных характеристик (предел прочности  $\sigma_B$ ), как одного материала при разных спектрах нагружения, так и сравнивать различные материалы без каких-либо сложных расчетов. Чем он ближе к единице, тем выше усталостные характеристики исследуемого материала – повреждаемость

меньше и выше работоспособность этого материала при приближении к предельным нагрузкам ( $\sigma_B$ ).

В рамках представленного подхода предположено аттестовывать исследованные материалы по динамике эволюции следующих показателей:  $\text{tg } \alpha_w$ ;  $K_{\text{кор}}$  и  $\chi$ . На рисунке 2.8 представлена схема названных параметров в сопоставлении с экспериментальными данными и прочностными показателями.

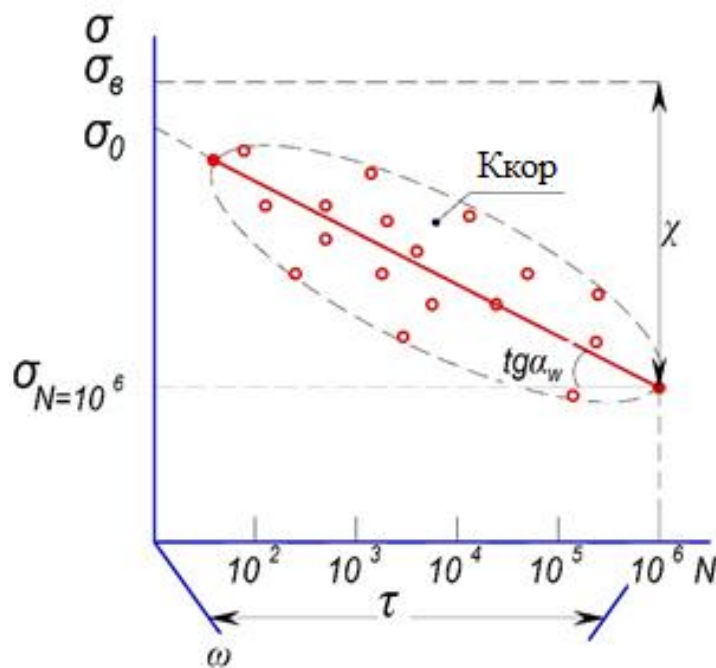


Рис. 2.8. Схематическое изображение системы показателей оценки поведения материалов при испытаниях на усталость

Данная система параметров позволяет обстоятельно отображать функциональные связи и закономерности поведения материалов при испытаниях на усталость с учетом изменения частот нагружения (с увеличением частоты нагружения время пребывания под нагрузкой уменьшается, что показано на рис. 2.8) и по нашему мнению дает возможность обеспечить целостность описания совокупности процессов «упрочнения-разупрочнения» не конкретизируя такие важные параметры, как искажения кристаллической решетки, интенсивность дробления зерен на фрагменты,



блоки и их взаимная разориентировка и др, которые так или иначе сказываются на значениях используемых нами показателей.

## **2.7. Новые методики исследования макро- и микроструктур металлических материалов в 2-D и 3-D изображениях с использованием цифрового микроскопа**

Последнее десятилетие, охарактеризовано бурным развитием в области цифровизации науки и техники. Цифровизация в глобальном плане представляет собой идею экономической деятельности, основанной на цифровых технологиях, внедряемых в различные сферы жизни и производства. В результате появившегося нового оборудования – появились новые возможности, а, следовательно, появился запрос, как исследователей, так и производителей на разработку новых методов, алгоритмов и методик исследований, с целью получения более достоверной и исчерпывающей информации о материалах.

С появлением возможности проводить структурные исследования металлов и сплавов на новейшем цифровом материаловедческом микроскопе Keyence VHX-1000, мы столкнулись со следующими проблемами:

1. Микроскоп Keyence VHX-1000 выполнен по концепции «всё в одном». Данная концепция подразумевает под собой широкое использование в различных видах деятельности, включая исследования, разработку, контроль качества и производство; исследование материалов методами светлопольной и темнопольной микроскопии и DIC в отраженном свете; точные измерения в 2D и 3D (на любом трехмерном изображении имеется возможность проводить измерения углов, расстояний и объемов); исследование фиксированных и живых организмов; с применением различных типов освещения: падающее: коаксиальное, кольцевое, сегментное, боковое, рассеяное, суперрассеяное, тёмное поле, поляризованный свет, DIC по Номарскому, проходящее – светлое поле; также поддерживается множество техник отображения, включая

наблюдение при помощи проходящего света, поляризованного света и дифференциальная интерференция; и т.д. Поэтому необходимо было изучить, проанализировать и выделить из этого многообразия наиболее важные функции наблюдения, записи и измерения, интегрированные в этот микроскоп для исследования структуры металлических материалов в соответствии с целями и задачами, поставленными в наших исследованиях.

2. Разработать методики исследования структуры материалов с применением продвинутых возможностей этих функций микроскопа Keyence VHX-1000 при механических испытаниях, в том числе на разных стадиях наработки.

### **2.7.1. Методика изучения поверхности разрушения материалов в 3-D изображении с использованием режима e-Preview Optimal Image**

Поверхности разрушения после любого вида нагружения, будь это статическое, динамическое или циклическое, исследуем с использованием оптического микроскопа Keyence VHX-1000 с расширенными возможностями за счет усовершенствованной длиннофокусной оптической системы и цифровой обработки изображения в режиме Optimal Image с использованием функций автоматического распознавания объектива и приближения DOUBLE'R. Разработанная методика проведения исследований, анализа и оценки 3D-структуры, дает возможность определения наиболее уязвимых мест в зонах локализации деформации и поверхностях разрушения, в основу её положено предположение о том, что выявление резких перепадов и значительных величин экстремумов в профиле обычно свидетельствуют о нестабильности прохождения процесса высокоэнергетического распространения магистральной трещины часто связанного с изменением механизма разрушения материала.

Методика изучения 3D-структур [188], представленных ниже на рисунке 2.9. состоит в следующем:

1. - выявляем направление наибольшего морфологически нестабильного изменения поверхности разрушения с максимальной шероховатостью по выделенному сечению, для этого:

1.1. – белый маркер позиционирования измерительной точки на микроструктуре закрепляется неподвижно в любом месте поверхности, причем измерения можно осуществлять при различных увеличениях оптики (в нашем случае – до 1000×);

1.2. - красный маркер позиционирования измерительной точки на микроструктуре является подвижным, перемещая его, можно в режиме реального времени отследить направление максимального изменения шероховатости (скачки и перепады рельефа поверхности разрушения) по изменению профилограммы в нижней части экрана микроскопа;

2. - зафиксировать и сохранить выделенное сечение;

3. - проводим анализ профиля выделенного сечения поверхности разрушения материала, для чего используем следующие функции и средства измерения структурных элементов, заложенные в интерфейс микроскопа в виде квадратиков различного цвета (зеленые – горизонтальные секущие, синие – вертикальные секущие), обозначающие начало вертикальных и горизонтальных линий на отдельно вынесенной профилограмме в нижнюю часть изображения, которые дают возможность точного определения геометрических размеров на любом отрезке отображаемого профиля.

4. - определив и зафиксировав наиболее морфологически разнородные места профиля поверхности, осуществляем выход из 3D-изображения в 2D-изображения и производим макроструктурный и микроструктурный фрактографический анализ по разработанным и стандартным методикам для более детального изучения.

Необходимо отметить, что исследуемый фрагмент разрушенного образца или детали закрепляется на рабочем столе микроскопа неподвижно. В процессе исследования перемещения производит объектив микроскопа как для привязки систем отсчета, так и для измерения исследуемого элемента

структуры. Многие важные функции, например, автоматического распознавания объекта и приближения «DOUBLE'R», определение края изучаемого объекта и точки измерения корректируется автоматически, что гарантирует достоверный результат измерения, нивелируя человеческий фактор.

Такой подход значительно сокращает временные затраты.

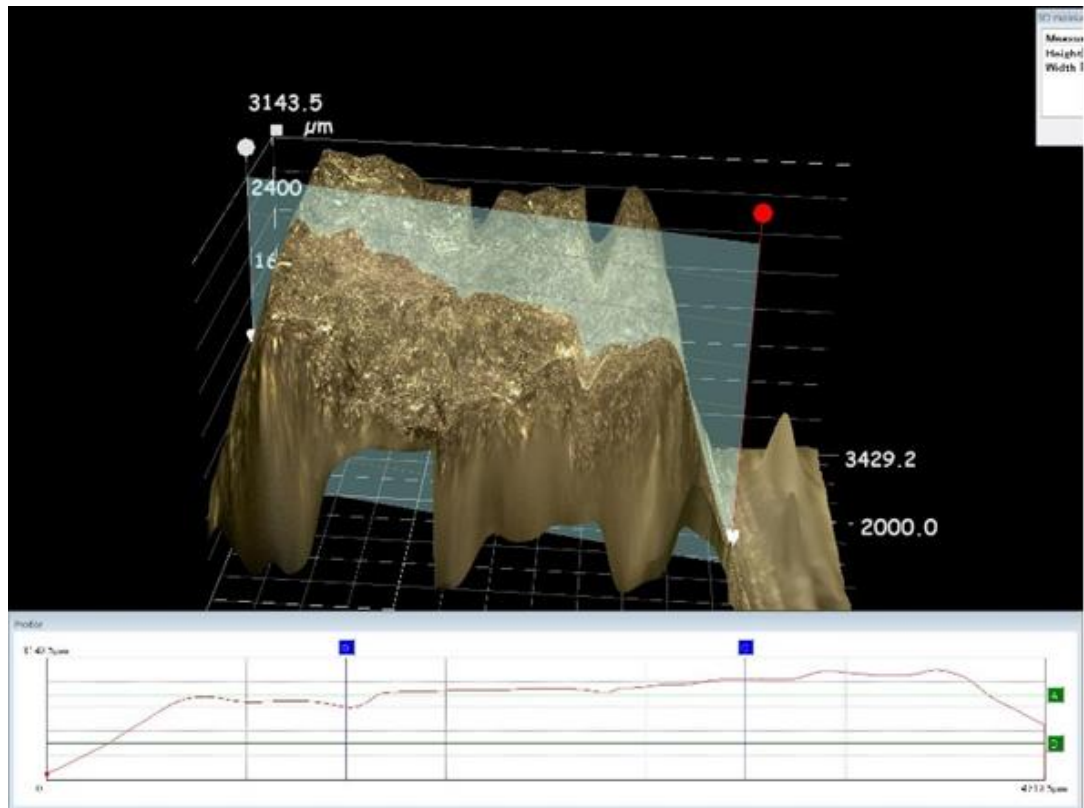
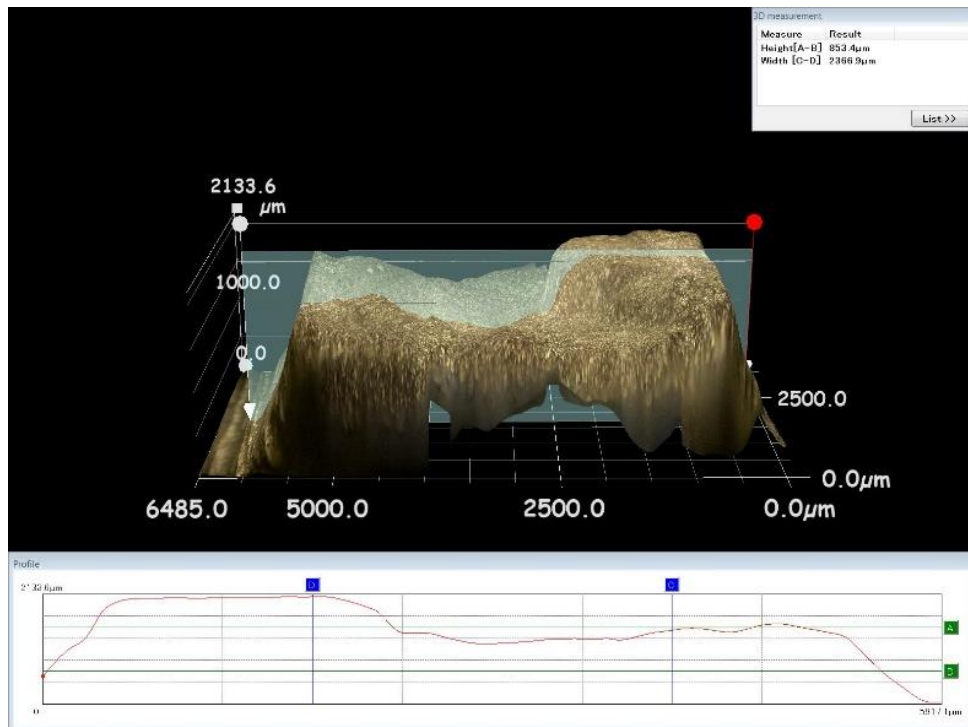
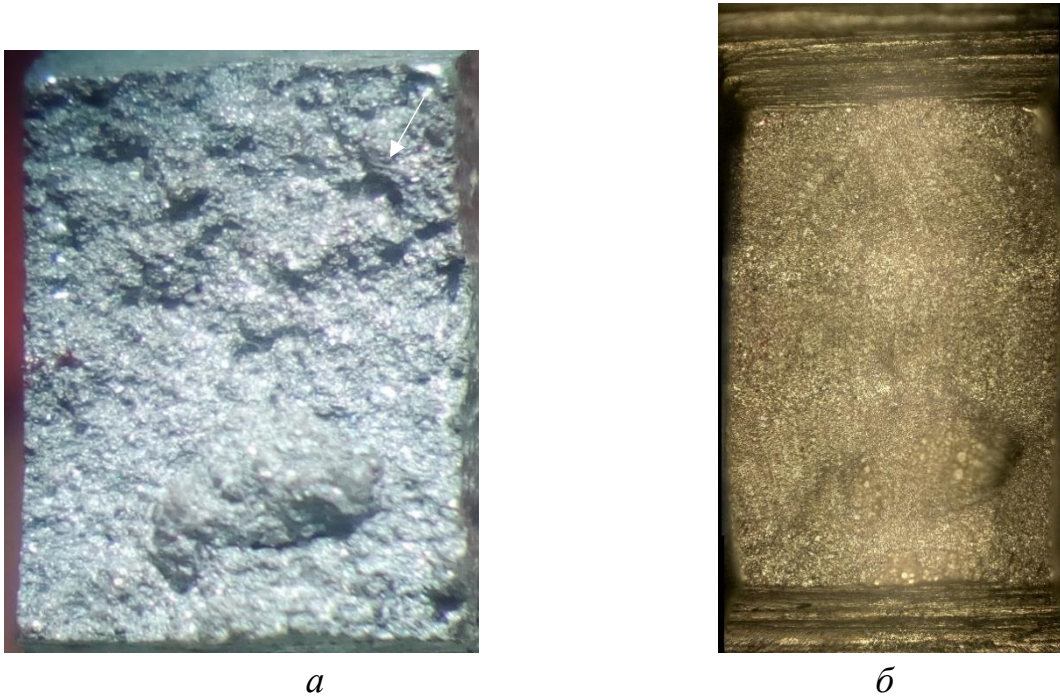


Рис. 2.9. Фрактограмма излома образца: 3D-структура с профилограммой по выделенному сечению [187]

### 2.7.2. Методика макроструктурного анализа исследуемых образцов с использованием режима e-Preview Optimal Image

Макроструктурный анализ подразумевает обычно под собой изучение изломов (фрактография) и макрошлифов при небольших увеличениях до  $\times 50$  или невооруженным глазом [189-201]. Обычно в литературе изучение

поверхности при таком увеличении предполагают просмотр при помощи лупы.



*в*

Рис. 2.10. Фрактограммы излома образца: *а* – оптическая макроструктура  $\times 40$ ; *б* – макроструктура в режиме Optimal Image; *в* – 3D-структура с профилограммой по выделенному сечению

В результате чего по виду излома можно судить о величине зерен металла, наличии перегрева, причине разрушения, характере разрушения. При изучении макрошлифов определяют величину, форму и расположение зерен, дендритность или волокнистость строения, ликвацию, усадочную рыхлость, газовые пузыри, раковины, трещины и т.д.

В такой методике есть существенный недостаток – крайне тяжело сделать качественный фотоснимок структуры (через лупу) для отчета или для дальнейшего исследования макроструктур. Поэтому, в большинстве случаев, исследователи для таких целей используют современные стереоскопические микроскопы.

Однако, можно использовать цифровой микроскоп Keyence VHX-1000. Он позволяет вести наблюдение во всем диапазоне микроскопического увеличения: от стереоскопических изображений в макро-масштабе, до детального анализа сканирующего электронного микроскопа (SEM).

Методика и последовательность действий будет состоять из следующих пунктов:

1. Выбираем стереоскопический диапазон «макро-наблюдение» используя интерфейс навигации цифрового микроскопа Keyence VHX-1000.

2. Установив исследуемый образец на стол микроскопа и используя функции «Авто фокус» и «Jog-фокус» (можно использовать совместно с серво платформой) настраиваем точный фокус на объект (рис. 2.10, *а*). Проводим макроанализ.

3. Для более точного определения макроструктурных особенностей и морфологических изменений производим наблюдения в поляризованном свете в режиме Optimal Image и выбираем наиболее подходящий нам сценарий освещения (рис. 2.10, *б*).

4. Проводим исследование по пункту 2.7.1. – методика изучения поверхности разрушения материалов в 3-D изображении с использованием режима e-Preview Optimal Image.

### **2.7.3. Методики микроструктурного анализа исследуемых образцов с использованием 2-D и 3-D измерительных систем**

Цифровой микроскоп Keyence VHX-1000 обладает X-Y измерительной системой VH-M100. В нем осуществлено слияние цифрового и измерительного микроскопа. Двигающаяся платформа позволяет измерять объекты размером до 100x100мм, кроме этого может быть даже измерен больший, чем максимальное поле зрения, объект. Поэтому можно проводить наблюдения и делать измерения, используя один микроскоп. Он предлагает большой набор измерительных инструментов - в общей сложности их 13 с возможностями по ре-позиционированию измерительной точки и функция measurement-free. Эти новые возможности были использованы нами при микроскопическом анализе металлов и сплавов в процессе эволюции структурно-фазовых состояний на разных этапах наработки и деформационного поведения в широком диапазоне частотно-амплитудных режимов и технологических схем нагружения при мало- и многоцикловых испытаниях конструкционных материалов. Исследование микроструктуры металлов и сплавов под микроскопом, проводили в следующей последовательности [202-215]:

#### **2.7.3.1 Методика изучения поверхности разрушения в поле зрения микроскопа**

1. Помещаем разрушенный образец на стол микроскопа и выявляем с применением методик, рассмотренных выше в пунктах 2.7.1 и 2.7.2 интересующие нас области на поверхности разрушения. Для простоты анализа в качестве примера выделим 2 области: одну на границе поверхностного и промежуточного слоев разрушенного цилиндрического образца при испытаниях на усталость по схеме КИВЦО, вторую – в центральной части исследуемого образца (рис. 2.11).



2. Исследуем выделенные области с использованием функции наложения цвета по топографии. Самые высокие области отмечаются красным цветом, а самые низкие синим, позволяя визуально лучше различать разницу высот.

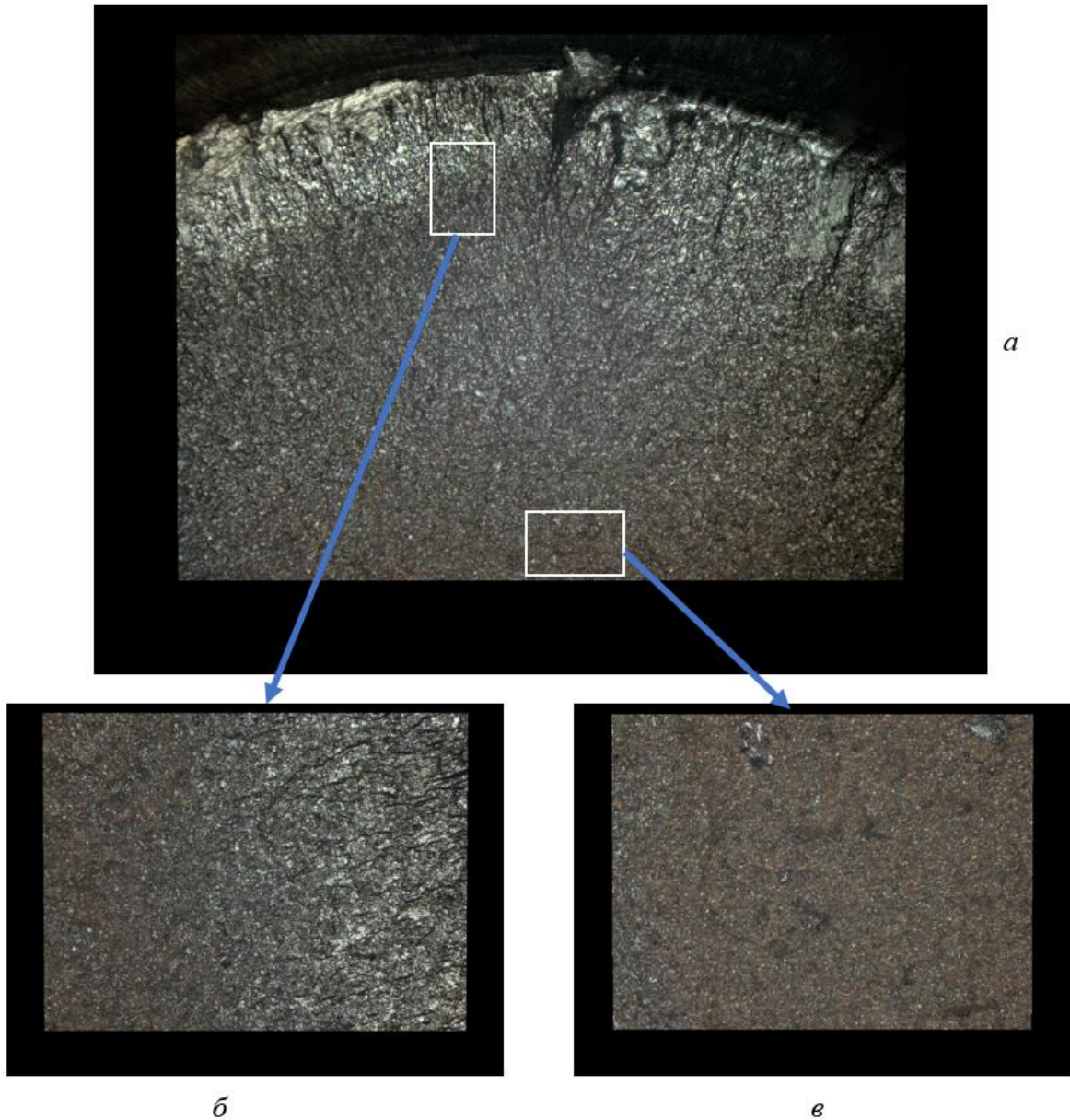


Рис. 2.11. Микроструктура: *a* – поверхности разрушения образца  $\times 100$ ; *б* – область разрушения на границе поверхностного и промежуточного слоев  $\times 200$ ; *в* – область разрушения центральной части  $\times 200$



3. Применяем 3D измерительную систему в форм-факторе «Все-В-Одном». Добавляем размерную сетку и определяем точку начала координат. Выбираем направление осей координат. Производим необходимые измерения структурных составляющих и топографии рельефа 3D-поверхности.

4. Определяем, используя методику, изложенную в пункте 2.7.1., в требуемом направлении рельефность структуры и профилограмму по выделенному сечению.

5. Для уточнения и получения более достоверной информации исследуем заинтересовавшие области с большим увеличением. В качестве примера, выделена область на рисунке 2.12. *а*. Применяя наиболее удобные и эффективные вариации методик, рассмотренных нами выше по тексту.

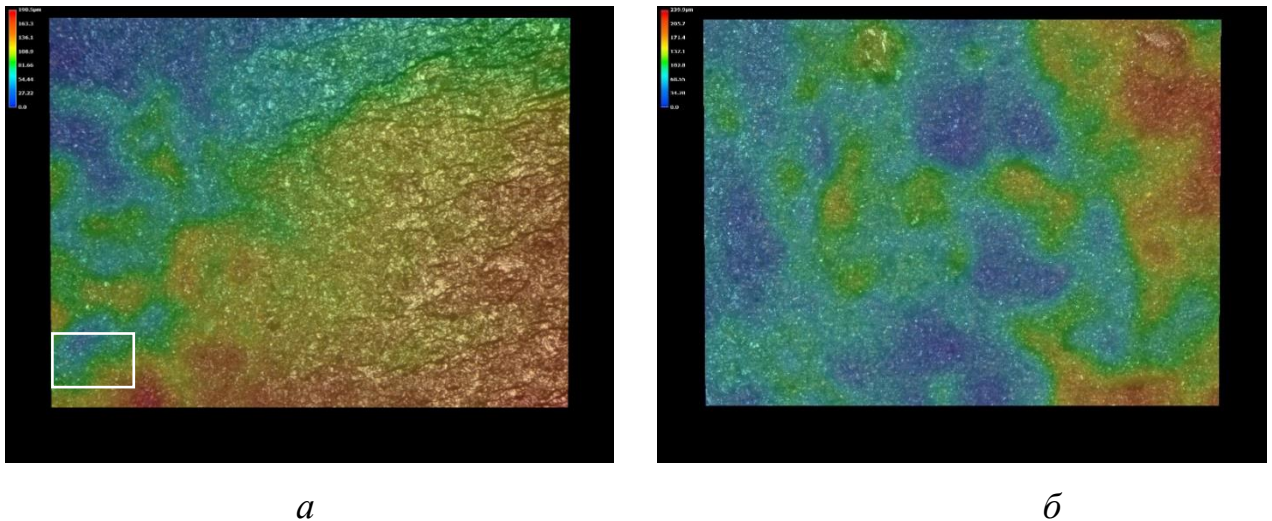


Рис. 2.12. Микроструктура с использованием функции 2-D изображения с наложением цвета по топографии: *а* – область разрушения, представленная на рис. 2.11. *б*; *б* – область разрушения, представленная на рис. 2.11. в

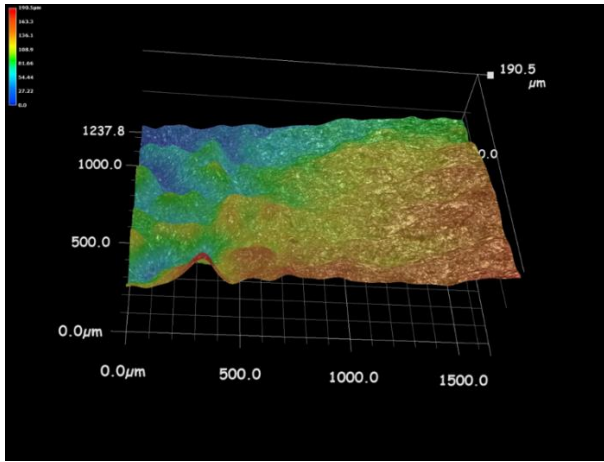
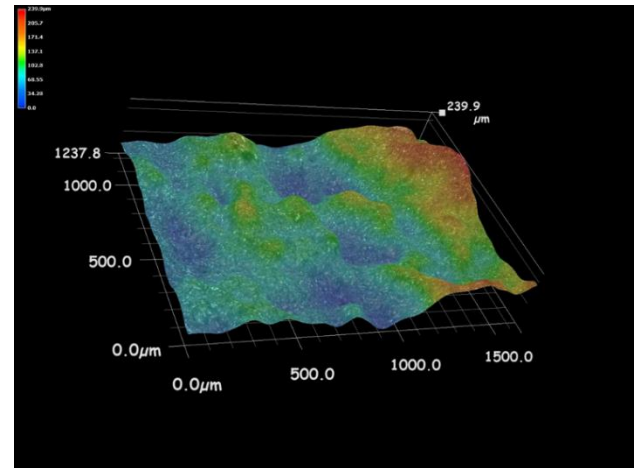
*a**б*

Рис. 2.13. 3D-структура материала с наложением цвета по топографии, размерной сетки, точкой начала координат и направлением координатных осей: *a* – область разрушения, представленная на рис. 2.11. *б*; *б* – область разрушения, представленная на рис. 2.11. *в*

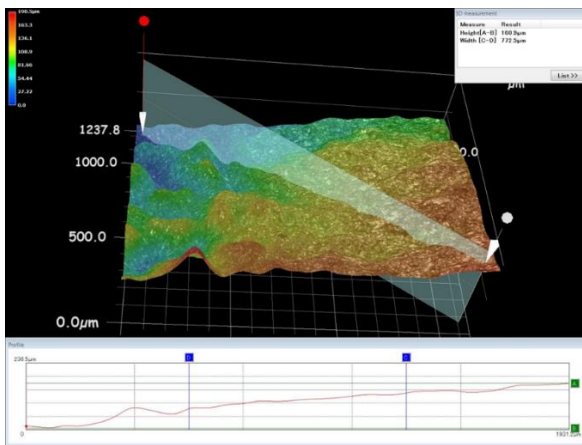
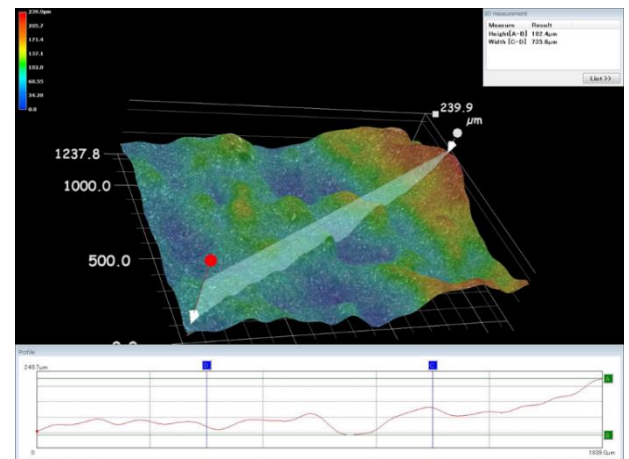
*a**б*

Рис. 2.14. 3D-структура с профилограммой по выделенному сечению: *a* – область разрушения, представленная на рис. 2.11. *б*; *б* – область разрушения, представленная на рис. 2.11. *в*

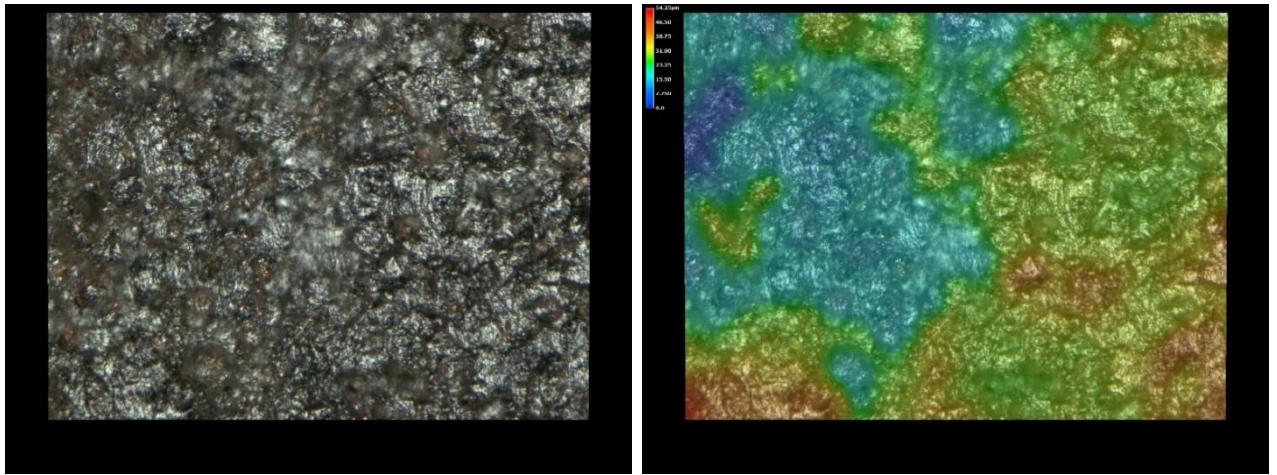
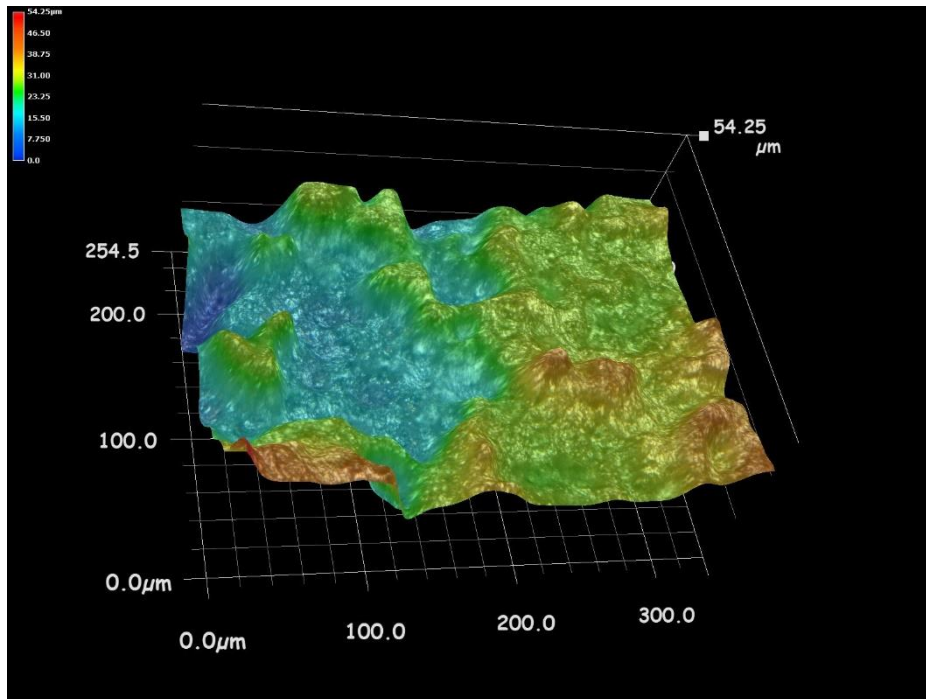
*a**б**в*

Рис. 2.15. Микроструктуры: *a* – выделенного участка на рис 2.12,*a* с увеличением  $\times 1000$ ; *б* – 2D-структура с использованием функции изображения с наложением цвета по топографии ( $\times 1000$ ); *в* – 3D-структура материала с наложением цвета по топографии, размерной сетки, точкой начала координат и направлением координатных осей ( $\times 1000$ )

### **2.7.3.2 Методика изучения поверхностей разрушения, превышающих максимальное поле зрения микроскопа**

Достаточно, часто для исследовательских целей требуется полное представление поверхности разрушения образца (детали). Получение четкого изображения связано с определенными трудностями – это большие размеры исследуемой поверхности и большие перепады высот профиля на всей протяженности поверхности. Применение цифрового микроскопа, позволило выделить из множества функций его интерфейса наиболее эффективные, для решения такого рода материаловедческих задач, и выстроить их в виде определенной последовательности некоторой методики. Для получения широкоформатных изображений если объект имеет неровную поверхность со значительными перепадами высот рельефа полностью сфокусированное изображение может быть быстро получено путем слияния изображений с различными позициями фокуса. Для этого:

1. Получаем 3D-изображения под различными углами, что позволяет качественно видеть любую форму поверхности (рис. 2.16.).
2. Применяем метод целевого фокуса в виде технологии для сшивания изображений в реальном времени. Для этого полученные данные с Z-направления при начальном поле зрения (рис. 2.16.) обрабатываем с использованием алгоритма сличения с образцом с целью определения следующей секции широкоформатного изображения, таким образом осуществляем «Z-позиционирование» и в конечном итоге получаем сшитое изображение поверхности образца, представленное на рисунке 2.17.
3. Сшитое 3D-изображение поверхности разрушения исследуем с использованием ранее разработанных методик, изложенных в пунктах 2.7.1. – 2.7.3.1. Выборка по результатам таких исследований продемонстрирована на рисунке 2.18.



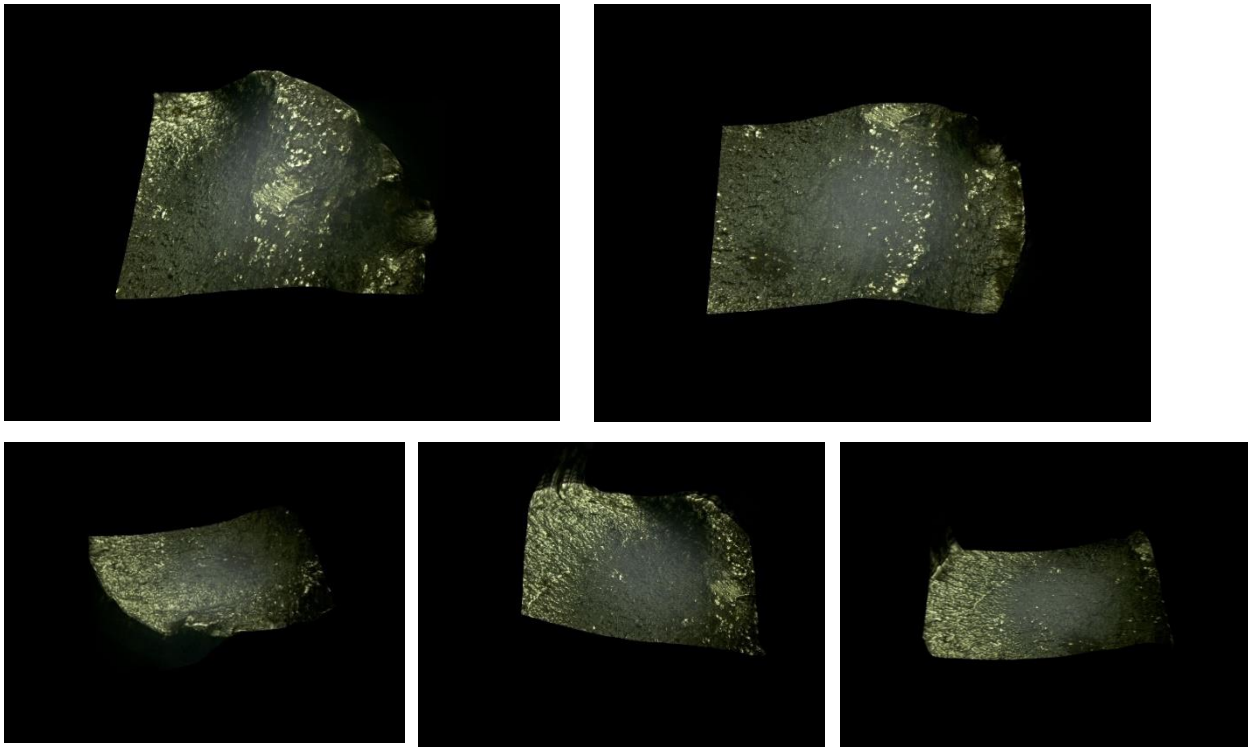


Рис. 2.16. 3D-изображения различных секций исследуемой поверхности

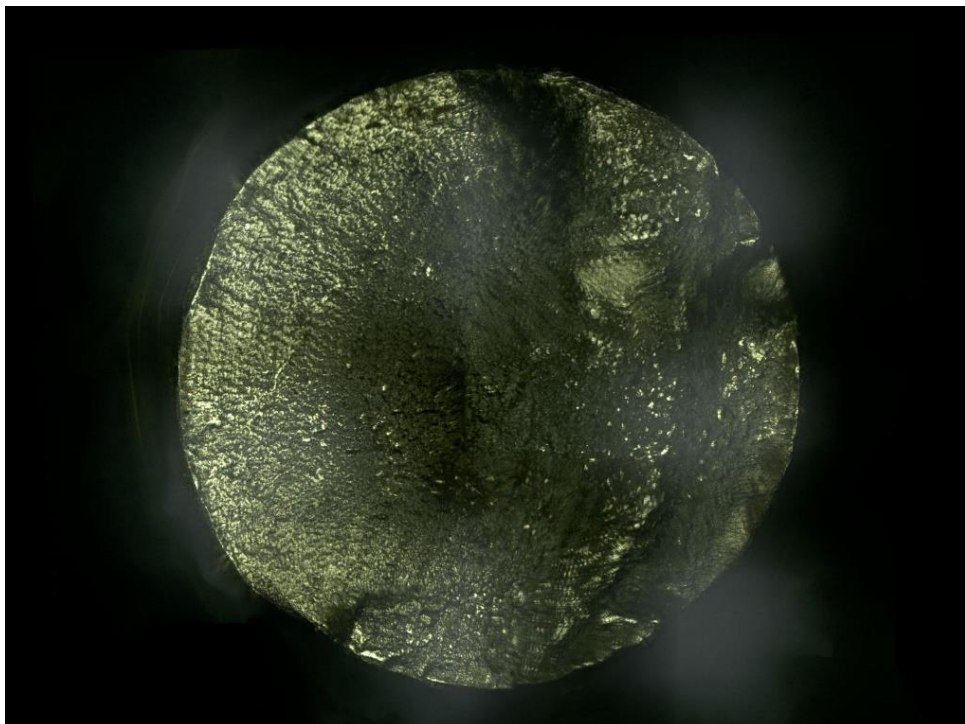


Рис. 2.17. Сшитое 2D-изображение поверхности разрушения цилиндрического образца после испытаний на усталость

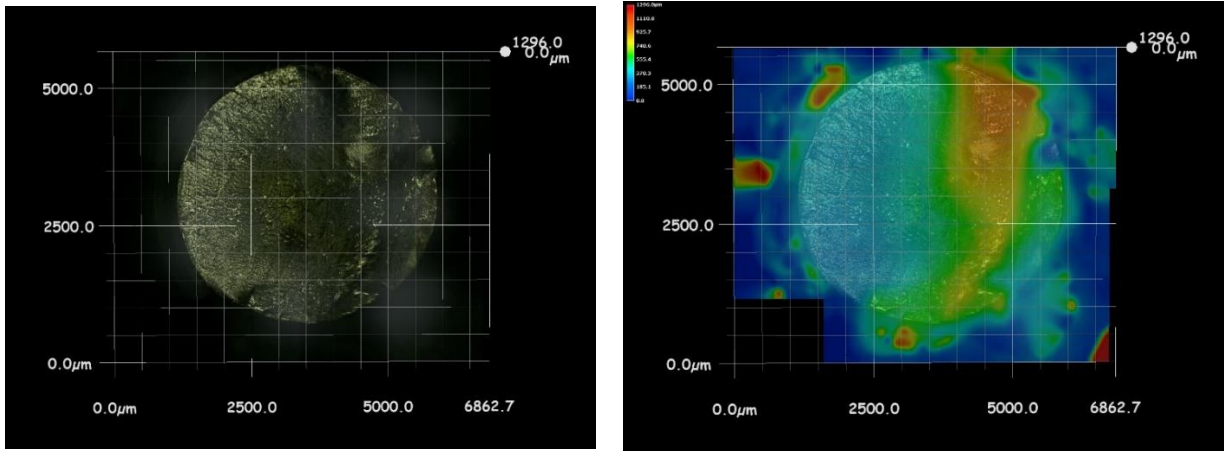
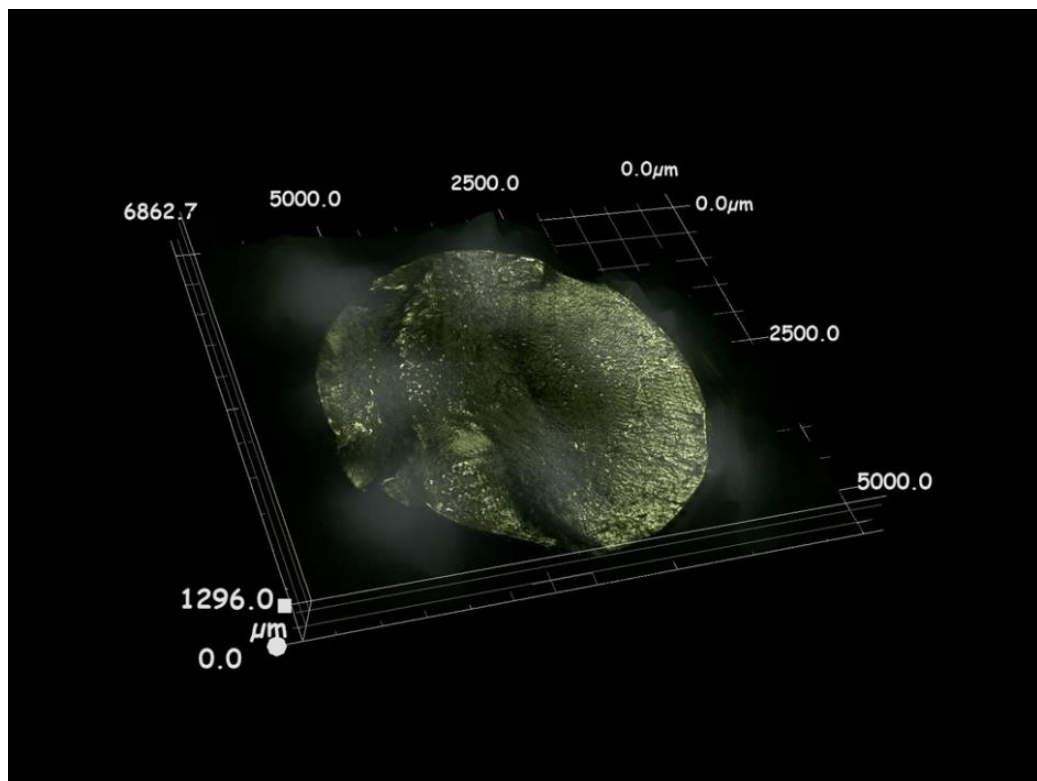
*a**б**в*

Рис. 2.18. Считая структура поверхности разрушения цилиндрического образца после испытаний на усталость: *a* – 2D-изображение с наложением размерной сетки; *б* – 2D-изображение с наложением размерной сетки и цвета по топографии; *в* – 3D-структура материала с наложением размерной сетки, точкой начала координат и направлением координатных осей

### **2.7.3.3 Методика изучения деформационного рельефа на разных этапах наработки при циклических испытаниях**

С целью исследований динамики накопления повреждений в процессе циклической деформации на стадиях зарождения и распространения трещин, определения величин раскрытия и зоны деформации в окрестностях трещины на разных этапах наработки весьма удобным и эффективным является применения цифрового микроскопа. Проведение таких структурных исследований предлагается следующий алгоритм действий:

1. Заранее определяются величины наработки в процентах от максимальной долговечности исследуемого образца при заданном уровне нагрузки, для остановки испытаний с целью исследования накопленной повреждаемости и динамики деформационного рельефа поверхности нагружаемого образца.

2. Останавливаем испытание на усталость. Вынимаем образец из установки для испытаний. Фиксируем пройденное количество циклов в протоколе испытаний.

3. Устанавливаем исследуемый образец на стол микроскопа и медленно поворачивая его вокруг своей оси проводим анализ поверхности образца в соответствии с методикой 2.7.2 пункты 2-3 (рис. 2.19).

4. Исследуем заинтересовавшие нас области при различном увеличении с использованием функции наложения цвета по топографии. Добавляем размерную сетку и определяем точку начала координат. Выбираем направление осей координат (рис. 2.20).

5. Применяя алгоритм фрактографического исследования 3-D структуры исследуем рельеф зон деформации в окрестности трещины (рис. 2.21).

6. Применяем 3D измерительную систему в форм-факторе «Все-В-Одном». Производим необходимые измерения структурных составляющих и 3D-поверхности используя пункт 2.7.4 (рис. 2.22).

7. Применяем геометрическую абберацию в режиме 3-D демонстрации для детального изучения исследуемых процессов (рис. 2.23). В качестве примера продемонстрируем неопубликованные структуры наших исследований, являющихся продолжением работ, рассмотренных в данной диссертации по исследованию волнового характера накопления повреждений.



Рис. 2.19. Микроструктуры цилиндрического образца в процессе испытаний на усталость: а – деформационный рельеф;

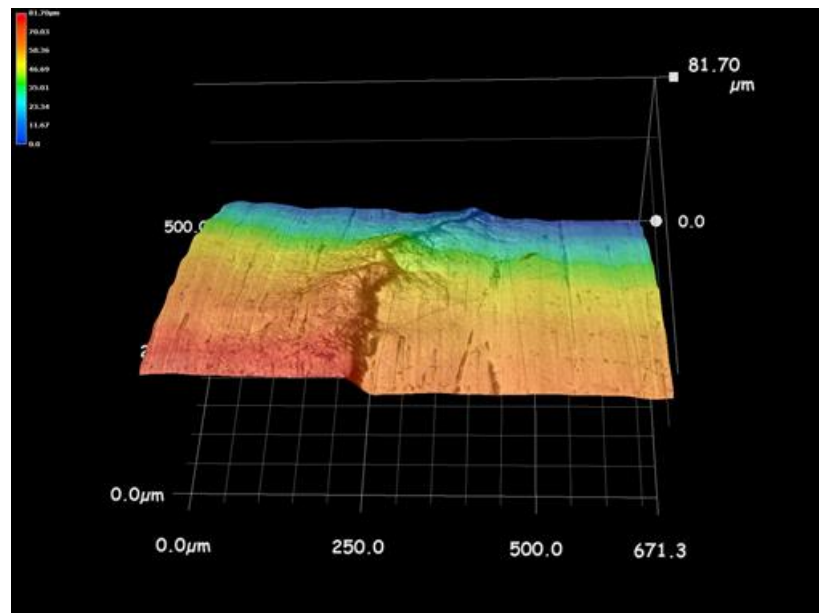


Рис. 2.20. Микроструктуры цилиндрического образца в процессе испытаний на усталость: в – 3D-структура с наложением размерной сетки, точкой начала координат и направлением координатных осей



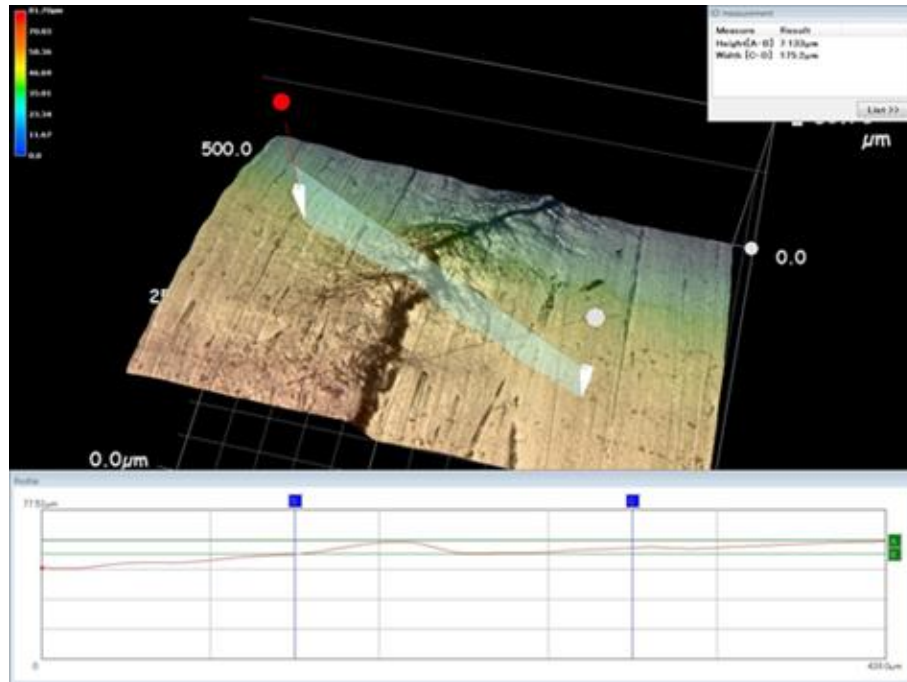


Рис. 2.21. Микроструктуры цилиндрического образца в процессе испытаний на усталость:  $z$  – 3D-структура с профилограммой по выделенному сечению

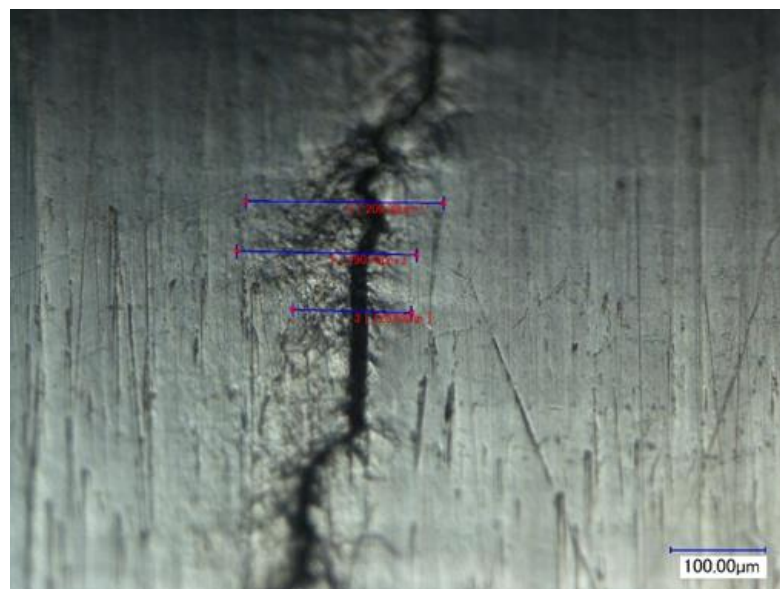


Рис. 2.22. Микроструктуры цилиндрического образца в процессе испытаний на усталость: деформационный рельеф с визуализацией применения функций измерения по пункту 2.7.4

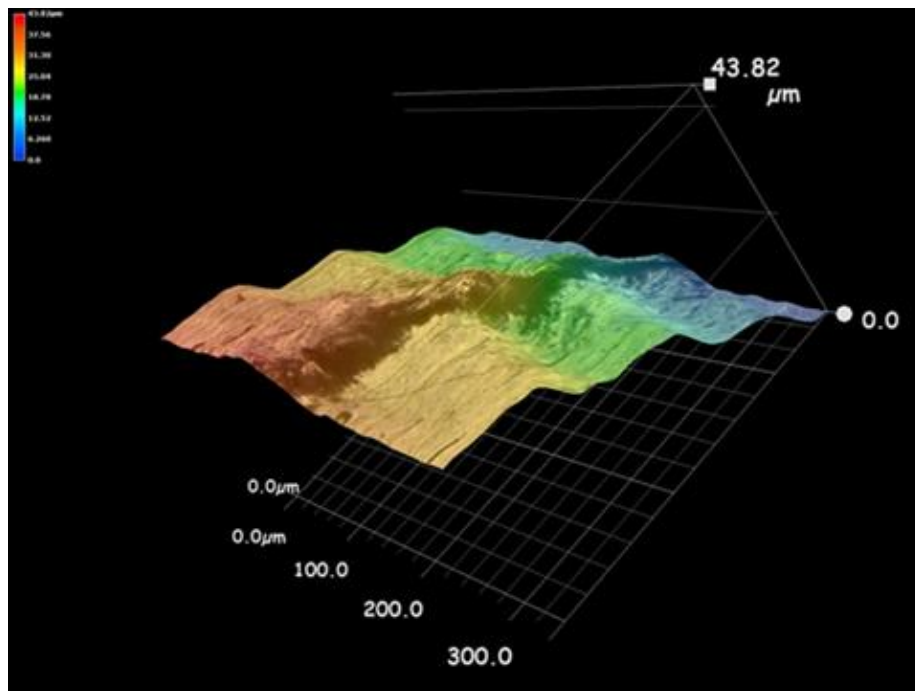


Рис. 2.23. Геометрическая aberrация для исследования волнового характера накопления повреждений [216]

#### 2.7.4 Основные функции и средства измерения элементов структур с использованием цифрового микроскопа

Для определения геометрических размеров структурно-фазовых составляющих, размеров зон пластической деформации и раскрытия трещин на получаемых изображениях с помощью цифрового микроскопа было выделено 2 типа основных функций, целесообразных к использованию в наших задачах: 1 – по форме привязки систем отсчета и измерения к исследуемому элементу структуры – что важно для получения более точных измерений; 2 – по геометрии отображения применяемого измерения – линейные и плоскостные объекты структуры.

По первому типу остановили свой выбор на следующих функциях:

1. «Авто-выбор ребра». С помощью данной функции определяется край изучаемого объекта, и точка измерения корректируется автоматически. Это

гарантирует достоверный результат измерения, нивелируя человеческий фактор. (рис. 2.24,а,б)

2. «Ввод множества точек». При использовании этой функции края линий (межфазовая граница) определяются методом наименьших квадратов, чтобы обеспечить точный результат измерений (рис. 2.24,з).

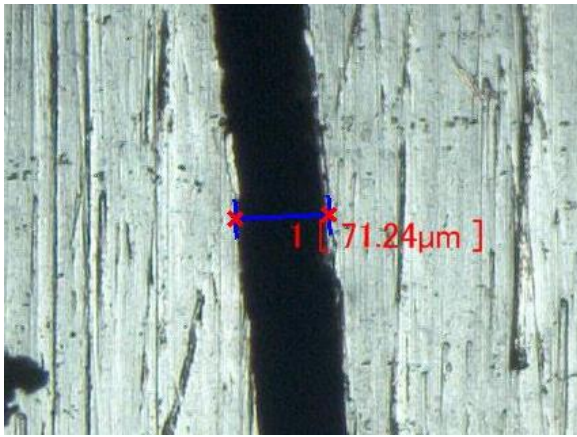
По второму типу функций использовали:

1. «Расстояние между двумя точками». Использовали для определения линейных размеров раскрытия трещин (рис. 2.24,а), зоны пластической деформации (рис. 2.24,б), фазовых составляющих (рис. 2.24,з).

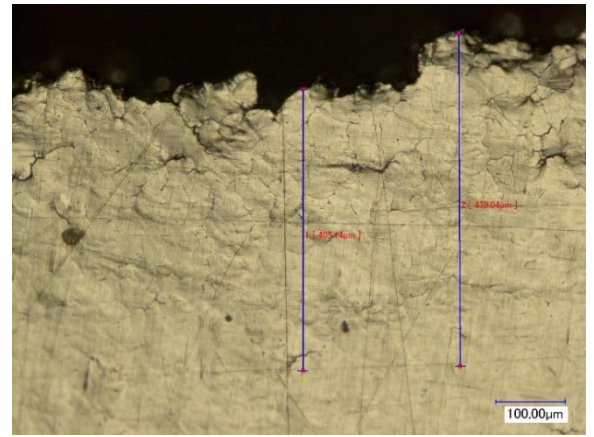
2. «Радиус». С помощью этой функции определяли поверхностные размеры интересующих элементов структуры описанием окружности по трем заданным точкам. Точки задавали вручную. Для точной привязки к границе раздела использовали функции первого типа. (рис. 2.24,в).

3. «Расстояние между центрами». Расстояние между двумя структурными составляющими вписанных в окружности можно автоматически измерить с помощью данной функции как расстояние между центрами этих окружностей, выделив последовательно каждую окружность (рис. 2.24,в).

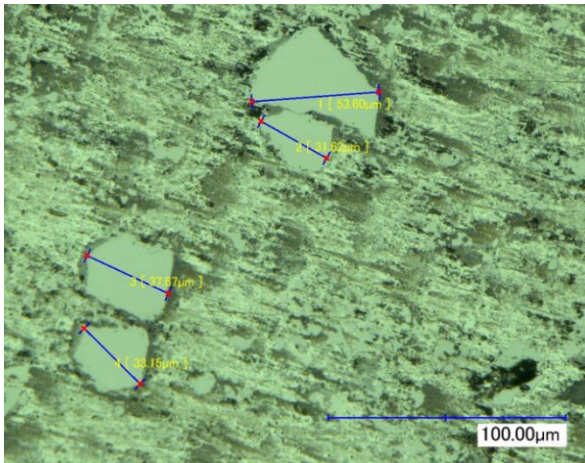
Необходимо заметить, что для количественной оценки структуры (метод Джеффиса для определения размера зерна, метод хорд Спектора), а также для определения объемной доли структурной составляющей (точечный метод Глаголева, принцип Кавальери, линейный метод Розиваля), наряду с обозначенными функциями, можно дополнительно применить функции «Угол», «Длина перпендикуляра» и «Площадь» для увеличения точности оценки и сокращения временных затрат.



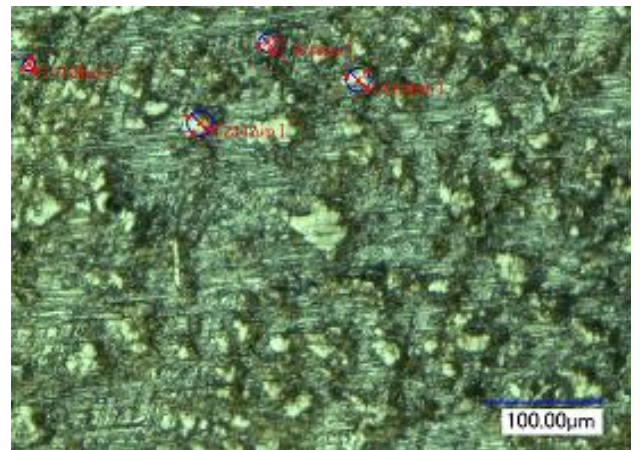
а



б



в



г

Рис. 2.24. Микроструктуры с визуализацией применения функций и средств измерения элементов структур цифрового микроскопа: а, б – неопубликованные материалы; в – [217]; г – [218]

## 2.8. Алгоритм комплексного исследования структуры металлических материалов и его аппаратная реализация

Новое тысячелетие ознаменовано бурным технологическим ростом цифровых технологий, что нашло свое отражение в производстве испытательного оборудования: микроскопия вышла на качественно новый

уровень с огромным количеством разнообразного программного обеспечения, позволяющего углубленно изучать структурно-фазовое состояние материалов. С появлением нового оборудования – появились новые возможности, а, следовательно, появился запрос, как исследователей, так и производителей на разработку новых методов, алгоритмов и методик исследований, с целью получения более достоверной и исчерпывающей информации о материалах.

Для решения этой задачи разработан комплекс исследований материалов: включает в себя комбинацию прогрессивных методов исследования структур металлов и сплавов, и анализа экспериментальных данных с применением авторских и стандартных методик, что позволяет определять связь параметров сопротивления усталости со структурными и фазовыми изменениями, развивать эффективные методы оценки состояния материалов с учетом объемного и поверхностного распределения структурных дефектов материалов на микро-, мезо- и макроуровне изменения геометрии, предшествующих потере устойчивости, образованию микронесплошностей, полос скольжения, зарождению и распространению магистральной трещины при воздействии технологических факторов и фрактографическим исследованием поверхности разрушения.

Комплексное исследование структуры металлических материалов представляет исследование несколькими взаимодополняющими методами, включающими оптическую, цифровую и электронную микроскопию, анализ распределения микротвердости по сечению образца вблизи поверхности разрушения, как в процессе циклической деформации на разных этапах наработки, так и после полного разрушения в последовательности показанной на рисунке 2.25.



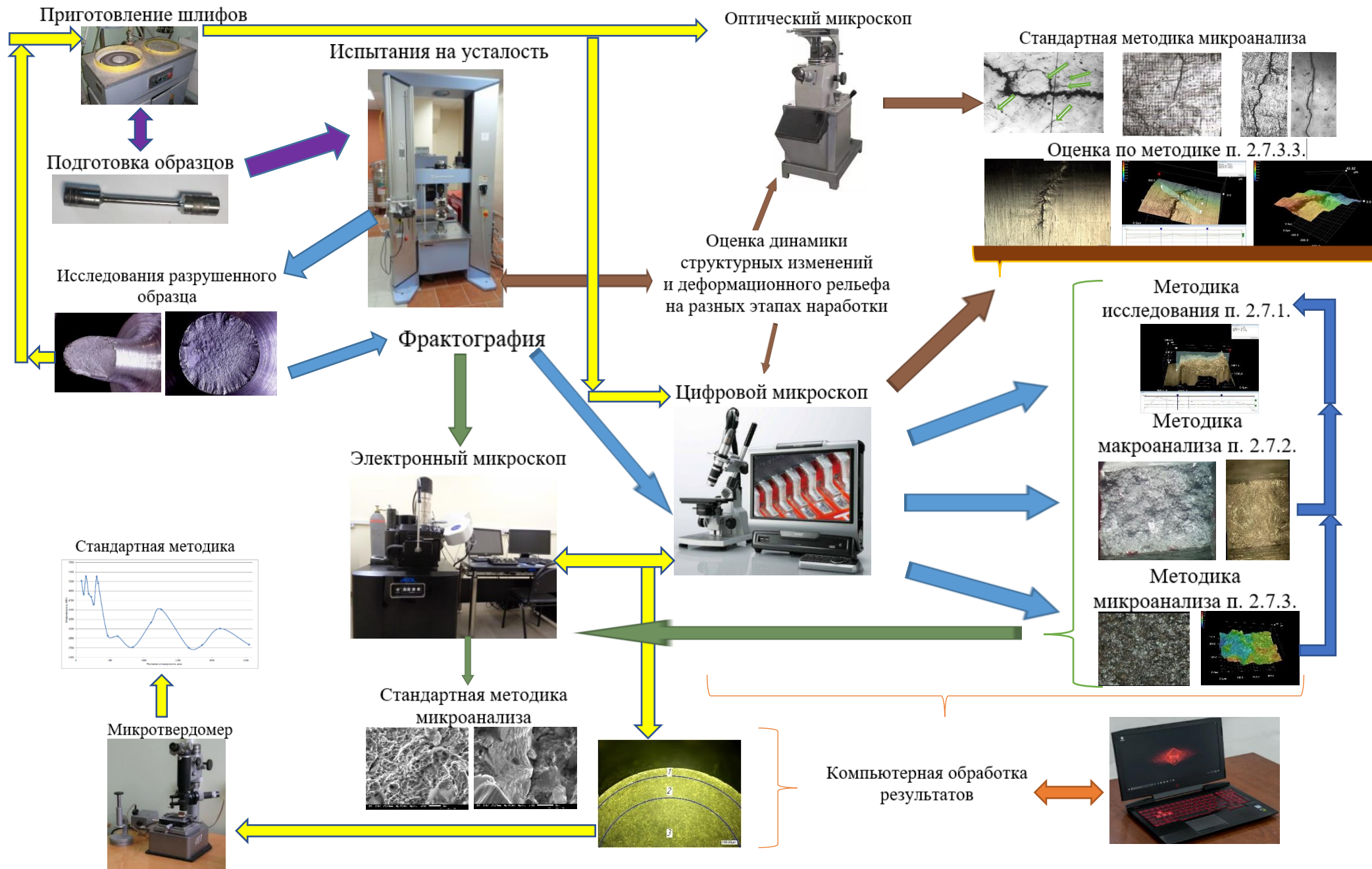


Рис. 2.25 Схема алгоритма комплексного исследования структуры материалов

## 2.9. Заключение по разделу 2

1. Разработанны и запущены в работу специальные установки для испытания на усталость по схеме консольного изгиба вращающегося образца. Стандартные установки для аналогичных испытаний металлов предназначены для испытаний по ГОСТ-25.502-79 образцов довольно внушительных размеров и не имеют широкого амплитудно-частотного диапазона. Кроме того, для построения даже одной кривой усталости требуется большое количество образцов. Исследованные цветные металлы, являются весьма дорогостоящими и дефицитными, а в нашем случае, ещё и в ограниченном количестве. Поэтому были изготовлены образцы небольших размеров. В результате чего, возникла задача проведения испытаний на усталость миниобразцов, решение данной задачи нашло отображение в данном разделе диссертации в виде представленных схем новых установок. Конструктивными особенностями разработанных установок, является использование специальных высокоточных втулок для крепления миниобразцов и системе нагружения с использованием пружинного динамометра. Применен оригинальный способ монтажа образцов в испытательную установку в виде собранного узла, состоящего из образца закрепленного с одной стороны в подшипник запрессованный в обойму с креплением под нагружающий динамометр, а с другой стороны во втулку. Такой способ разработан с целью исключения возможности деформации образца, в том числе и температурной, для особо легкоплавких материалов при закреплении в установке для испытаний. При исследовании структур и деформационного рельефа на заранее определенной наработке извлекался весь узел для анализа в микроскопах.

2. Разработана и запущена в работу уникальная электромагнитная установка для испытания на усталость по «мягкой» схеме консольного циклического поперечного изгиба плоского образца с целью определения стабильности поведения материалов в условиях циклического деформирования. Была поставлена вторая задача: когда требуется установка

не просто проводить испытания, но и регистрировать циклическое упрочнение при помощи изменения частоты колебаний образцов, изготовленных из разных материалов. Изначально стоял вопрос выбора материала и его термической обработки с целью получения стабильных свойств, т.е. точнее свойств мало изменяющихся в процессе циклической деформации. Этого требовало натурное изделие, которое работает при циклических напряжениях выше предела усталости, т.е. требуется определить ресурс долговечности на базе, превышающей стандартную в десять раз ( $10^8$  циклов) с высокой частотой вибрации изделия (240 Гц). Для решения этой задачи разработали установку, которая описана в этом разделе.

3. Показан новый подход аттестации материалов по прочностным характеристикам и стабильности поведения сплавов, включающий в себя систему параметров, позволяющих обстоятельно отображать функциональные связи и закономерности поведения материалов при испытаниях на усталость и дает возможность обеспечить целостность описания совокупности процессов «упрочнения-разупрочнения» не конкретизируя такие важные параметры, как искажения кристаллической решетки, интенсивность дробления зерен на фрагменты, блоки и их взаимная разориентировка и др, которые так или иначе сказываются на значениях используемых нами показателей. Для сравнительной оценки прочностных характеристик на требуемой базе испытаний был введен относительный коэффициент ограниченной выносливости, который позволяет производить сравнительную оценку относительно максимальных прочностных характеристик (предел прочности  $\sigma_B$ ), как одного материала при разных спектрах нагружения, так и сравнивать различные материалы без каких-либо сложных расчетов. В рамках представленного подхода предполагается аттестовывать исследованные материалы по динамике эволюции рассмотренных параметров в процессе циклического нагружения.

4. Разработаны новые методики исследования макро- и микроструктур металлических материалов в 2-D и 3-D изображениях с использованием



новейшего цифрового материаловедческого микроскопа Keyence VHX-1000 с расширенными возможностями за счет усовершенствованной длиннофокусной оптической системы и цифровой обработки изображения в режиме Optimal Image с использованием функций автоматического распознавания объектива и приближения DOUBLE'R. Для этого были решены две задачи: 1 – необходимо было изучить, проанализировать и выделить из этого многообразия наиболее важные функции наблюдения, записи и измерения, интегрированные в этот микроскоп для исследования структуры металлических материалов в соответствии с целями и задачами, поставленными в наших исследованиях; 2 – разработать методики исследования структуры материалов с применением продвинутых возможностей этих функций микроскопа при механических испытаниях, в том числе на разных стадиях наработки.

5. Предложен алгоритм комплексного исследования структуры металлических материалов, который представляет исследование несколькими взаимодополняющими методами, включающими оптическую, цифровую и электронную микроскопию, анализ распределения микротвердости по сечению образца вблизи поверхности разрушения, как в процессе циклической деформации на разных этапах наработки, так и после полного разрушения. Определена последовательность и варианты действий показанные в виде наглядной схемы в данном разделе совместно с его аппаратной реализацией.

### **ГЛАВА 3. ИССЛЕДОВАНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК МАТЕРИАЛОВ С УЧЕТОМ ЭВОЛЮЦИИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ В ШИРОКОМ ДИАПАЗОНЕ ЧАСТОТНО-АМПЛИТУДНЫХ РЕЖИМОВ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ СХЕМ НАГРУЖЕНИЯ ПРИ УСТАЛОСТНЫХ ИСПЫТАНИЯХ**

#### **3.1 Исследование кривых усталости материалов с различными типами кристаллического строения при разной частоте циклической нагрузки и изменений микроструктуры**

На усталостную прочность металлов и сплавов оказывает воздействие большое количество факторов, причем каждый фактор испытывает комплексное влияние, действующих параллельно с ним, других факторов. Одним из факторов, определяющих важные параметры циклического нагружения является частота циклов [219-220].

Анализ отечественной и зарубежной литературы показывает, что однозначного понимания особенностей влияния частоты циклического нагружения на усталостную прочность и долговечность на данный момент не существует [221-223, 30]. Многие исследователи считают, что частота нагружения при комнатной температуре существенным образом не влияет на усталостное разрушение материалов [224-225]. Другая группа ученых придерживается мнения, что увеличение частоты нагружения неизменно приводит к увеличению циклической прочности [13, 24, 34]. Недостаточность фундаментальных знаний о факторе частоты циклов объясняется в первую очередь сложностью физических процессов, происходящих в поверхностном слое металлов, и длительностью эксперимента. Проблема правильной оценки влияния частоты циклического нагружения на сопротивление усталости металлов и сплавов, помимо практического значения, представляет собой большой теоретический интерес, поэтому привлекает внимание многих исследователей.

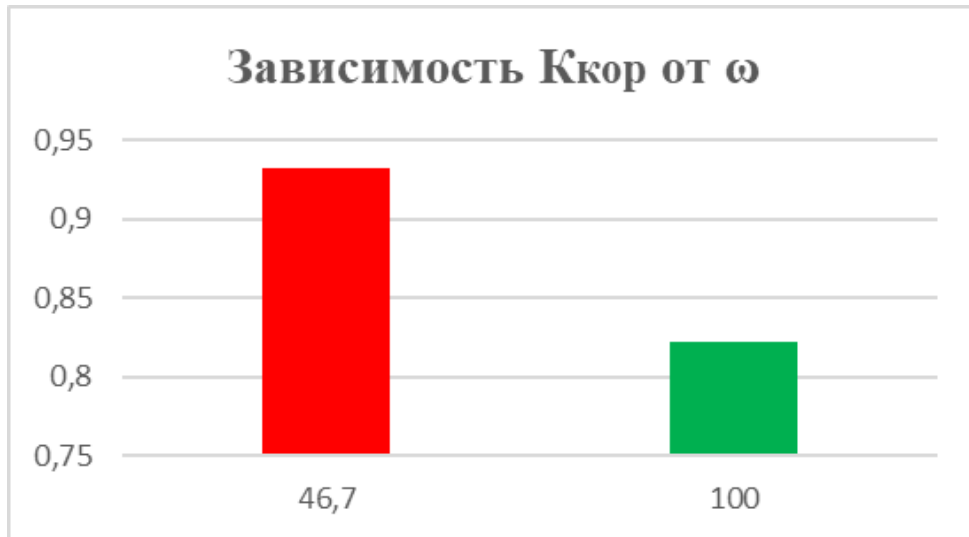


Рис. 3.1. Изменение разброса экспериментальных данных относительно аппроксимирующих линий кривых усталости меди при изменении частотно-скоростных условий нагружения

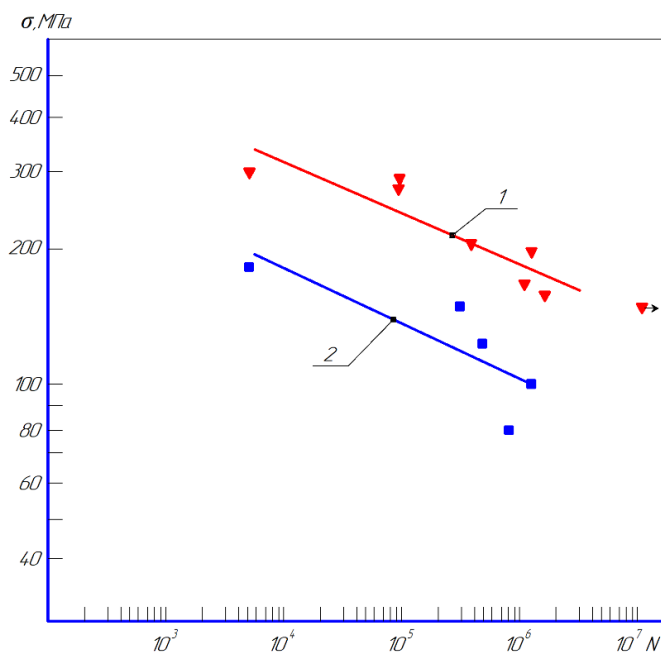


Рис. 3.2. Кривые усталости меди при  $t=20^{\circ}\text{C}$ ; частота приложения нагрузки: 46,7 (1), 100 (2) Гц; уравнения кривых усталости:  $\lg\sigma = 1,8944 - 0,1021 \lg N$  (1);  $\lg\sigma = 1,7131 - 0,1161 \lg N$

Циклическая прочность меди уменьшается с увеличением частоты циклов нагружения, при этом наблюдается увеличение нестабильности

поведения меди в область повышения скорости деформирования, что подтверждается увеличением разброса экспериментальных данных и численно выражено коэффициентом корреляции (рис. 3.1).

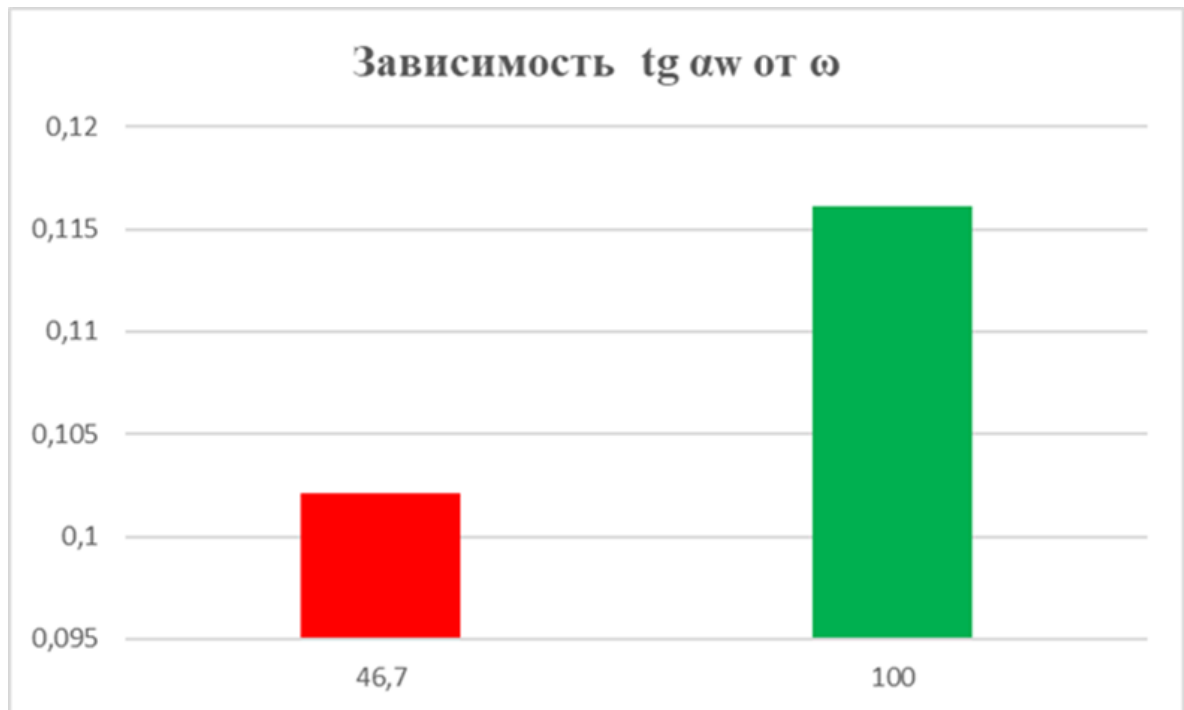


Рис. 3.3. Изменение наклона кривых усталости меди при изменении частотно-скоростных условий нагружения

Кривая усталости имеет достаточно пологий наклон (рис. 3.2), который практически не изменяется с увеличением частоты (рис.3.3) [226]. Наблюдения изменений микроструктуры показывают развитое поперечное скольжение в меди (рис. 3.4), что согласуется со сравнительно низкой энергией дефекта упаковки и невысокой гомологической температурой у нее. Морфологические изменения поверхности показывают, что плотность полос скольжения более высокая при более высокой частоте нагружения. Полосы скольжения относительно прямолинейны. Медь повреждается сильнее с ростом частоты циклов нагружения, даже при циклических нагружениях почти вдвое уменьшенных.

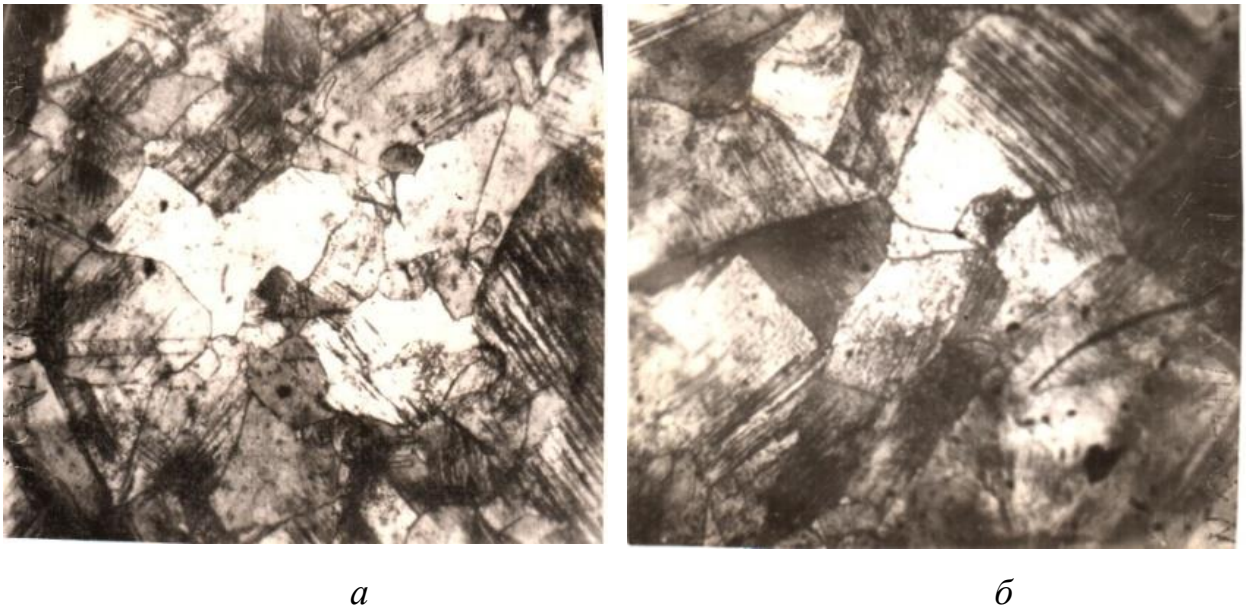


Рис. 3.4. Микроструктура меди после испытаний на усталость при 20° С; *a)* ( $\times 450$ ) и *б)* ( $\times 500$ );  $\sigma = 150$  и 76 МПа;  $N = 10^4$  и  $1,7 \cdot 10^5$  циклов;  $\omega = 46,7$  и 100 Гц. Деформация изгиба вращающегося образца

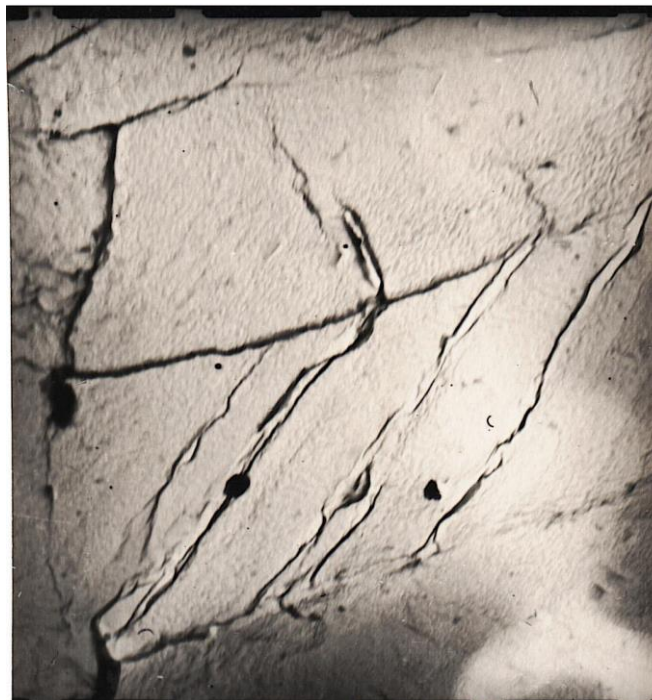


Рис. 3.5. Микроструктура меди после испытаний на усталость при 20° С ( $\times 9700$ ):  $\sigma = 225$  МПа;  $N = 7 \cdot 10^3$  циклов;  $\omega = 46,7$  Гц

Исследования микроструктуры выявили наличие «грубых» и глубоких полос локализованной пластической деформации (рис. 3.5), которые имеют

вид субмикротрещин, даже при напряжениях ниже предела выносливости; однако следует иметь в виду, что они расположены на большом расстоянии друг от друга, и это расстояние тем больше, чем ниже напряжение. Магистральная трещина зарождается на границе зерна в месте соприкосновения с ней полос скольжения. Таким образом, транскристаллитный характер разрушения сменяется интеркристаллитным.

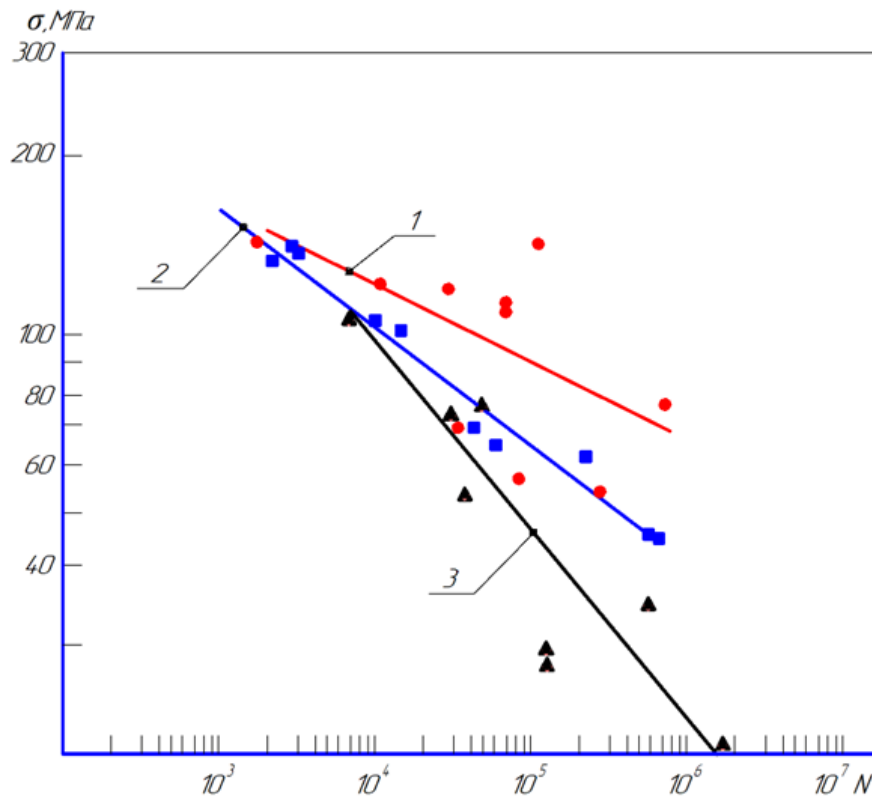


Рис. 3.6. Кривые усталости лантана  $t=20^{\circ}\text{C}$ : частота приложения нагрузки: 46,7 (1); 100 (2); 233,3 (3) Гц; уравнения кривых усталости:  $\lg \sigma = 1,723 - 0,1573 \lg N$  (1);  $\lg \sigma = 1,8942 - 0,2123 \lg N$  (2);  $\lg \sigma = 2,3274 - 0,3391 \lg N$  (3)

Лантан характеризуется средними значениями энергии дефекта упаковки и гомологической температуры. У него с ростом частоты циклического нагружения обнаружено снижение циклической прочности (рис. 3.6) [227].

При этом происходит довольно резкое увеличение наклона кривых усталости к оси количества циклов в область увеличения скорости деформирования (рис. 3.7). Это связано с чрезвычайно сильным окислением

на воздухе с образованием рыхлой окисной плёнки. Увеличение частоты циклического нагружения приводит к интенсивному нарушению поверхностной рыхлой плёнки, что усиливает вероятность зарождения трещин.

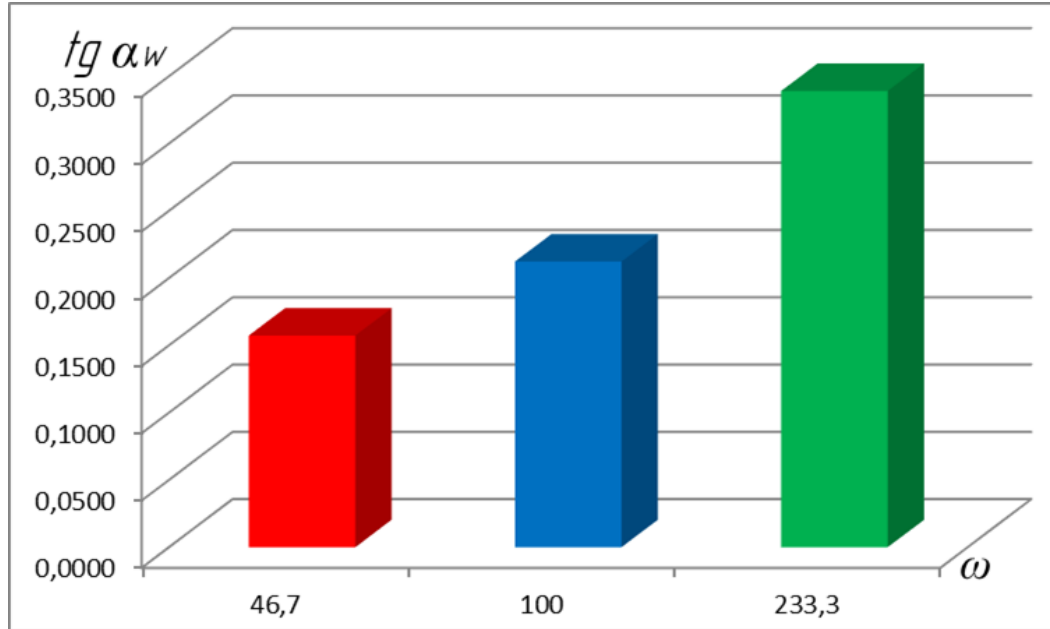


Рис. 3.7. Изменение наклона кривых усталости лантана при изменении частотно-скоростных условий нагружения

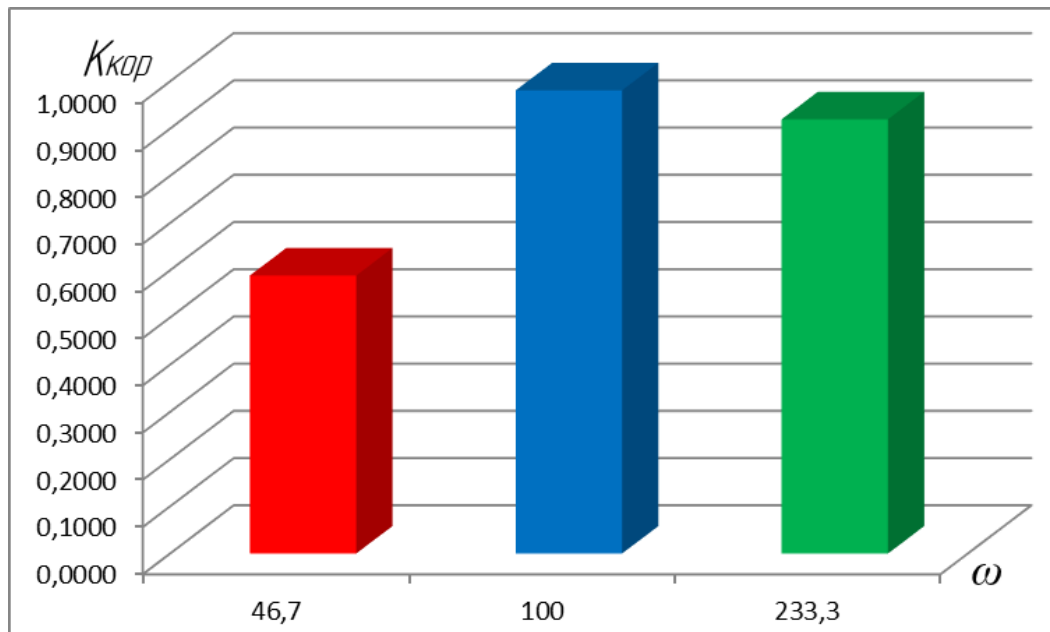


Рис. 3.8. Изменение разброса экспериментальных данных относительно аппроксимирующих линий кривых усталости лантана при изменении частотно-скоростных условий нагружения

Большой разброс экспериментальных данных, при пониженной частоте циклов нагружения показывает низкую усталостную стабильность лантана, что представлено малым значением коэффициента корреляции (рис. 3.8).

На рис. 3.9. показаны результаты испытаний на усталость цинка.

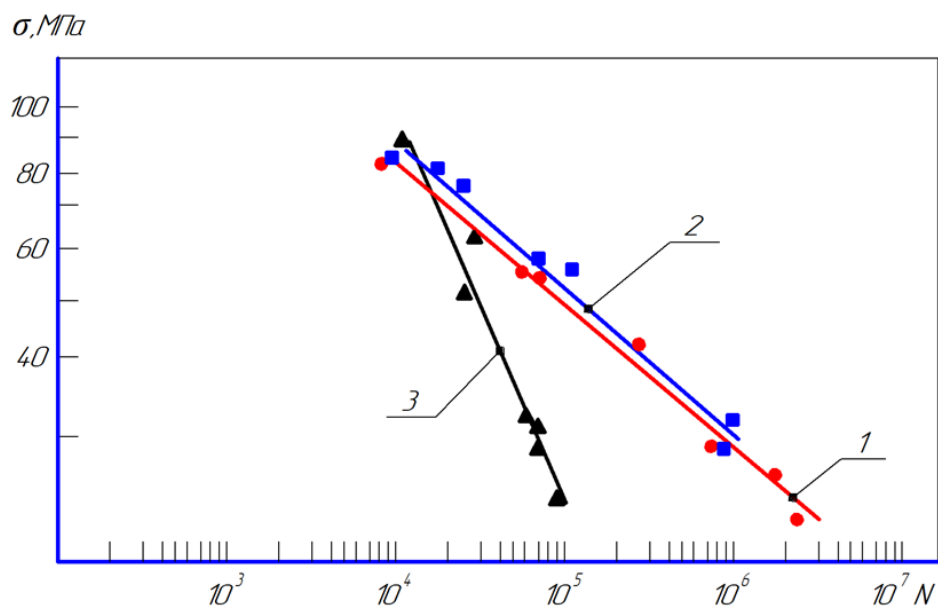


Рис. 3.9. Кривые усталости цинка при 20°C: частота приложения нагрузки: 46,7 (1); 100 (2); 233,3 (3) Гц; уравнения кривых усталости:  $\lg \sigma = 1,7987 - 0,2243 \lg N$  (1);  $\lg \sigma = 1,8316 - 0,2244 \lg N$  (2);  $\lg \sigma = 3,4953 - 0,6294 \lg N$  (3)

Разрушение в цинке при нормальной и повышенной температуре обычно имеет интеркристаллитный характер. Цинк имеет высокую  $\gamma$ , но из-за особенностей атомной упаковки в нем пластическая деформация идет двойникованием, которое с увеличением частоты в связи с увеличением скорости деформации должно усиливаться, приводя к снижению усталостной прочности. При этом на границе двойника наблюдаются углубления, похожие на субмикроскопические надрывы. Трещина на границе зерна возникает там, где с ней встретились двойники. По-видимому, высокая скорость роста двойников приводит к быстрому контакту с границами зерен, и в тех местах происходит надрыв границ. Двойникование в этом случае, вероятно, связано с охрупчиванием материалов. Быстрое двойникование в цинке приводит к



исчерпыванию пластической деформации, что уменьшает количество циклов до разрушения и приводит к возрастанию наклона.



Рис. 3.10. Микроструктура цинка: ( $\times 450$ ),  $\sigma = 48$  МПа;  $N = 8 \cdot 10^5$ ;  $\omega = 46,7$  Гц

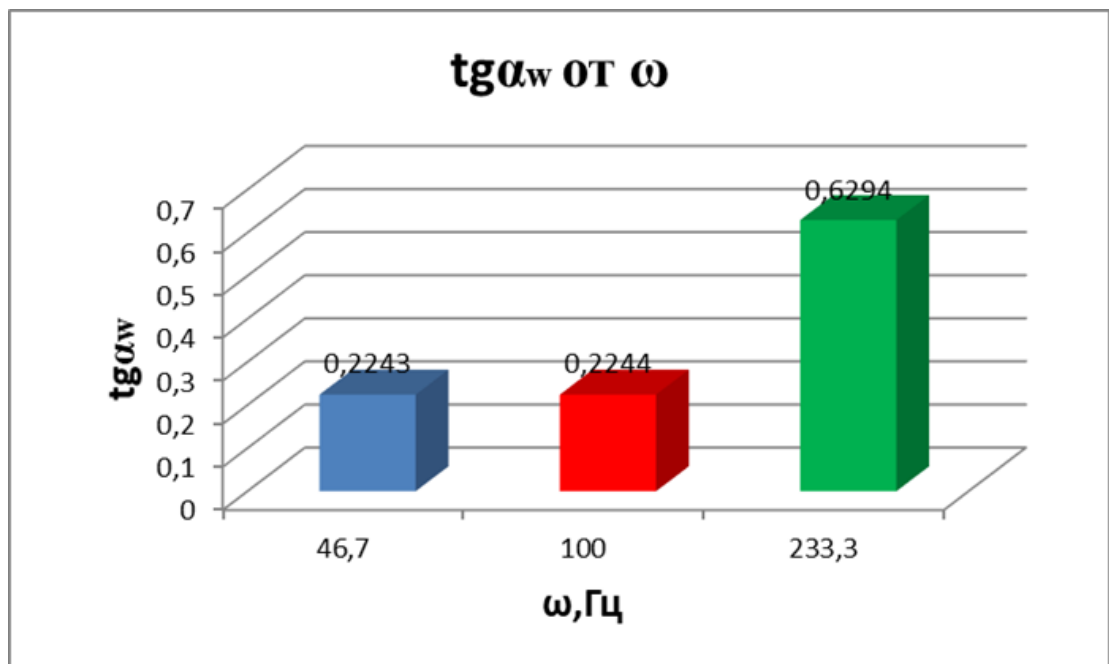


Рис. 3.11. Изменение наклона кривых усталости цинка при изменении частотно-скоростных условий нагружения

С увеличением частоты циклического нагружения ( $\omega$ ) до 233,3 Гц наблюдается резкое возрастание  $\text{tg} \alpha_w$ , что показывает уменьшение

циклической прочности с увеличением  $\omega$  (рис. 3.11). При этом необходимо отметить – при  $\omega = 46,7$  и 100 Гц кривые усталости практически совпадают (рис. 3.9). Во всем диапазоне спектра нагружения проведенных испытаний цинк показывает хорошую стабильность усталостного поведения, что отражено в высоких значениях коэффициентов корреляции и их несущественных отклонениях (рис. 3.12).

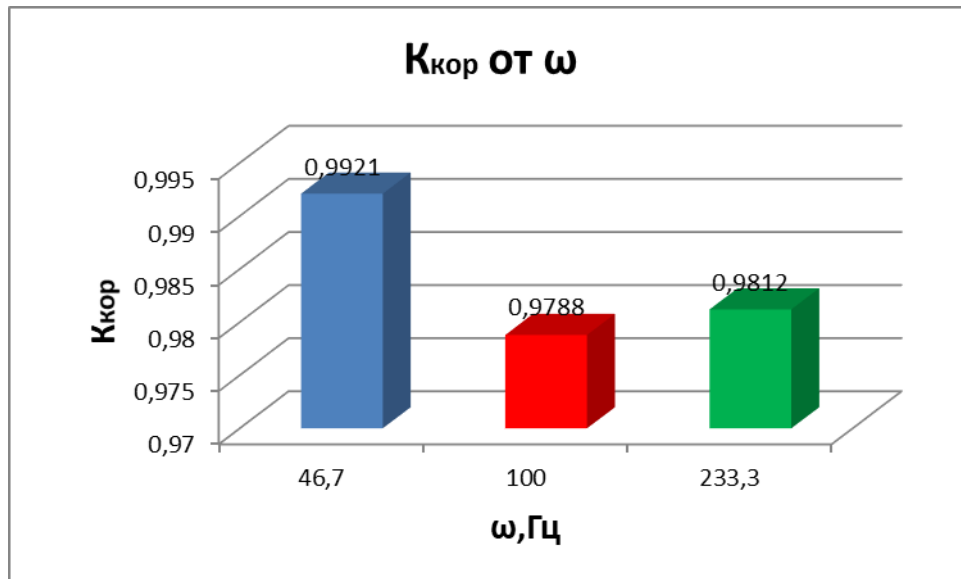


Рис. 3.12. Изменение разброса экспериментальных данных относительно аппроксимирующих линий кривых усталости цинка при изменении частотно-скоростных условий нагружения

Следует заметить, несмотря на то, что поперечное скольжение в цинке маловероятно, при определенных благоприятных условиях оно становится возможным (например [228] в более чистом металле наблюдали полосы скольжения). Поперечное скольжение в цинке происходит одновременно с двойникованием; двойники образуются и при повышенных температурах. Одновременное действие двойникования и поперечного скольжения приводит к сильному увеличению наклона кривой усталости с ростом температуры.

Иттрий обладает низкими значениями энергии дефекта упаковки и гомологической температуры, что должно уменьшать плотность полос скольжения и собственно поперечное скольжение. Иттрий ведет себя

практически аналогично лантану, хотя точки пересечения кривых усталости у каждого из них расположены на разных базах  $N$ . Кривые усталости иттрия показаны на рис. 3.13.

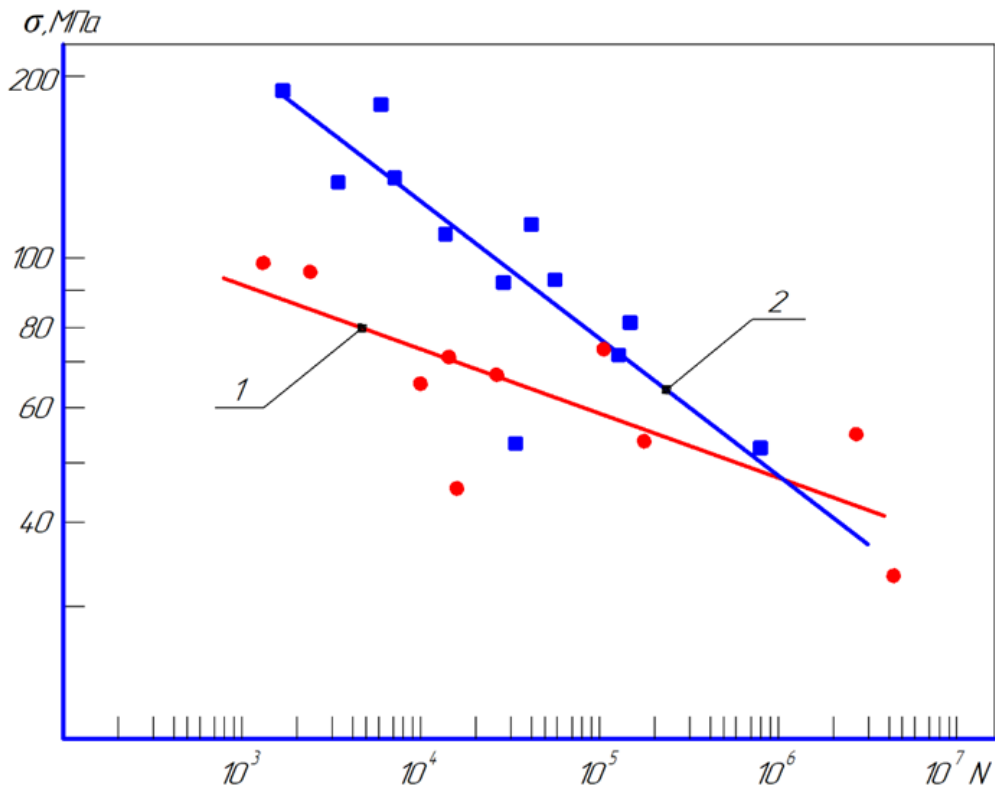


Рис. 3.13. Кривые усталости иттрия при 20°C: частота приложения нагрузки: 46,7 (1); 100 (2) Гц; уравнения кривых усталости:  $\lg \sigma = 1,285 - 0,1049 \lg N$  (1);  $\lg \sigma = 1,984 - 0,2229 \lg N$  (2)

Иттрий, как и лантан, чрезвычайно сильно окисляется на воздухе и имеет рыхлые окисные плёнки; у него даже наблюдаются поверхностные каверны. Увеличение частоты циклического нагружения приводит к интенсивному нарушению поверхностной рыхлой плёнки, что усиливает вероятность зарождения трещин. Результаты испытаний иттрия показывают, что при более высокой частоте приложения нагрузки циклическая прочность его выше, чем при более низкой, а, следовательно, повреждаемость поверхности уменьшается. Однако в первом случае наклон  $\operatorname{tg} \alpha_w$  настолько велик (рис. 3.14), что на базе  $10^6$  циклов при более высокой частоте может наблюдаться уменьшение предела усталости (рис. 3.13). Иттрий, хотя и входит в первую

группу металлов, тем не менее, на базе испытания выше  $10^6$  циклов, относится скорее ко второй группе, чем к первой.

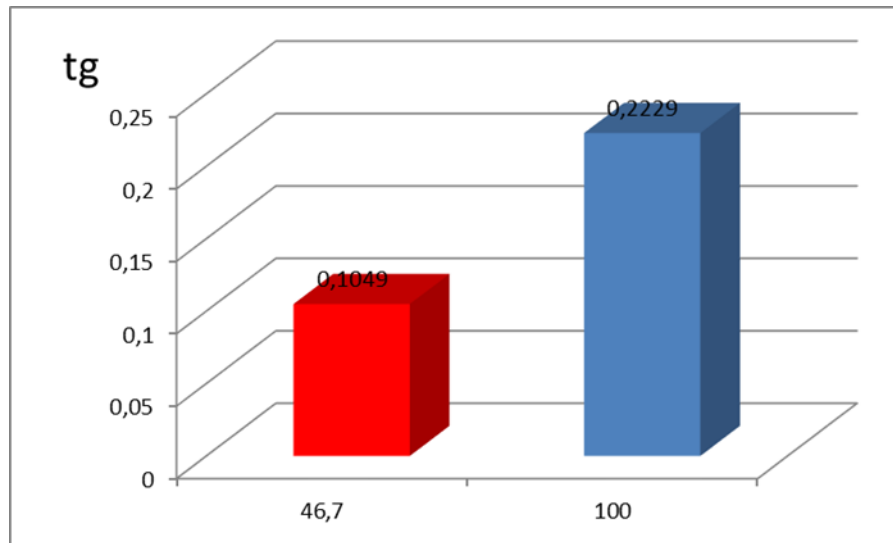


Рис. 3.14. Изменение наклона кривых усталости титрия при изменении частотно-скоростных условий нагружения

Средняя стабильность поведения титрия в различных областях скорости деформирования идентифицируется относительным постоянством разброса экспериментальных данных и выражена практически одинаковым коэффициентом корреляции (рис. 3.15)

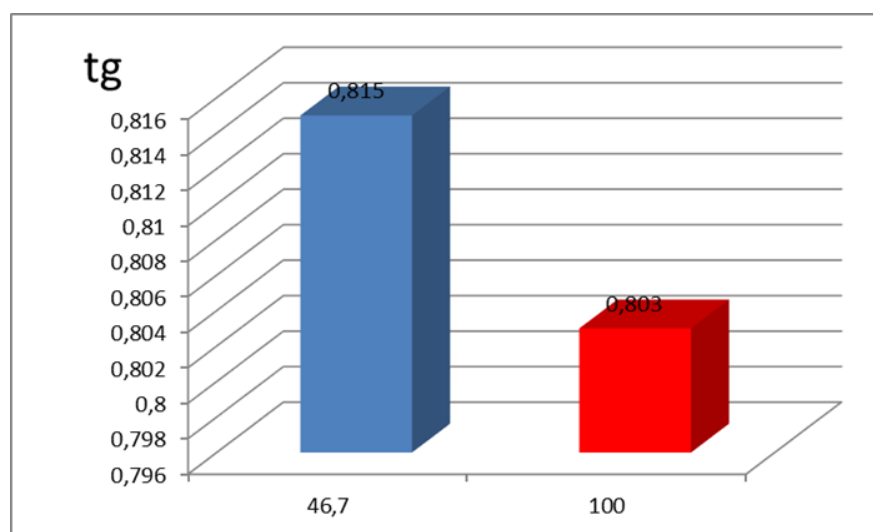


Рис. 3.15. Изменение разброса экспериментальных данных относительно аппроксимирующих линий кривых усталости титрия при изменении частотно-скоростных условий нагружения

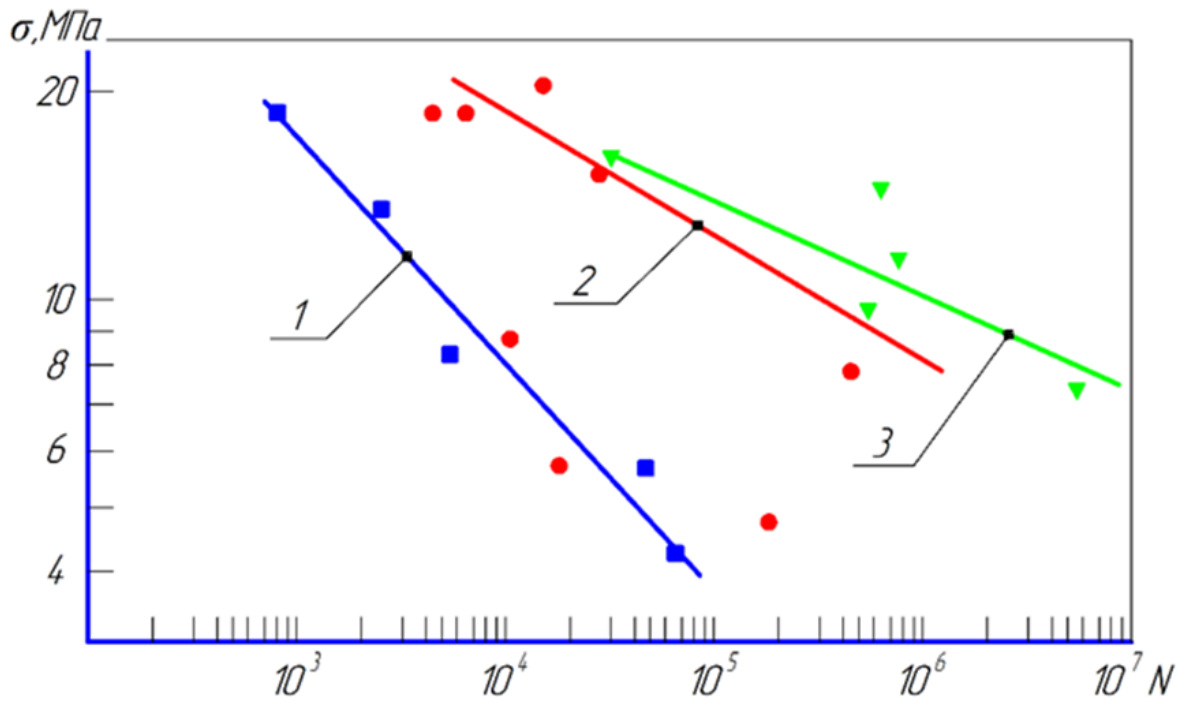


Рис. 3.16. Кривые усталости висмута при 20°C: частота приложения нагрузки: 0,033 (1); 1 (2); 46,7 (3); Гц; уравнения кривых усталости:  $\lg \sigma = 1,145 - 0,3111 \lg N$  (1);  $\lg \sigma = 0,891 - 0,1621 \lg N$  (2);  $\lg \sigma = 0,835 - 0,14 \lg N$  (3)

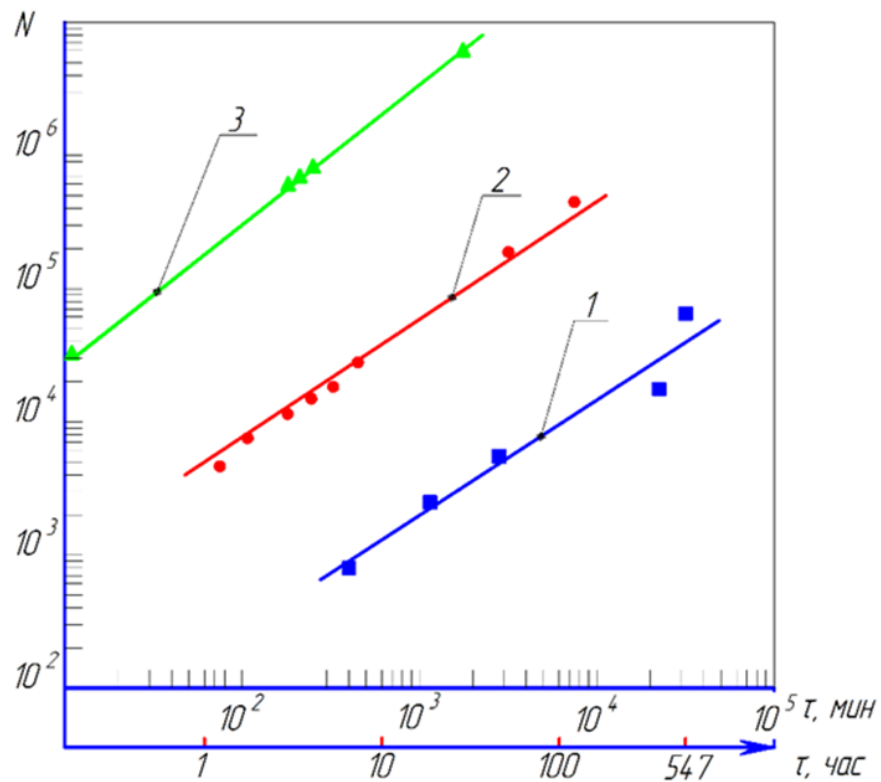


Рис. 3.17. Изменение времени нахождения образцов висмута под нагрузкой при разной наработке с учетом частоты циклов

У висмута при увеличении частоты нагружения циклическая прочность возрастает с учетом значительного изменения времени нахождения под нагрузкой (рис. 3.17), при этом наклон  $\text{tg } \alpha_w$  уменьшается (рис. 3.16), (рис. 3.18) [226].

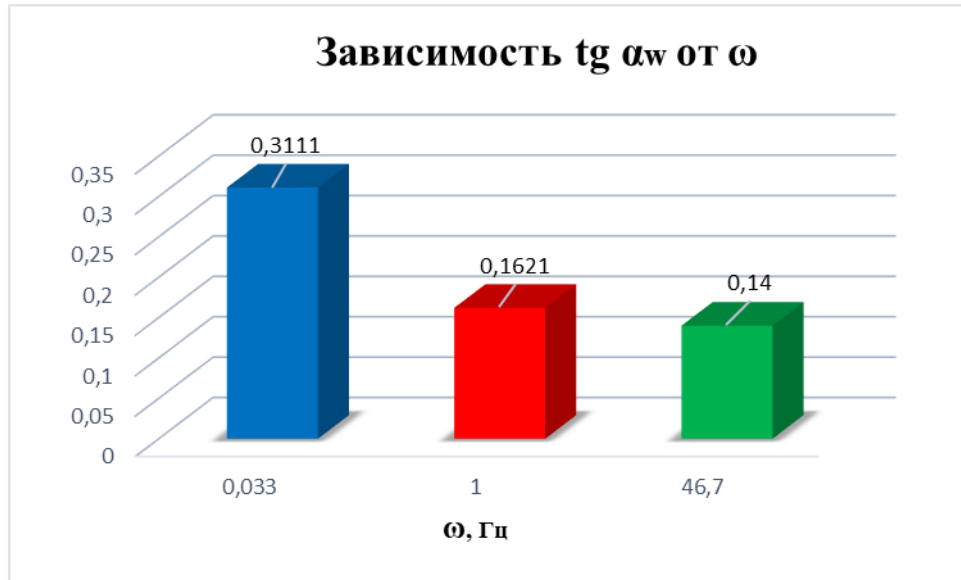
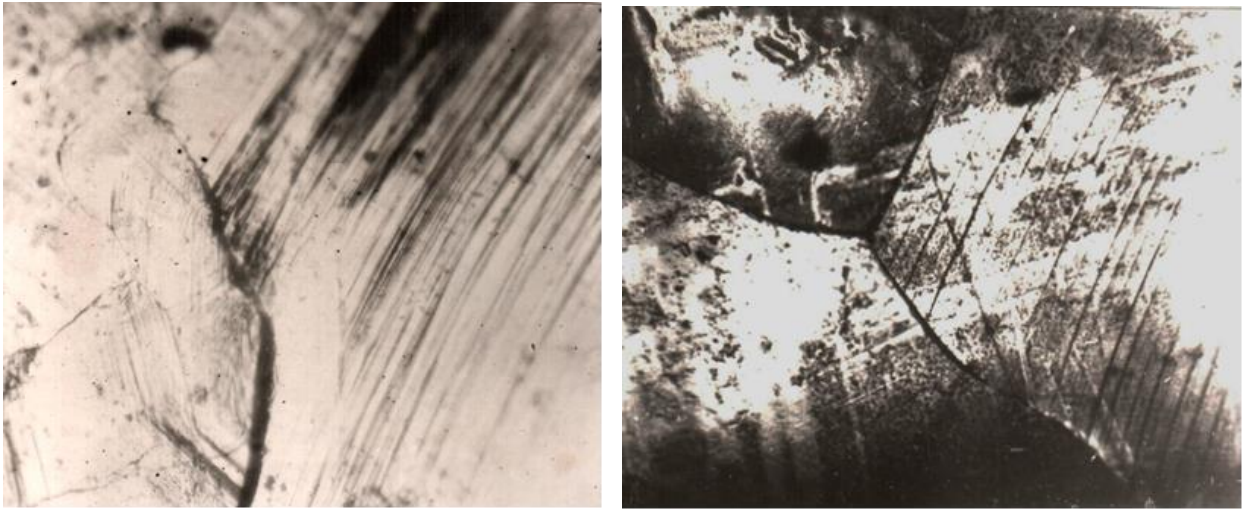


Рис. 3.18. Изменение наклона кривых усталости висмута при изменении частотно-скоростных условий нагружения

Сравнение микроструктур (рис. 3.19) показывает, что в случае низкочастотного спектра нагружения полос скольжения больше - они располагаются плотнее и охватывают большее количество зерен, наблюдаются микротрещины в полосах скольжения и трещины по границам зерен на ранних стадиях нагружения при  $N=290$  циклов, в то время как в случае увеличения частоты циклов до 46,7 Гц при  $N=1000$  циклов повреждаемость поверхности имеет совсем другой вид – полосы скольжения развиты слабо и расположены менее плотно друг к другу. Здесь нужно обратить внимание на то, что при этом число циклов больше, а повреждаемость меньше. Такие структурные изменения скорее всего связаны с доминирующей ролью высокого значения гомологической температуры по сравнению со средней величиной энергии дефекта упаковки собственных

висмуту, где определяющим становится время нахождения под нагрузкой в каждом цикле, которое при низкой частоте значительно увеличивается [225].



а

б

Рис. 3.19. Микроструктура висмута после испытаний на усталость при 20°C; ( $\times 340$ ); а) и б)  $\sigma$  одинаковое и равно  $\sigma = 16,9$  МПа;  $N = 290$  и 1000 циклам,  $\omega = 0,033$  и 46,7 Гц. Деформация вращения изогнутого образца диаметром 2 мм.

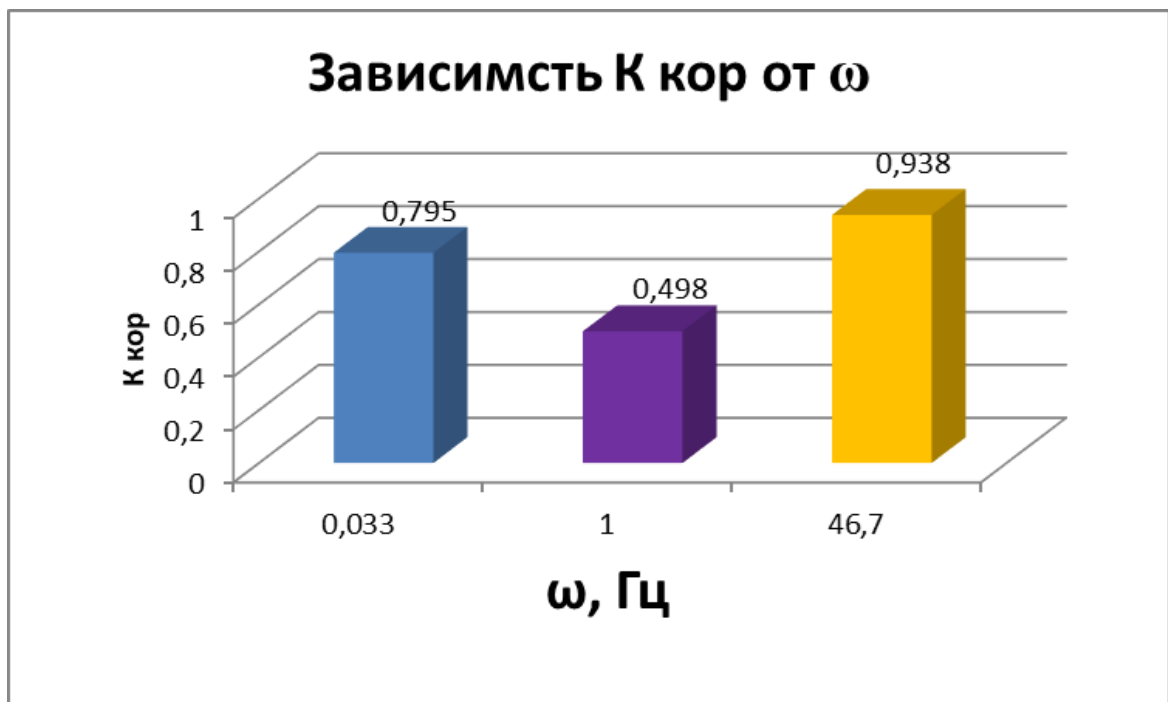


Рис. 3.20. Изменение разброса экспериментальных данных относительно аппроксимирующих линий кривых усталости висмута при изменении частотно-скоростных условий нагружения

Удовлетворительная стабильность сопротивления знакопеременному нагружению отмечается только при увеличении частоты циклов до 46,7 Гц выраженная соответствующим коэффициентом корреляции (рис. 3.20).

Испытания химически чистого кадмия показали, что с увеличением частоты нагружения долговечность или количество циклов до разрушения образцов возрастает (рис. 3.21). При этом наблюдается закономерное уменьшение наклона кривых усталости к оси количества циклов (рис. 3.22). При увеличении частоты от 0,033 до 1,0 Гц происходит увеличение долговечности на порядок, увеличение частоты от 1,0 до 46,7 Гц также приводит к возрастанию количества циклов на порядок. Кадмий имеет высокую энергию дефекта упаковки и высокое значение гомологической температуры. Конкуренция этих физических характеристик материала детерминируется параметрами циклического нагружения, где первостепенной, определяющей интенсивность накопления повреждений выступает температура, находящейся во взаимосвязи с частотным спектром нагружения, который устанавливает время нахождения под нагрузкой в каждом цикле.

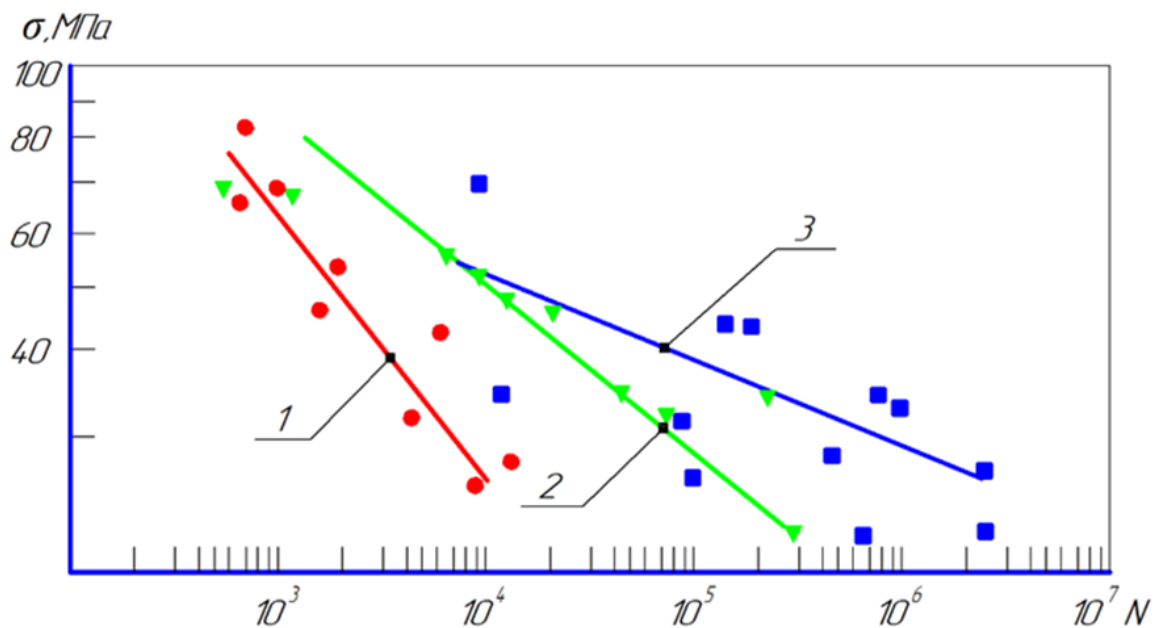


Рис. 3.21. Кривые усталости стали кадмия при  $t = 20^{\circ}\text{C}$ : частота приложения нагрузки: 0,033(1); 1(2); 46,7(3) Гц; уравнения кривых усталости:  $\lg \sigma = 1,7324 - 0,3214 \lg N$  (1);  $\lg \sigma = 1,618 - 0,2303 \lg N$  (2);  $\lg \sigma = 1,222 - 0,1274 \lg N$  (3)



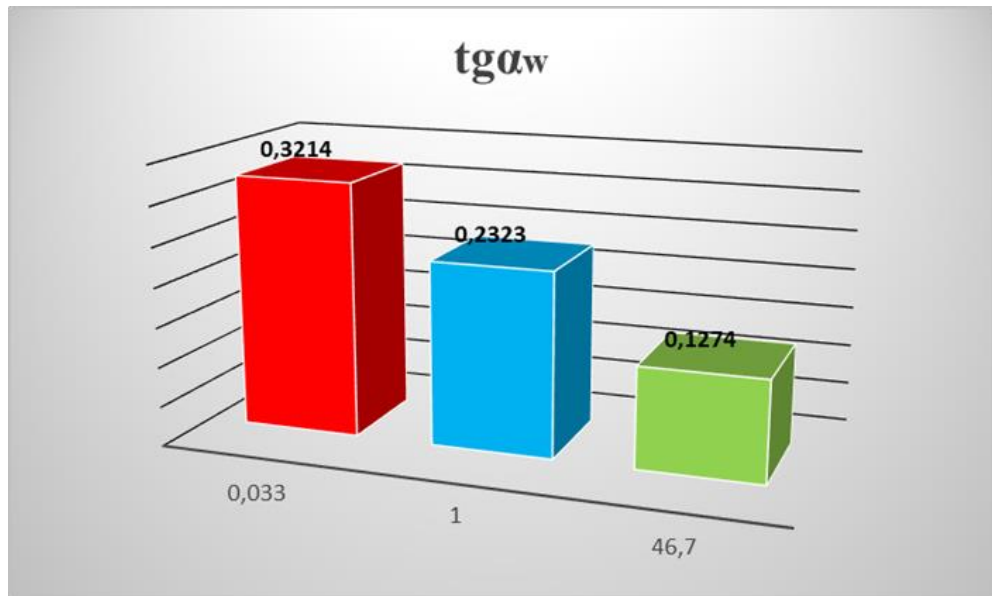
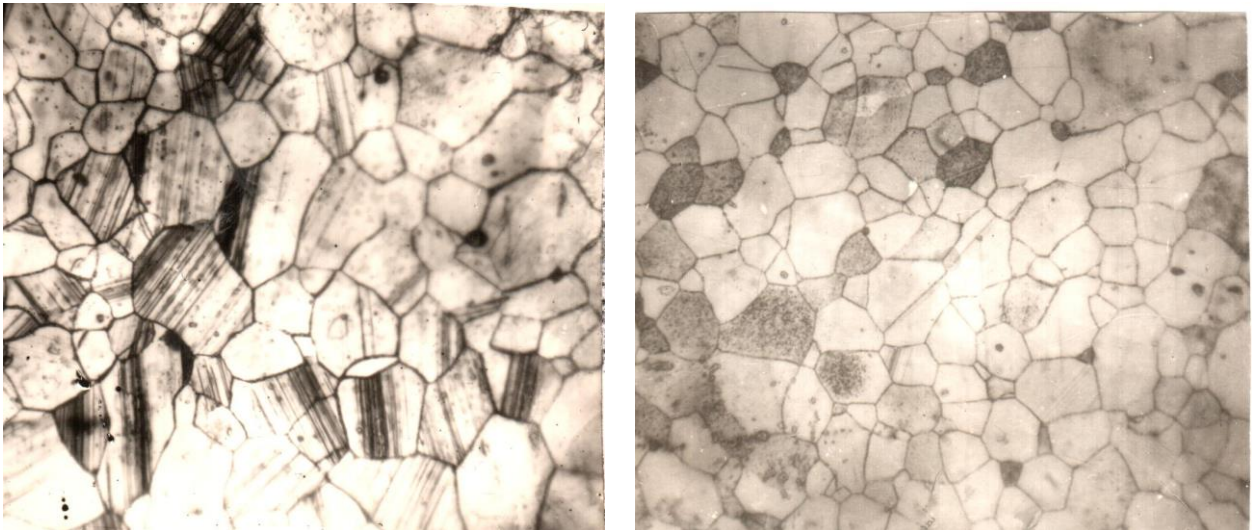


Рис. 3.22. Изменение наклона кривых усталости кадмия при изменении частотно-скоростных условий нагружения



*a*

*б*

Рис. 3.23. Микроструктуры кадмия: ( $\times 600$ );  $\sigma = 36$  МПа;  $N = 10^3$ ;  $\omega = 0,033$  Гц (*a*) и 46,7 Гц (*б*)

Исследование изменений структуры кадмия (рис. 3.23) показывает [226, 228], что чем меньше частота, тем раньше возникают полосы скольжения на одинаковом уровне напряжений, а это приводит к тому, что при одинаковых наработках в случае  $\omega = 0,033$  Гц полос скольжения значительно больше и они развиты сильнее, чем в случае  $\omega = 46,7$  Гц.

В кадмии с течением времени в подавляющем большинстве зерен возникают развитые полосы скольжения. Они имеют специфический внешний вид – прямолинейный – и расположены на небольшом расстоянии друг от друга; при разрушении полосы практически сливаются. Электронно-микроскопические исследования показали, что полосы скольжения в кадмии можно действительно трактовать как результат поперечного скольжения. Прямолинейность полос обуславливается кристаллической решеткой, в которой, как известно, мало систем скольжения. При увеличении в электронном растровом микроскопе отчетливо наблюдаются гребни и впадины типа экструзий и интрузий, что свидетельствует о наличии поперечного скольжения (рис. 3.24). Характер разрушения в кадмии смешанный.



Рис. 3.24. Микроструктура кадмия после испытаний на усталость при 20°C; ( $\times 10\ 000$ );  $\sigma = 36$  МПа;  $N = 2,6 \cdot 10^3$  циклов;  $\omega = 0,033$  Гц. Деформация изгиба вращающегося образца

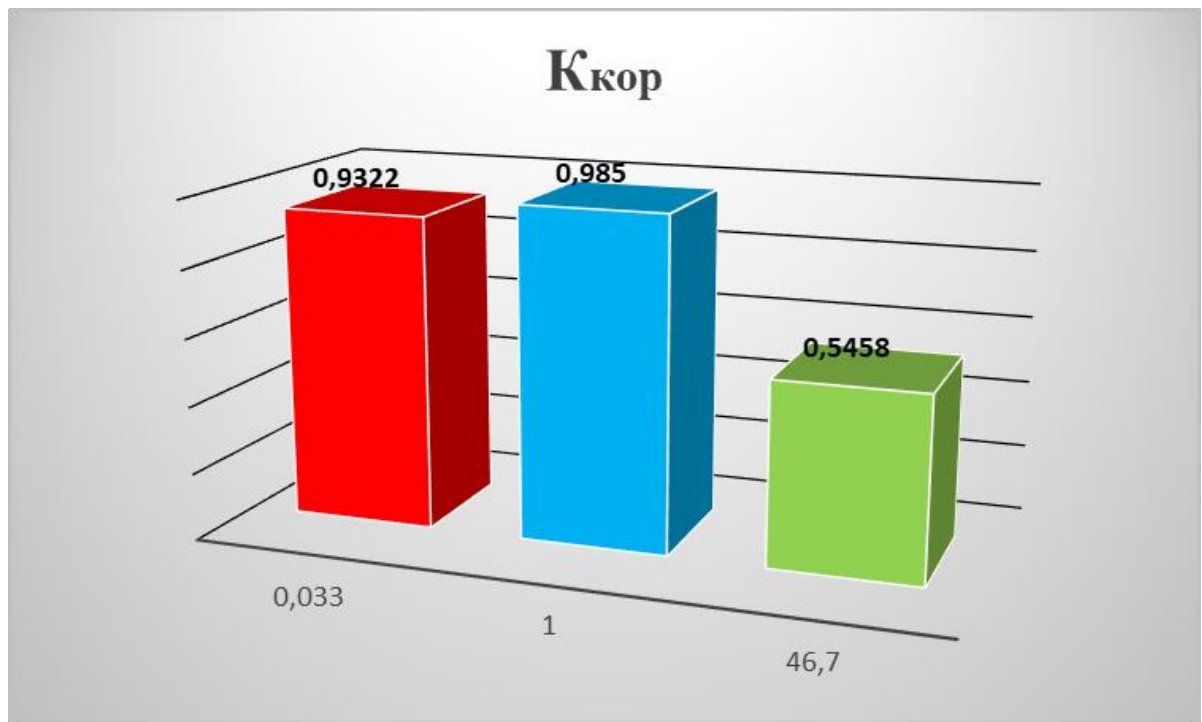


Рис. 3.25. Изменение разброса экспериментальных данных относительно аппроксимирующих линий кривых усталости кадмия при изменении частотно-скоростных условий нагружения

Удовлетворительная стабильность сопротивления усталости кадмия, в отличие от висмута, отмечается только при низких частотах нагружения, что показывает коэффициент корреляции (рис. 3.25).

Особенностью поведения титана [226, 228-229], испытанного при трех частотных спектрах нагружения является то, что при  $\omega = 100$  и  $233,3$  Гц кривые усталости совпали (рис. 3.26), можно сказать, что влияние частоты затухает; при этом поперечное скольжение имеет одинаковую интенсивность как при одной, так и при другой  $\omega$ . Необходимо отметить, что при низкой частоте нагружения экспериментальные точки располагаются с большим разбросом, чем при высоких частотах, что характеризует усталостное поведение материала как менее стабильное с соответствующим коэффициентом корреляции (рис. 3.27).

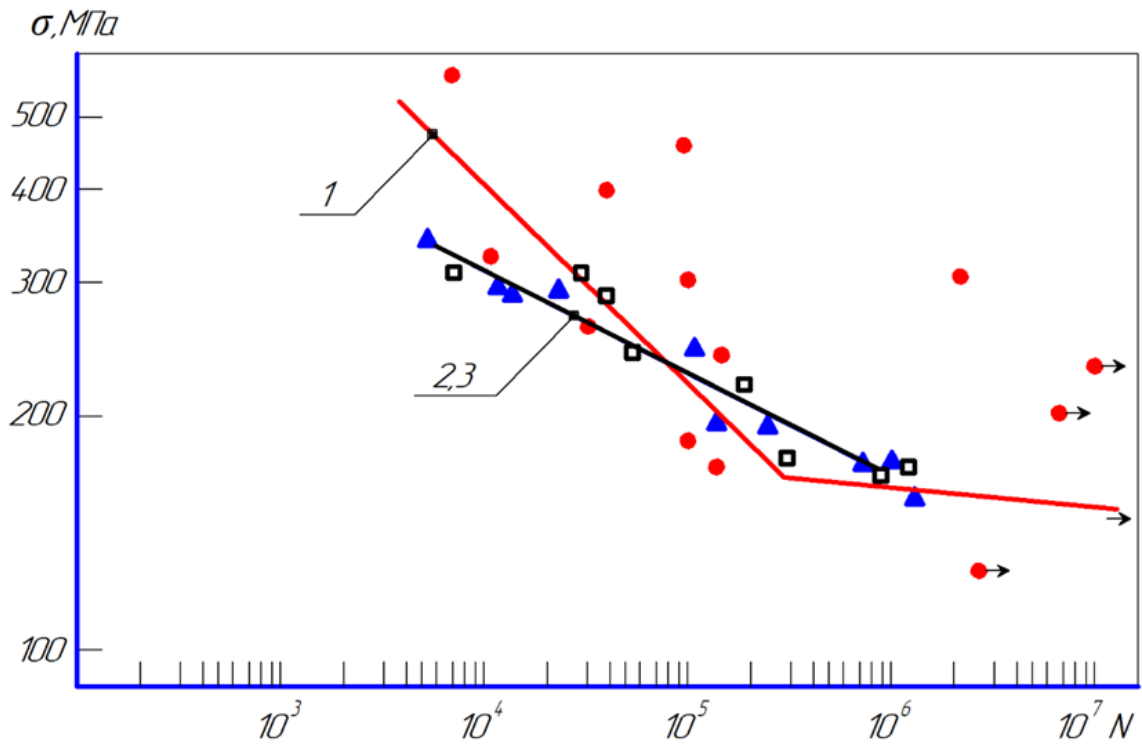


Рис. 3.26. Кривые усталости титана ВТ-1-00 при  $t=20^{\circ}\text{C}$ , частота циклов 46,7 (1); 100 (2); 233,3 (3) Гц;  $\lg \sigma = 2,5842 - 0,2436 \lg N$  (1);  $\lg \sigma = 2,0094 - 0,1298 \lg N$  (2);  $\lg \sigma = 2,0094 - 0,1298 \lg N$  (3)

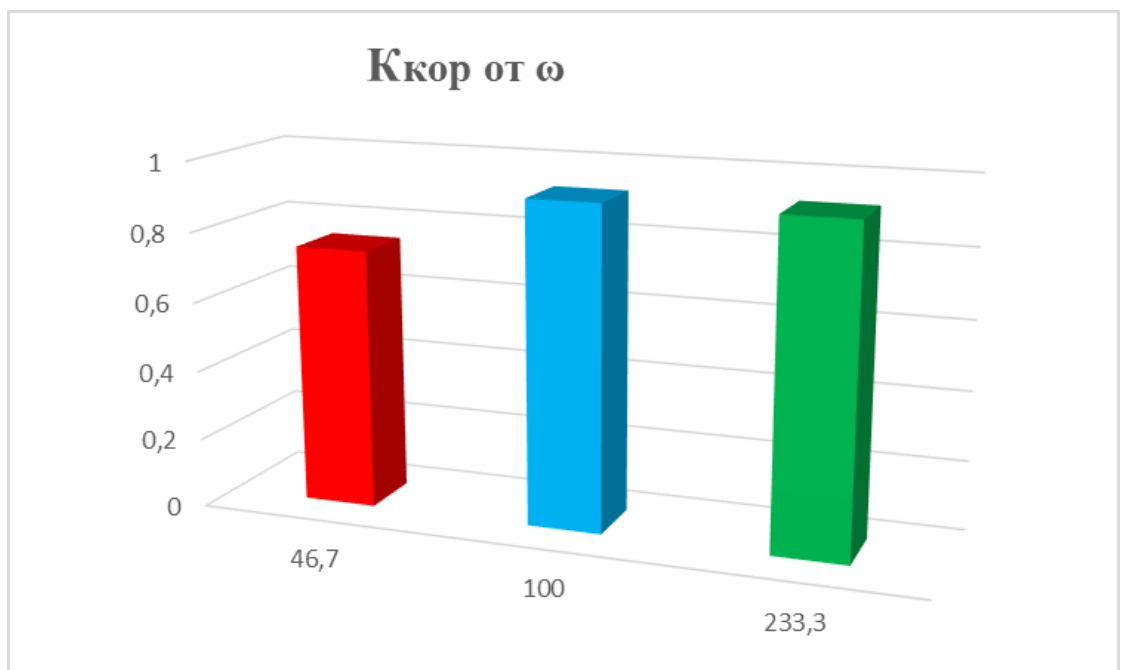


Рис. 3.27. Изменение разброса экспериментальных данных относительно аппроксимирующих линий кривых усталости титана при изменении частотно-скоростных условий нагружения

При этом наклон кривой усталости к оси количества циклов, в сравнении с  $\text{tg } \alpha_w$  кривой усталости, полученной при  $\omega = 100$  и  $233,3$  Гц, значительно различается и ниже точки пересечения кривых усталости при  $N = 7 \cdot 10^4$  циклическая прочность при частоте приложения нагрузки, равной  $46,7$  Гц начинает резко уменьшаться (рис. 3.28).

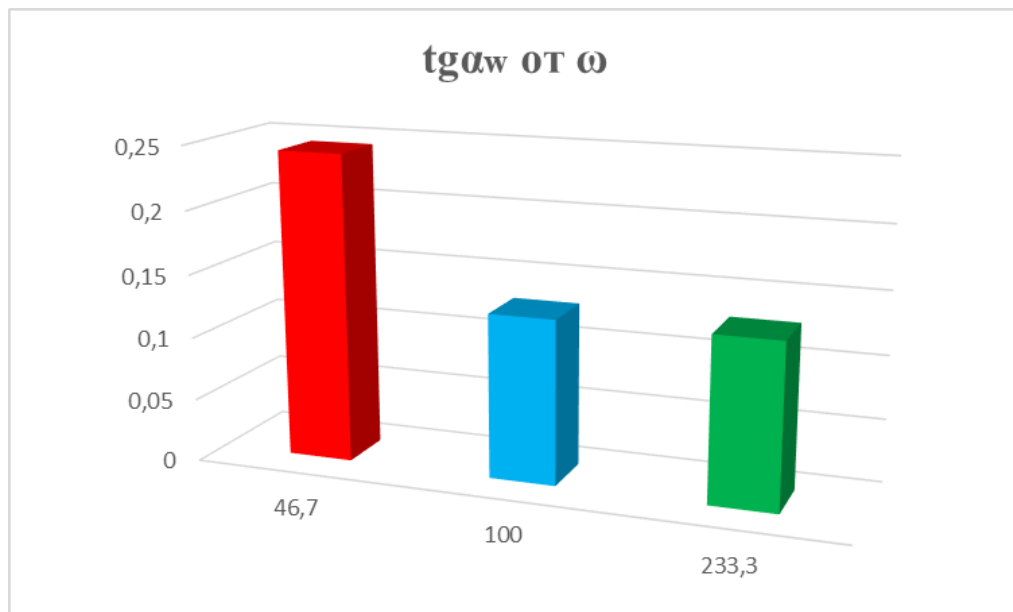


Рис. 3.28. Изменение наклона кривых усталости титана при изменении частотно-скоростных условий нагружения

Исследования структуры титана показывают, что для случая испытаний при пониженной частоте нагружения широкие полосы скольжения возникают раньше и значительно раньше приводят к разрушению образцов, в сравнении с испытаниями при более высоких частотах (рис. 3.29). Титан обладает средним значением энергии дефекта упаковки и низкой гомологической температурой, что с одной стороны должно способствовать облегчению протекания развитого поперечного скольжения, а с другой, за счет низкой  $\Theta$ , уменьшать плотность полос скольжения и собственно поперечное скольжение. Структурные повреждения, фиксированные на разном уровне напряжений, показывают, что плотность полос скольжения больше при пониженной частоте нагрузки, даже при напряжениях в  $1,5$  раза меньших, чем

при испытаниях с более высокой частотой циклов, что согласуется с низким значением гомологической температурой и средним уровнем энергии дефекта упаковки.

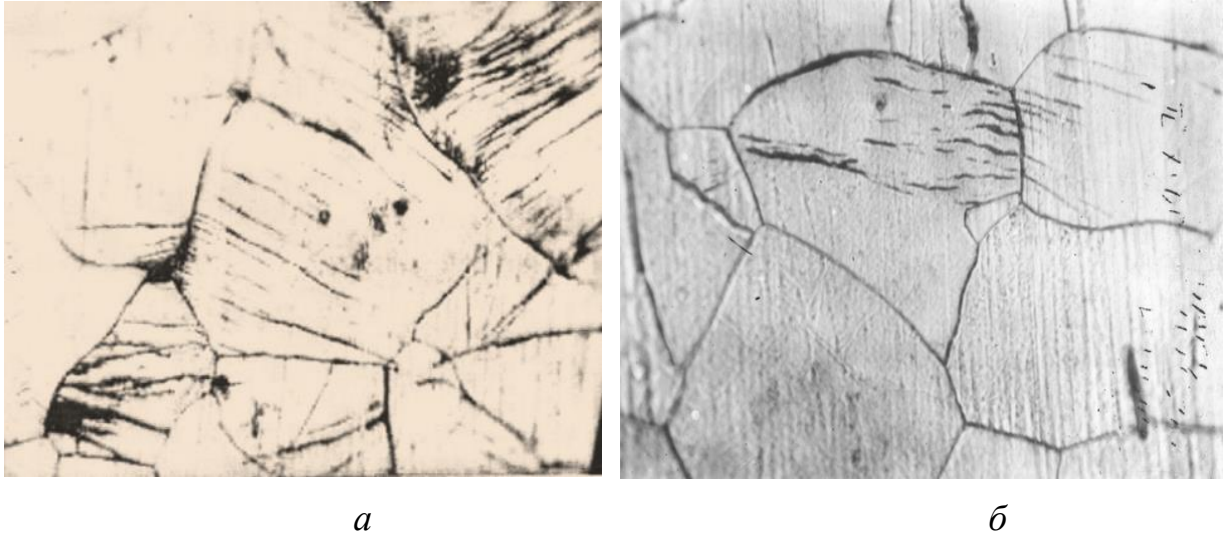


Рис. 3.29. Микроструктура титана ВТ-1-00 после испытаний на усталость при 20° С; ( $\times 500$ ), (*a* и *б*);  $\sigma = 160,1$  (*a*) и 232 (*б*) МПа;  $N = 5 \cdot 10^4$  (*a*);  $7,1 \cdot 10^4$  (*б*) циклов;  $\omega = 46,7$  (*a*); 233,3 (*б*) Гц. Деформация изгиба вращающегося образца

Интенсивное поперечное скольжение в чистом титане ухудшает сопротивление усталостному разрушению, и наклон кривой усталости к оси числа циклов увеличивается. Температурный фактор при этом является усугубляющим. Сильно развитого поперечного скольжения не наблюдается. Пластическая деформация при нормальной температуре происходит путем тонкого скольжения с участием поперечного скольжения, которое имеет вид мелких извилин. С ростом температуры наклон кривой усталости в титане растет, что подтверждается усилением интенсивности поперечного скольжения. Полосы скольжения можно трактовать как результат поперечного скольжения, это может быть связано с средним значением  $\gamma$ . Поведение границ зерен у титана аналогично никелю. Однако у титана интеркристаллитное разрушение все же наблюдается, в этом смысле он ведет себя подобно меди.



Результаты испытаний никеля на усталость показаны на графиках рис.

3.30.

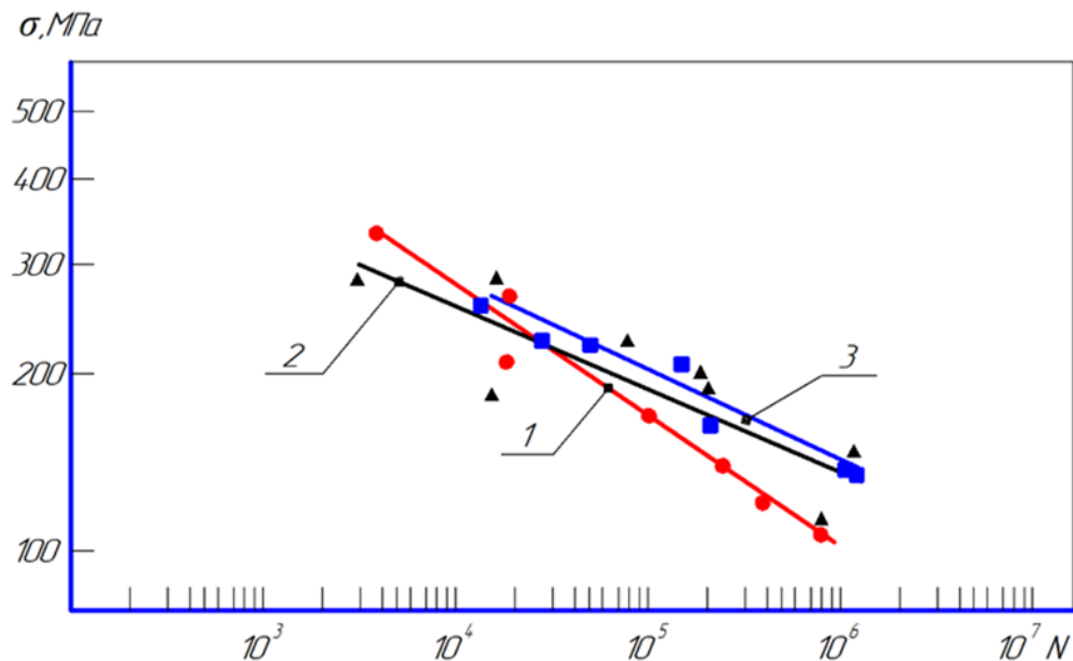


Рис.3.30. Кривые усталости никеля при  $t=20^{\circ}\text{C}$ : частота приложения нагрузки: 46,7 (1); 100 (2); 233,3 (3) Гц; уравнения кривых усталости:  $\lg \sigma = 2,332 - 0,2179 \lg N$  (1);  $\lg \sigma = 2,915 - 0,126 \lg N$  (2);  $\lg \sigma = 2,007 - 0,1386 \lg N$  (3)

У никеля с увеличением частоты циклов нагружения наблюдается увеличение циклической прочности, однако, при частотах испытания, равных 100 и 233,3 Гц, кривые усталости не расходятся, по при этом наблюдается значительный разброс экспериментальных данных при частоте 100 Гц и проявляется в достаточно нестабильном поведении материала, по отношению к испытаниям при более низкой и высокой частотах эксперимента, выраженный пониженным значением коэффициента корреляции. С ростом циклической прочности величина тангенса наклона кривой усталости уменьшается (рис. 3.31).

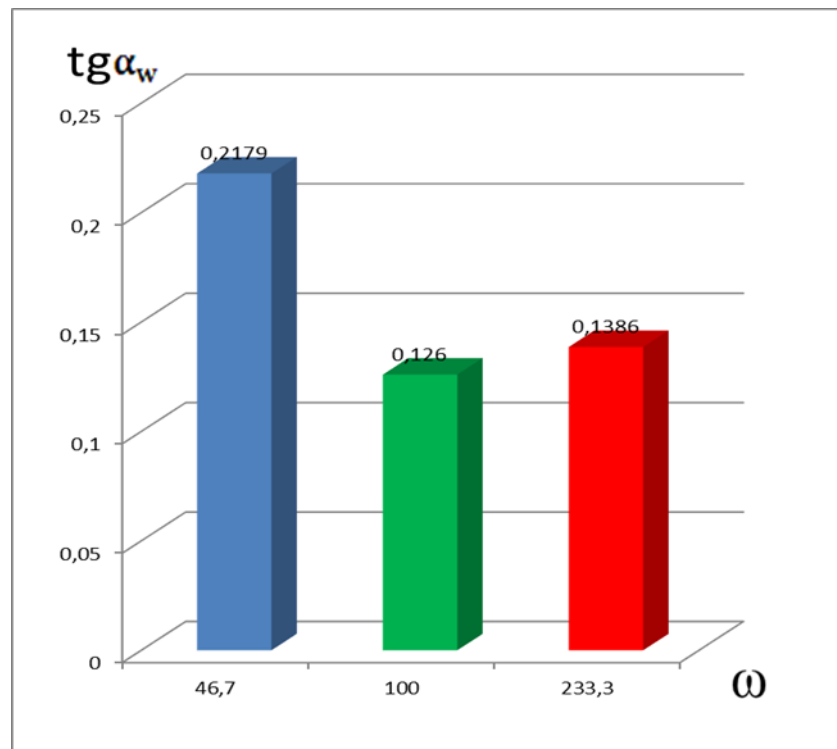


Рис. 3.31. Изменение наклона кривых усталости никеля при изменении частотно-скоростных условий нагружения

Для никеля характерно то, что при более низкой частоте полосы скольжения развиты более сильно, т.е. они расположены более плотно друг к другу по сравнению с испытаниями при более высоких частотах (рис. 3.32).

У никеля с ростом частоты циклов нагружения повреждаемость поверхности (образование широких полос скольжения в зернах) уменьшается. При сравнении экспериментальных данных, полученных при мало различающихся напряжениях достигается эквивалентная интенсивность полос скольжения при условии, если  $\sigma = 217$  МПа,  $\omega = 46,7$  Гц,  $N = 10000$  циклов и  $\sigma = 191$  МПа,  $\omega = 100$  Гц,  $N = 200000$  циклов, т.е. при более высокой частоте долговечность значительно больше, чем при низкой частоте  $\omega$ . Полосы скольжения в никеле прямолинейны и располагаются у границ соседних зерен согласованно (рис. 3.32). Зародившиеся на определенной стадии полосы скольжения распространяются сразу на весь поперечник зерна и в дальнейшем их количество практически не увеличивается, но они становятся более развитым.



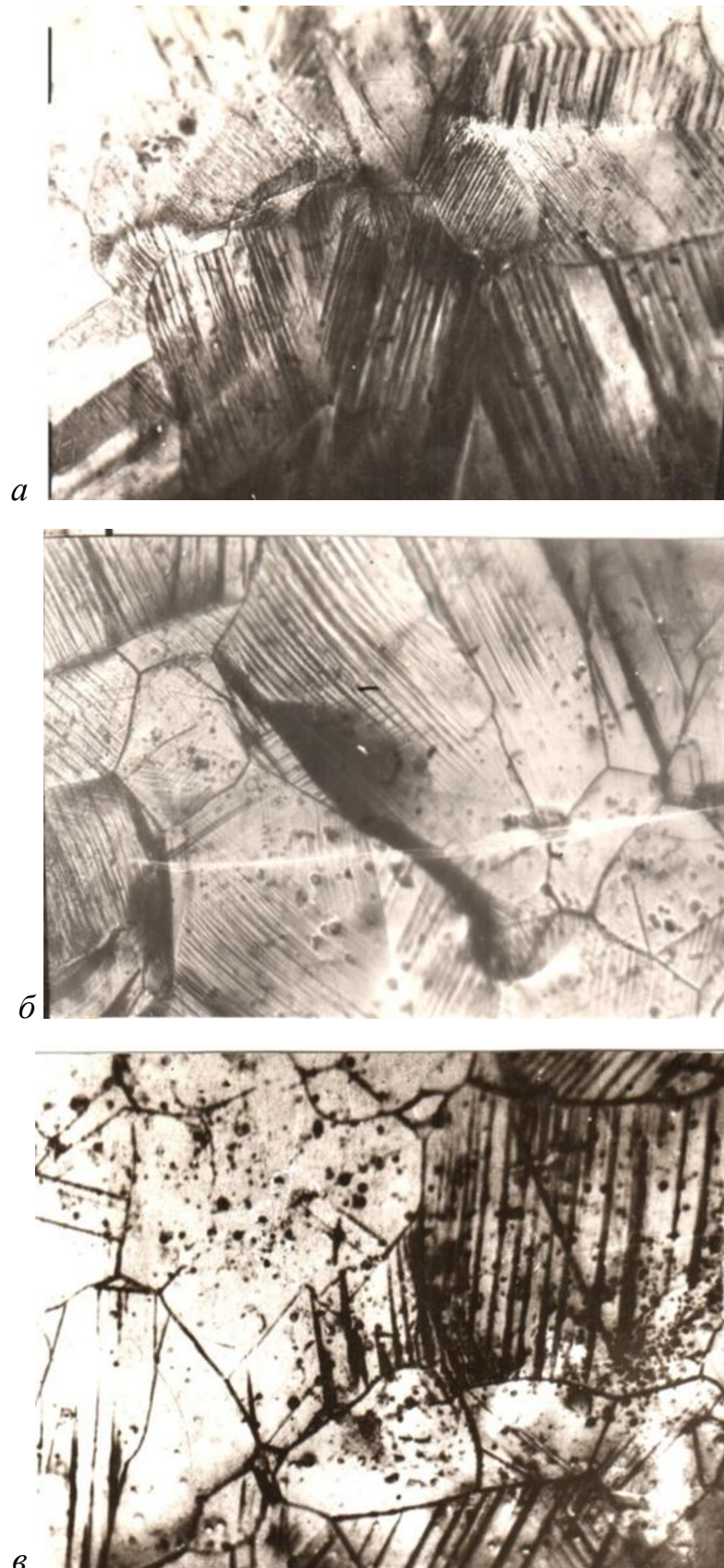


Рис. 3.32. Микроструктуры никеля после испытаний на усталость при 20° С; ( $\times 340$ );  $\sigma=217$  (а); 191 (б) и 183,9 (в) МПа;  $N= 10^4$  (а);  $2 \cdot 10^5$  (б) и  $5 \cdot 10^4$  (в) циклов;  $\omega = 46,7$  (а), 100 (б) и 233,3 (в) Гц

Никель, имеет среднее значение энергии дефекта упаковки и невысокую гомологическую температуру. Поверхность этих материалов повреждается сильно. Полосы скольжения в никеле прямолинейны и располагаются у границ соседних зерен согласованно. Зародившиеся на определенной стадии полосы скольжения распространяются сразу на весь поперечник зерна и в дальнейшем их количество практически не увеличивается, но они становятся более развитыми. Поперечное скольжение у него развито достаточно сильно – это следует из электронно-микроскопических снимков. Разрушение носит транскристаллитный характер. Рост температуры не приводит к смене механизма, и температурная зависимость параметров сопротивления усталости выражена слабо. Необходимо отметить, что только при средней частоте нагружения (100 Гц) из представленного диапазона испытаний никеля экспериментальные точки располагаются с большим разбросом (рис. 3.33).

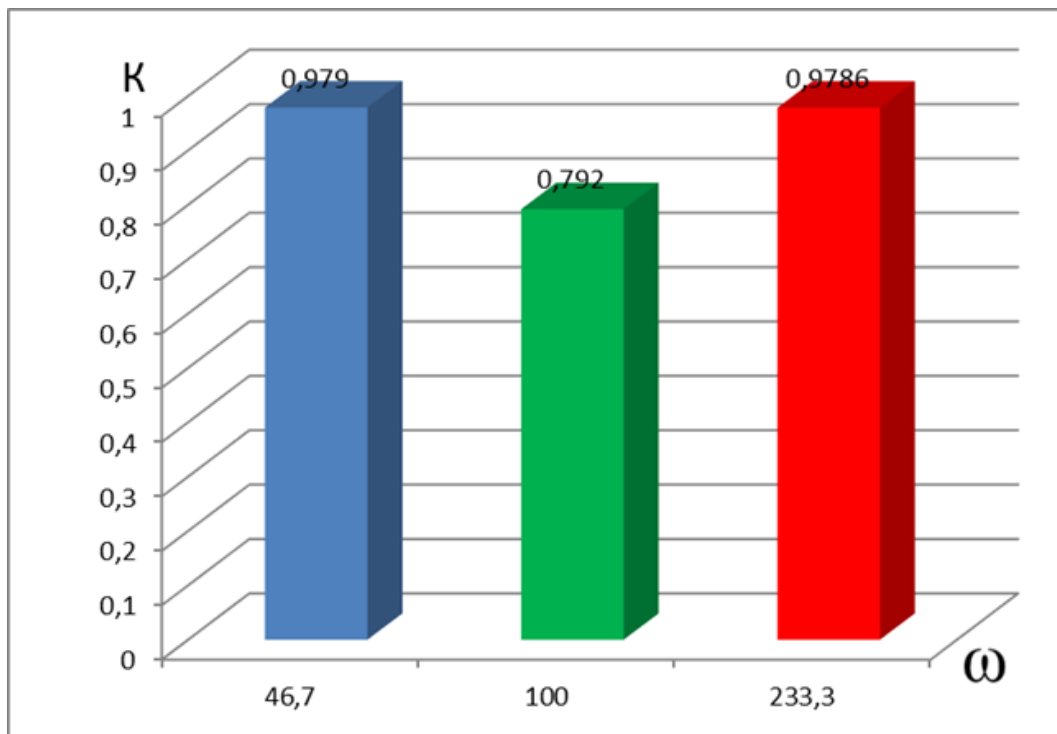


Рис. 3.33. Изменение разброса экспериментальных данных относительно аппроксимирующих линий кривых усталости никеля при изменении частотно-скоростных условий нагружения

### **3.2. Повреждаемость поверхностного слоя металлов при изменении частотно-амплитудных режимов циклического нагружения**

В процессе знакопеременного нагружения в цветных металлах происходит сложный процесс эволюции микроструктуры, связанный с процессом возникновения и накопления микроповреждений – вакансий, дислокаций, дисклинаций, микропор, полос скольжения и микротрещин. Поскольку усталостное разрушение начинается в поверхностных слоях металлов, их структурное состояние должно определять способность материала сопротивляться воздействию циклических нагрузок. Соответственно, кинетика локализованного деформационного структурного состояния поверхностного слоя, выявляющаяся на микро- и субмикроскопических масштабах в виде полос скольжения, должна сильно влиять на усталостную прочность и долговечность материала [230-232].

Физические механизмы формирования деформационного рельефа на поверхности, выраженные в виде экструзий и энтрюзий, связаны с кристаллографической ориентацией материала и с движением потоков дефектов по направлениям максимальных касательных напряжений и визуально наблюдаются в виде полос локализованной пластической деформации. Их распространение обеспечивается чередованием пластических сдвигов растяжения-сжатия при консольном знакопеременном изгибе с вращением. Под влиянием тонкого возвратно-поступательного скольжения (гетерогенная деформация) происходят морфологические изменения поверхности в процессе циклического нагружения, а это отображается как накопление повреждений и количественно представлена Ф.

Влияние частоты ( $\omega$ ) можно рассматривать как воздействие на сопротивление усталости (пластическому деформированию) скорости деформирования, либо продолжительности времени действия напряжений. С увеличением частоты циклов нагружения (скорости деформирования) время нарастания напряжения сокращается, при этом напряжения, соответствующий

определенной пластической деформации, увеличиваются. Интенсивность снижения сопротивления разрушению материала связана с интенсивностью накопления повреждений. Облегчение деформаций поверхностного слоя приводит к увеличению повреждений поверхности материала (величина  $\Phi$ ). Активный слой, подвергнутый повреждениям и повреждаемость поверхности материала, описывается следующим уравнением:

$$U_{п.с} = \frac{\tau_{B_{д.у}} - U_{п} K_j}{K_j} \left[ \frac{\tau_{B_{д.у}}}{\tau_{B_{д.у}} - U_{п} K_j} - e^{-K_{Ay} K_j j} \right] \quad (3.1)$$

где  $U_{п.с}$  – параметр повреждаемости активного слоя поверхности;  $\tau$  – напряжение, действующее на петлю дислокации;  $B_{д.у}$  – площадь дефекта упаковки;  $U_{п}$  – энергетический порог повреждаемости поверхностного слоя;  $K_j$  – параметр, связанный обратной зависимостью с поперечным размером (толщиной) поверхностного слоя  $j$ ;  $K_{Ay}$  – параметр, определяющий сопротивление среды прохождению физического процесса пластической деформации, параметр упрочнения материала поверхностного слоя.

Вследствие увеличения прочности (при  $\omega_2 > \omega_1 \rightarrow \sigma_{\omega 2} > \sigma_{\omega 1}$ ) энергетический порог начала повреждаемости поверхностного слоя ( $U_{п}$ ) повышается за счет роста сопротивления металла сдвиговой деформации ( $K_y$  увеличивается) и параметра повреждаемости активного слоя поверхности ( $U_{п.с}$ ):

$$U_{п} = U_{\sigma_{о.п.}} + U_{о.д} + U_{S_{п}/V} + U_{п.в}, \quad (3.2.)$$

где  $U_{\sigma_{о.п.}}$  – энергия, зависящая от прочности окисной пленки;  $U_{о.д}$  – энергия, связанная с величиной отрицательного давления (натяжением поверхности, удерживающим твердое тело как единое целое);  $U_{S_{п}/V}$  – энергия, определяемая отношением площади поверхности ( $S_{п}$ ) к объему ( $V$ );  $U_{п.в}$  –

энергия, зависящая от прочности вещества (имеется в виду материал тонкого поверхностного слоя).

Следствием этого являются уменьшение интенсивности поперечного скольжения.

В связи с этим можно проанализировать повреждаемость поверхностного слоя  $\Phi$  (формула 1), в основе которой фигурируют три отношения  $\frac{n_{32}}{n_{31}}, \frac{n_{34}}{n_{33}}$  и  $\frac{n_{П2}}{n_{П1}}$ . Число зерен на микроструктуре  $n_{31}$  не зависит от ( $\omega$ ).  $n_{32}$  - количество поврежденных зерен, наоборот будет зависеть от частоты циклов за счет изменения скорости деформации и, как следствие, изменением способности материала сопротивляться протеканию физических процессов локальной пластической деформации. Чем меньше  $\omega$ , тем меньше скорость деформации и тем меньше сопротивляется среда процессам разупрочнения (меньше параметр  $K_{Ay}$ ), т. е. разупрочнение происходит легче, чем упрочнение. Вероятность повреждаемости увеличивается, а, значит, увеличивается  $n_{32}$ . При этом возрастает и число зерен, поврежденных по всей площади микроструктуры  $n_{33}$ , однако при прочих равных условиях процессы разупрочнения оказывают более сильное влияние на  $n_{34}$  - число зерен, поврежденных широкими полосами скольжения.

Таким образом, отношения  $\frac{n_{32}}{n_{31}}$  и  $\frac{n_{34}}{n_{33}}$  возрастают,  $\Phi$  увеличивается. Общее количество полос скольжения в поврежденных зернах  $n_{П1}$  увеличивается с уменьшением скорости деформации (с уменьшением  $\omega$ ), приводящей к возрастанию вероятности разупрочняющих процессов. Но, как и в предыдущем случае, опережающее влияние будет оказано при этом на  $n_{П2}$  - количество широких, извилистых и прерывистых полос скольжения. Отношение  $\frac{n_{П2}}{n_{П1}}$  тоже увеличится, повреждаемость  $\Phi$  возрастет [27].

При изменении частоты циклического нагружения ( $\Phi_\omega$ ) тесно связана с положением левой ветви кривой усталости ( $tg\alpha_w$ ) (рис. 3.34).

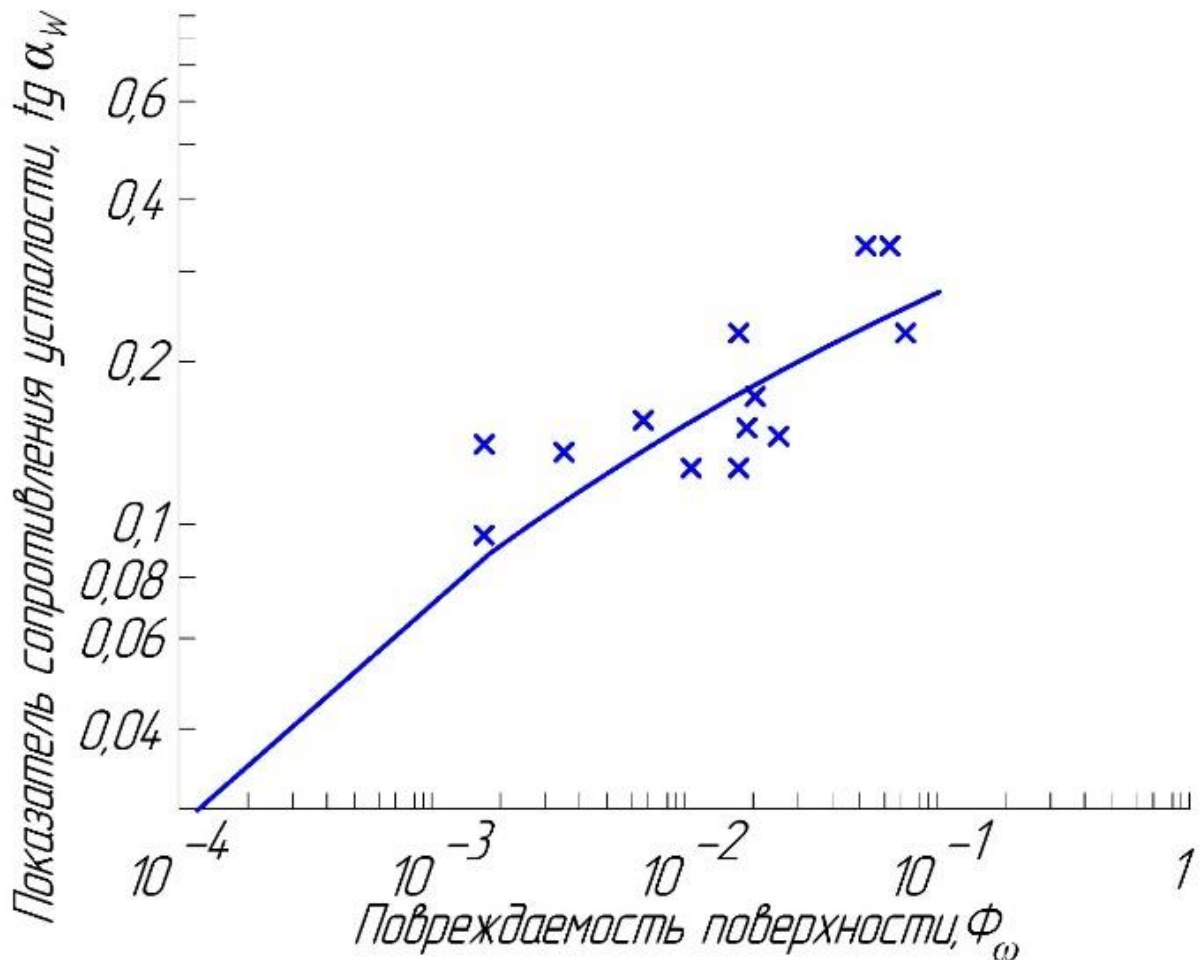
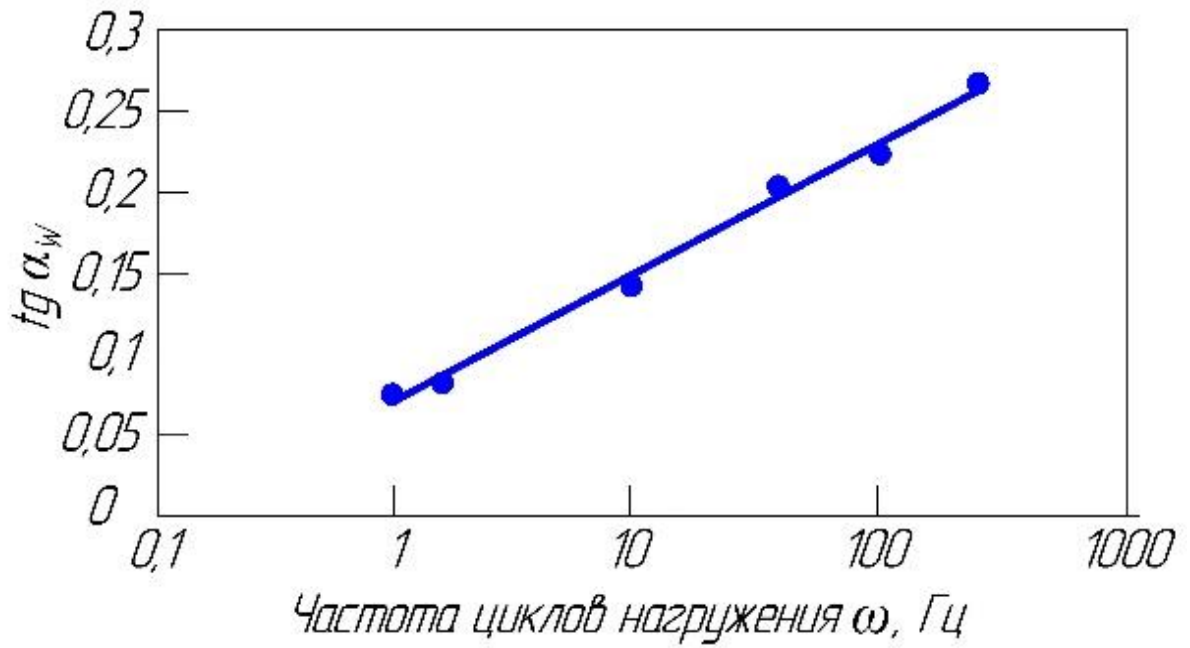


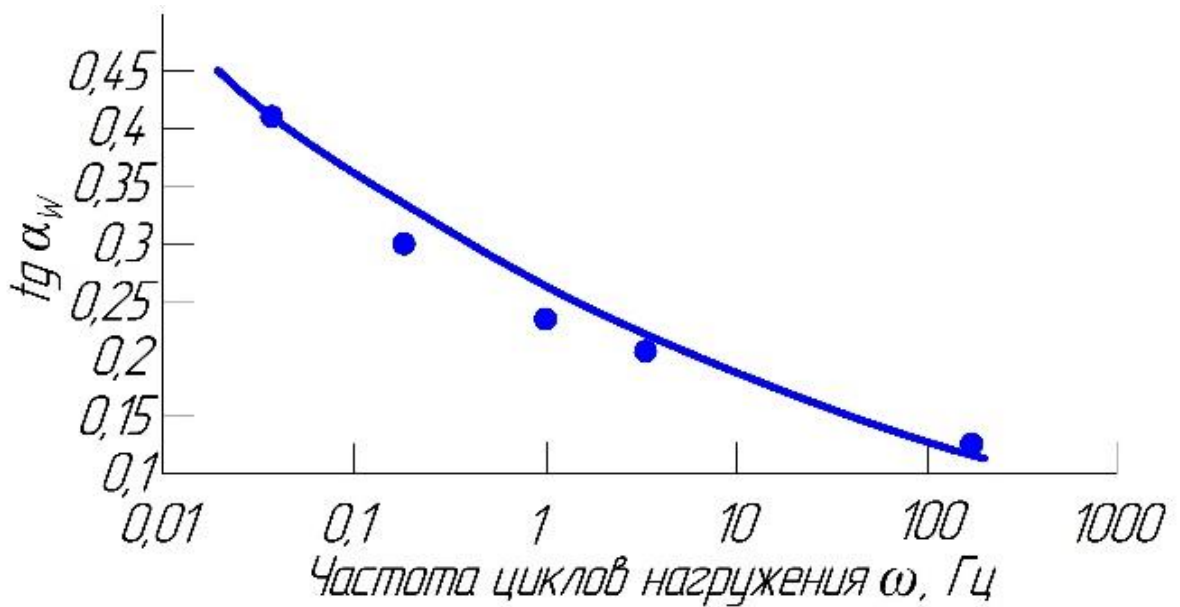
Рис. 3.34. Связь показателя сопротивления усталости  $tg \alpha_w$  с повреждаемостью поверхности при изменении частоты циклов ( $\Phi_\omega$ )

Изменение угла наклона ( $tg \alpha_w$ ) подтверждается исследованием изменения структуры, то есть интенсивностью образования широких полос скольжения в связи с развитием поперечного скольжения.

В ходе проведенных исследований все испытанные металлы разделили на две группы, где первая группа показала возрастание параметра  $tg \alpha_w$  с ростом частоты циклов нагружения ( $\omega$ ), а вторая наоборот – уменьшение  $tg \alpha_w$  с увеличением величины  $\omega$ . Данные экспериментов обрабатывались так, что при  $\omega = \text{const}$  определяли средние значения  $tg \alpha_w$ , далее строили зависимости  $tg \alpha_w = f(\omega)$ . Обработка результатов на ЭВМ показала, что результаты по первой группе укладываются на прямую (рис. 3.35, а), а второй группы - описываются некоторой кривой (рис. 3.35, б) [226, 228].



а



б

Рис. 3.35. Зависимость показателя сопротивления усталости  $tg \alpha_w$  от частоты циклов нагружения ( $\omega$ ): а – первой группы металлов, б – второй группы металлов

Получены математические соотношения:

$$tg \alpha_w = 0,0356 \ln \omega + 0,065 \text{ по первой группе материалов} \quad (3.3);$$

$$tg \alpha_w = 0,262 \omega - 0,1301 \text{ по второй группе материалов} \quad (3.4);$$

Таким образом, в первом случае – с увеличением параметра  $\omega$  наблюдали ухудшение сопротивления усталости, а во втором случае – его улучшение. Однако, нужно держать в виду параметр  $tg\alpha_w$ , который напрямую связан с повреждаемостью поверхности ( $\Phi$ ), и для этих групп рост показателя ( $\Phi$ ) приводит к увеличению  $tg\alpha_w$ . Из этих зависимостей не выпадают черные металлы и сплавы на их основе [29].

### **3.3. Роль энергии дефекта упаковки в сопротивлении прохождению физического процесса локализованной пластической деформации на усталостную прочность и долговечность материалов**

Исследователи связывают механизм усталости с развитием поперечного скольжения расщепленных дислокаций, энергия активации ( $U$ ) которого обратна энергии дефекта упаковки ( $\gamma$ ):  $U \approx 1/\gamma$ . Поперечное скольжение проявляется в структуре металла в виде широких полос скольжения. Интенсивность образования полос скольжения является мерой поверхностной активности металла.

Природа возникновения широких полос связана с поперечным скольжением [30-31], энергия активизации которого обратна энергии дефекта упаковки ( $\gamma$ ). Снижение ( $\gamma$ ) способствует деформационному упрочнению. Сопротивление среды прохождению физического процесса пластической деформации становится выше, чем ниже  $\gamma$  и тем больше материал способен к деформационному упрочнению. Широкая дислокация с низкой  $\gamma$  ограничена в движении в отличие с узкой дислокации, которая имеет более высокую энергию дефекта упаковки –  $\gamma$  и движется в плоскости скольжения свободней совершая поперечное скольжение без стеснения.

Сравним два образца из разных материалов с относительно малой ( $M_1$ ) и большой ( $M_2$ ) энергией  $\gamma$ , испытанных в одинаковых условиях, и рассмотрим их пластическую деформацию. На рис. 3.36,*a* изображено схематическое представление образования полос скольжения, где  $v$  – обозначено направление



распространения дислокации, 1-схематически изображена дислокация для материала с малой энергией дефекта  $\gamma$  упаковки, 2 – с большой.  $B'S'$  – траектория выхода дислокации на поверхность образцов. Рис. 3.36,б – конфигурация более «узкой» дислокации на поверхности образца, рис. 3.36,в тоже для более «широкой», кроме  $BC$ . При некотором напряжении  $\tau$  начинается скольжение дислокации  $BC$  длиной  $l$ , на которую действует сила  $P\tau = \tau \cdot l$ . Если во время положительного полуцикла напряжения дислокация движется от источника Франка-Рида к свободной поверхности, то она испытывает силу напряжения, равную той, которая возникла бы при наличии подобной же дислокации на другой стороне свободной поверхности. Эта же сила существует и при отрицательном цикле напряжения, но при этом петля направлена в другую сторону. Результирующее напряжение, действующее на дислокацию, в разные полуциклы напряжения будет неодинаковым, и для некоторой критической длины источника дислокаций будет иметь место только во время одного из полуциклов. Движение становится необратимым, т.е. в сторону поверхности образца. Необратимое движение носит прерывистый характер, т.е. каждый полуцикл, когда сила сдвигает дислокацию к поверхности, она приближается к этой поверхности на определенное расстояние. С учетом выше изложенного было принято обозначить силу  $P\tau$  в виду её относительности. С другой стороны, скольжению дислокации будет препятствовать сила  $P_d$ , обусловленная потенциальным энергетическим порогом  $U_{п.д.}$ , который необходимо преодолеть, чтобы начался физический процесс пластической деформации. Под действием внешних сил линия  $BC$  дислокации (рис. 3.36.,а) скользит к поверхности образца, но ее скольжение будет разным при  $M_1$  и  $M_2$ . Более «узкая» дислокация при  $M_2$  (рис. 3.36.,б) будет скользить в плоскости быстрее по сравнению с более «широкой» дислокацией при  $M_1$  (рис. 3.36.,в). «Узкая» дислокация при  $M_2$  легче преодолевает препятствия в плоскости скольжения и переходит в поперечную плоскость, т.е. более свободно совершает поперечное скольжение, чем дислокация при  $M_1$ .

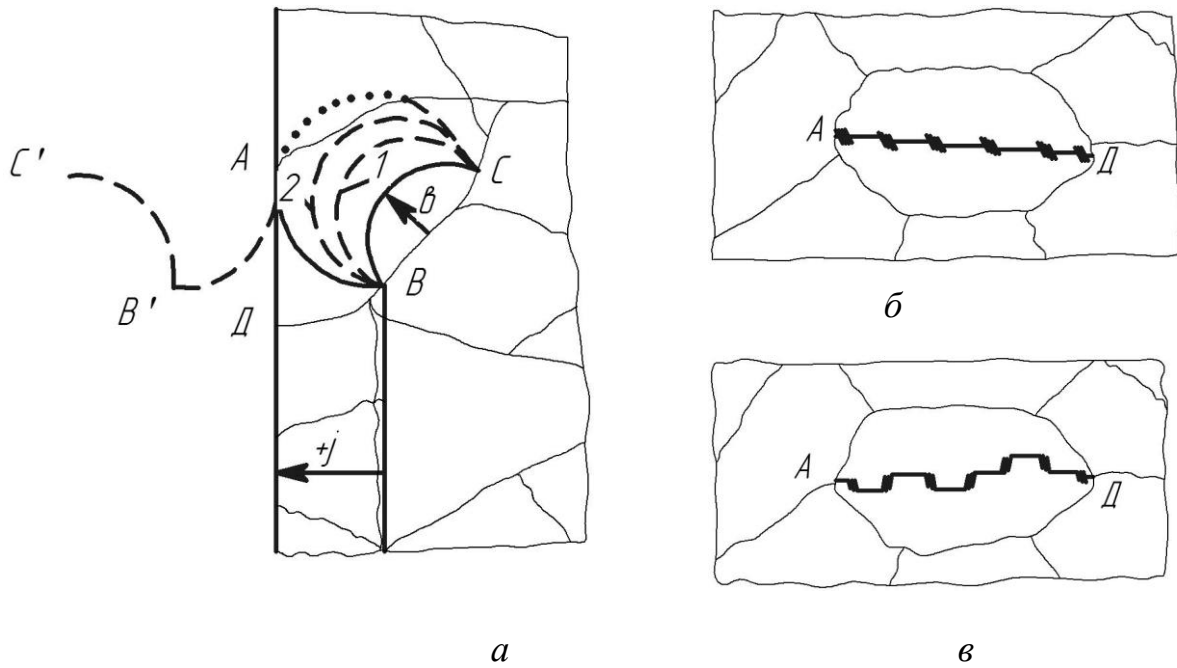


Рис. 3.36. Схематическое представление образования полос скольжения

Таким образом, разупрочняющие процессы совершаются свободнее при  $M_2$ , чем при  $M_1$ . Чем ниже энергия  $\gamma$ , тем эффективнее торможение дислокаций у препятствий в плоскостях скольжения. Чем ниже энергия  $\gamma$ , тем больше материал сопротивляется пластической деформации и способен к деформационному упрочнению. Следовательно, чем выше энергия  $\gamma$ , тем больше превалирует разупрочнение и тем меньше материал сопротивляется пластической деформации путем скольжения расщепленных дислокаций. Параметр  $K_{Ay}$  упрочнения материала при скольжении расщепленных дислокаций определяет сопротивление среды прохождению физического процесса пластической деформации. Стало быть,  $K_{Ay1} > K_{Ay2}$  при  $\gamma_1 < \gamma_2$ . Накопление усталостных повреждений в полосах скольжения обуславливается величиной энергии дефекта упаковки предопределяющей интенсивность поперечного скольжения, что снижает параметры сопротивления усталости материала в виде увеличения наклона кривой усталости, приводящего к уменьшению количества циклов до разрушения.

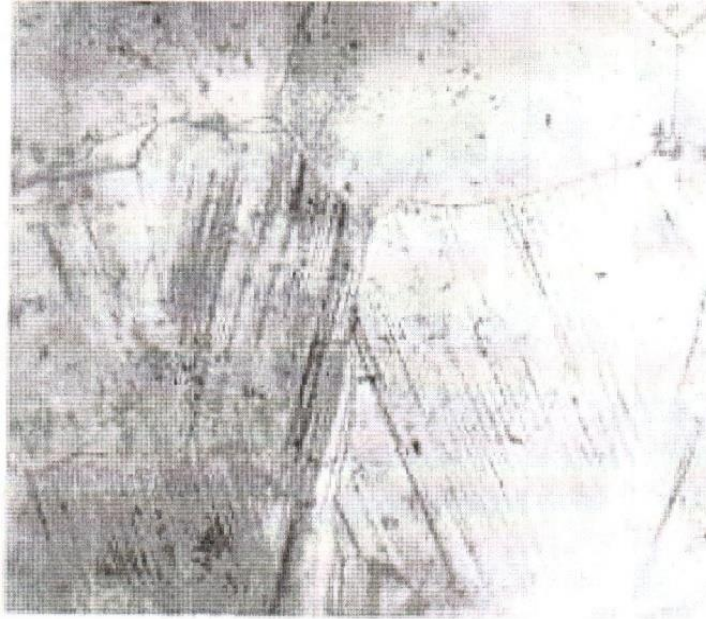


Рис. 3.37. Микроструктура никеля после испытаний на усталость при 20° С; ( $\times 340$ );  $\sigma = 217$  МПа;  $N = 10^3$  циклов;  $\omega = 46,7$  Гц. Деформация изгиба вращающегося образца



Рис. 3.38. Микроструктура титана ВТ-1-00 после испытаний на усталость при 20° С; ( $\times 600$ );  $\sigma = 160,1$  МПа;  $N = 9,55 \cdot 10^4$  циклов;  $\omega = 46,7$  Гц. Деформация изгиба вращающегося образца

Кадмий, никель, титан ВТ-1-00 имеют высокую  $\gamma$ . Поверхность этих материалов повреждается сильно (рис. 3.23, 3.24, 3.29, 3.32, 3.37-3.38).

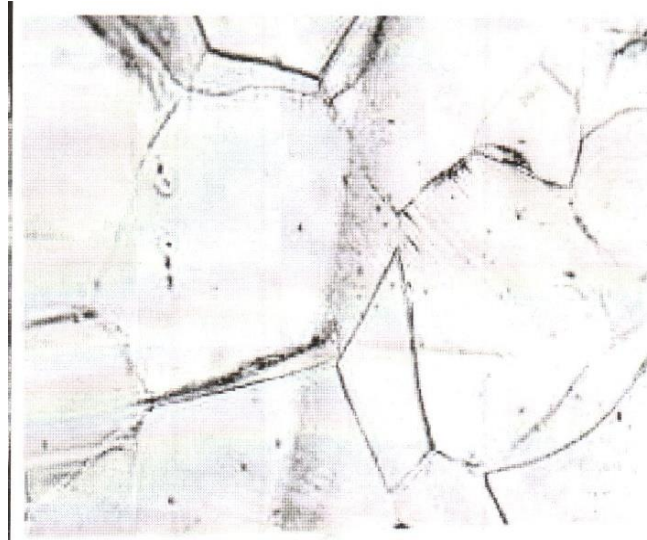


Рис. 3.39. Микроструктура цинка после испытаний на усталость при 20 °С; ( $\times 300$ );  $\sigma = 33$  МПа;  $N = 2,7 \cdot 10^4$  циклов;  $\omega = 46,7$  Гц. Деформация изгиба вращающегося образца

Цинк имеет тоже высокую  $\gamma$ , но из-за особенностей атомной упаковки в нем пластическая деформация идет двойникованием (рис. 3.10), но в более чистом металле наблюдаются полосы скольжения (рис. 3.39).

Железо, как известно, тоже имеет высокую  $\gamma$ , поэтому в ферритных зернах углеродистых сталей мы наблюдаем развитые полосы скольжения, т.е. имеем достаточно высокое значение повреждаемости  $\Phi$  (рис. 3.40). Медь по величине  $\gamma$  занимает как бы промежуточное значение и повреждаемость поверхности у нее соответствующая (рис. 3.5).

Экспериментальные результаты испытанных металлов с различным типом кристаллического строения и энергией дефекта упаковки с учетом изменения показателя сопротивления усталости в виде наклона левой ветви кривой усталости в зависимости от частотно-скоростных режимов нагружения представлены на рис. 3.41 [233-234].



Рис. 3.40. Микроструктура железа после испытаний на усталость при 20° С; ( $\times 500$ );  $\sigma = 100$  МПа;  $N=1,3 \cdot 10^3$  циклов;  $\omega = 46,6$  Гц. Деформация изгиба вращающегося образца

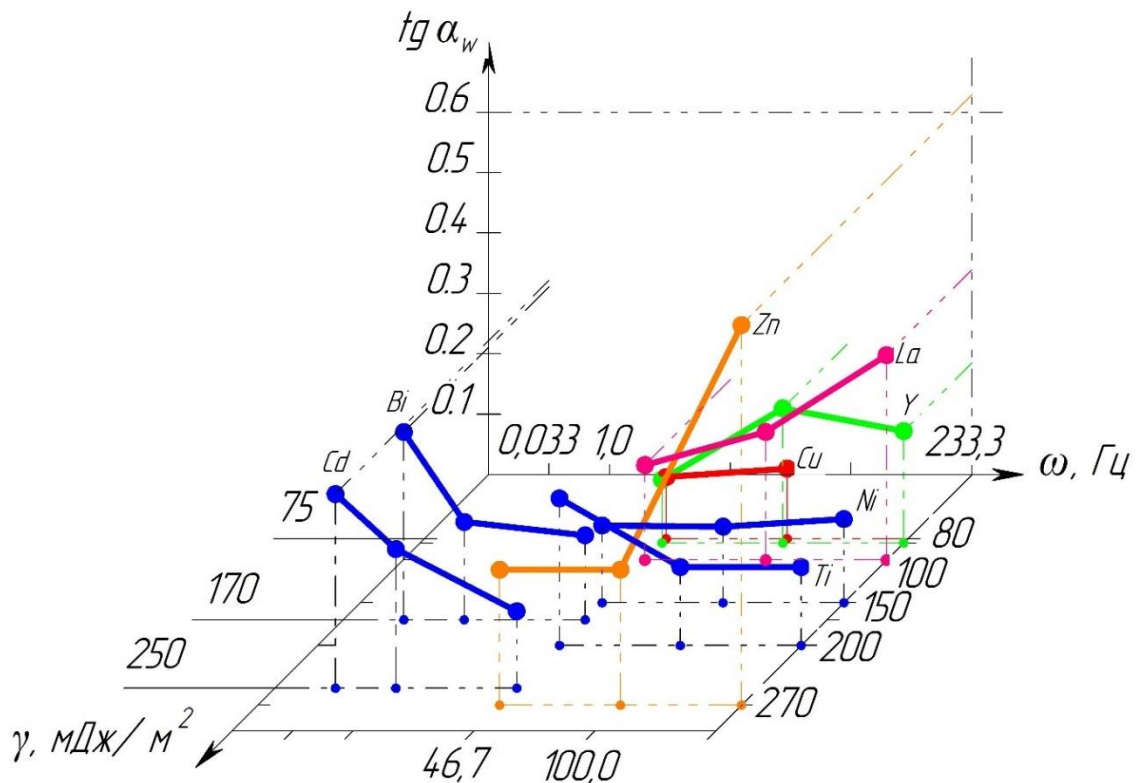


Рис. 3.41. Связь показателя сопротивления усталости  $tg \alpha_w$  с изменением частоты циклов  $\omega$  с учетом энергии дефекта упаковки

### 3.4. Гомологическая температура как отклик на параметрах сопротивления усталости при изменении частоты нагружения

Гомологическая температура выражается соотношением:

$$\Theta = \frac{T_{оп.}}{T_{пл.}}, \quad (3.5.)$$

где  $T_{оп} = t_{оп} + 273$  °С, - температура эксперимента, К;  $T_{пл} = t_{пл} + 273$  °С - температура плавления металла, К.

Из этого выражения следует, что при одинаковой температуре эксперимента гомологическая температура различных металлов будет существенно отличаться. С увеличением частоты циклов ( $\omega$ ) увеличивается скорость деформации. При условии  $\omega_2 > \omega_1$  и напряжение  $\sigma_{\omega_2}$  всегда больше  $\sigma_{\omega_1}$  (исключение составляют случаи, относящихся к деформационному старению), скоростной эффект наблюдается у всех испытанных металлов, но в различной степени. Изменение ( $\omega$ ) более существенным образом скажется на показателях сопротивления усталости при увеличении ( $\Theta$ ) и тем сильнее должен будет выражен скоростной эффект. Поперечное скольжение увеличивается с ростом температуры, следовательно, плотность полос скольжения возрастает - скоростной эффект усиливается, что сопровождается ростом наклона кривых усталости с увеличением температуры. Однако необходимо заметить, что при предплавленной температуре влияние скорости на напряжение может становиться слабее тогда долговечность определяется ползучестью, которая связана, как известно, не с количеством циклов нагружения, а со временем [235-236].

Проведем анализ полученных нами ранее данных при исследовании показателей сопротивления усталости и микроструктуры при постоянной гомологической температуре ( $\theta$ ). Как уже было отмечено, величина энергии дефекта упаковки определяет интенсивность поперечного скольжения, которое приводит к накоплению усталостных повреждений в полосах

скольжения. Затем при остаточном разрыхлении полосы и ее соприкосновении с границей зерна в границе образуется надрыв как следствие сдвига; и чем больше полос, тем больше надрывов, тем интенсивнее развитие трещины по границе. Последнее обстоятельство снижает параметры сопротивления усталости материала в виде увеличения наклона кривой усталости, приводящего к уменьшению количества циклов до разрушения.

Сравнение кривых усталости металлов с одинаковой кристаллической структурой при  $\theta = \text{const}$  показывает, что они имеют разный наклон к оси абсцисс. Например,  $\text{tg}\alpha_w$  у титана меньше, чем у кадмия, а у кадмия меньше, чем у цинка. У титана при этой гомологической температуре наблюдаются редкие широкие и извилистые полосы скольжения, расстояние между которыми достаточно велико. Они глубокие и имеют рваные края [5, 6]. Все это свидетельствует о слабо развитом поперечном скольжении, т.е. о хорошем сопротивлении материала усталостному разрушению.

При  $\theta = 0,14$  наклон кривых усталости разных металлов также оказывается разным [10]. Особенно большое значение  $\text{tg}\alpha_w$  имеет у висмута, у которого поперечное скольжение развито достаточно сильно. Чистый титан в этом случае дает кривую усталости с большим наклоном к оси абсцисс. Средний наклон имеет кривая усталости иттрия. У левой ветви кривой усталости никеля более крутой наклон к оси абсцисс. Иттрий занимает некоторое среднее положение. Пологая кривая усталости индия может быть обусловлена его очень высокой пластичностью, т.е.  $\text{tg}\alpha_w$  зависит и от пластичности [6].

По сравнению с титаном у лантана при гомологической температуре  $\theta = 0,25$  значение  $\text{tg}\alpha_w$  несколько больше. У меди  $\text{tg}\alpha_w$  выше, чем у титана [11]. Наиболее крутой наклон к оси абсцисс выявлен у кривой усталости никеля.

При  $\theta = 0,5$  [5] и кадмий, и цинк имеют крутые наклоны кривых усталости. Угол  $\alpha_w$  у них практически совпадает (он незначительно больше у цинка).

При  $\theta = 0,6$  разница в наклонах кривых усталости разных металлов довольно значительна, при этом наблюдается общее заметное увеличение угла



$\alpha_w$ . Медь имеет наименьший угол, у кадмия он резко возрастает, у цинка он еще больше, чем у кадмия [11, 12]. Наклон кривой усталости галлия чуть больше, чем у меди.

При  $\theta = 0,9$  значения  $\text{tg } \alpha_w$  становятся еще более высокими: у кадмия  $\text{tg } \alpha_w$  больше, чем у галлия.

Испытания металлов при частоте приложения нагрузки 100 Гц показали, что наклон кривой усталости изменяется по определенному закону [5]. Так, например, у титана, испытанного при  $\theta = 0,15$ , величина  $\text{tg } \alpha_w$  значительно меньше, чем у иттрия. При  $\omega = 100$  Гц и  $\theta = 0,24$  значение  $\text{tg } \alpha_w$  у меди меньше, чем у лантана.

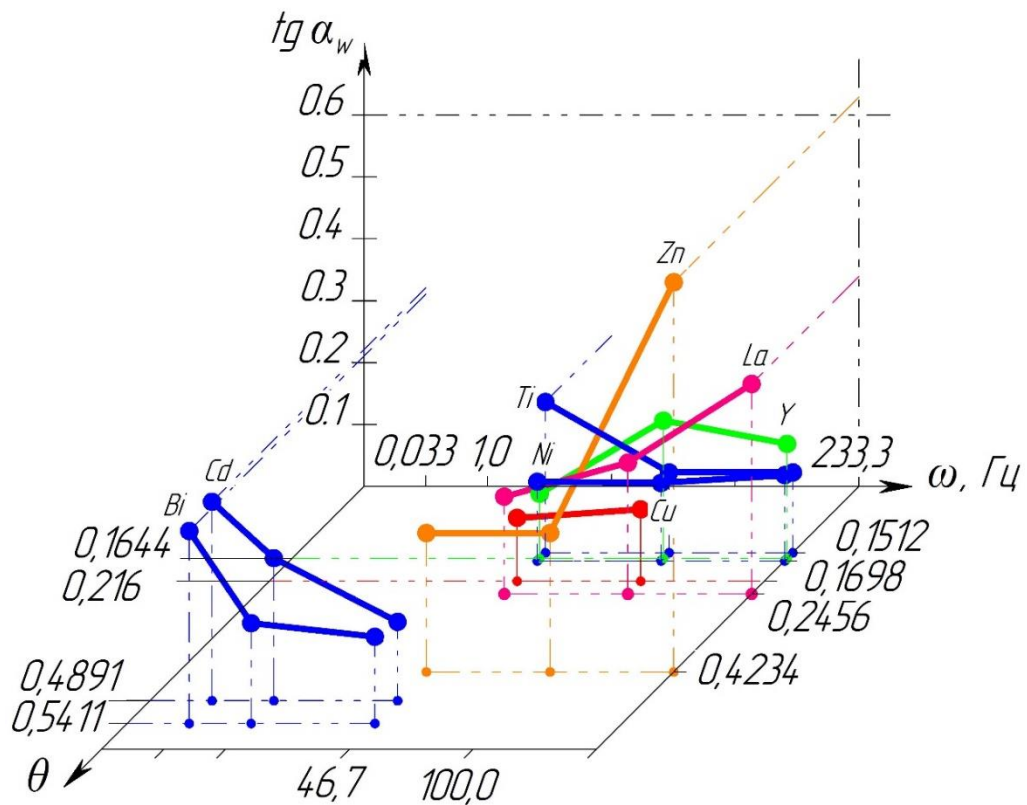


Рис. 3.42. Связь показателя сопротивления усталости  $\text{tg } \alpha_w$  с изменением частоты циклов  $\omega$  с учетом гомологической температуры

На рисунке 3.42 представлены экспериментальные результаты испытанных металлов с различным типом кристаллической решетки в виде зависимости изменения показателя сопротивления усталости – наклона левой



ветви кривой усталости, частоты циклов нагружения и гомологической температуры.

Сопоставление значений гомологической температуры с изменением показателей сопротивления усталости и частоты циклического нагружения дает возможность характеризовать влияние  $\Theta$  более или менее предсказуемо на  $\text{tg}\alpha_w$  только в области значений около 0.5 в диапазоне низких частот. В области значений ниже 0.4 очевидно неоднозначное проявление  $\Theta$  обусловленное конкурирующими физическими процессами в структуре материала.

### **3.5. Энергетические пороги повреждаемости поверхности при циклической деформации материалов**

Ранее нами было показано, что природа возникновения широких полос, о которых упоминалось выше, связывается с поперечным скольжением, энергия активации которого обратна энергии дефекта упаковки. Мерой поверхностной активности материала является, в сущности, интенсивность образования полос скольжения. Испытания металлов и сплавов с исследованием изменения их структуры показали, что чем интенсивнее развиваются широкие полосы скольжения, тем круче наклоны кривых усталости [115, 122]

Испытания медных образцов при разных температурах при консольном изгибе с вращением показали, что грубые полосы скольжения расположены на большом расстоянии друг от друга (рис. 4.9.). Разрушение происходит по границам зерен, как при больших, так и при малых напряжениях. Кривая усталости имеет пологий наклон. Электронно-микроскопические исследования структуры с помощью лаковых реплик, оттененных хромом, показали наличие «рванных» и глубоких полос, которые имеют вид субмикротрещин даже при напряжениях ниже предела усталости; однако следует иметь в виду, что они расположены на большом расстоянии друг от друга и это расстояние тем больше, чем ниже напряжения (рис.4.10.). Из рис.

4.10. достаточно ясно видно, что катастрофическая трещина зарождается на границе зерна в месте соприкосновения с ней полос скольжения (видны места уширения трещины). Таким образом, разрушение, возникшее в теле зерна, передается на границы. С увеличением температуры наклон кривых усталости возрастает (рис. 4.11.), что подтверждается также изменением микроструктуры (рис. 4.9.), т.е. интенсивность полос скольжения возрастает, а поперечное скольжение как термически активируемый процесс усиливается.

Все экспериментальные наблюдения говорят о том, что, в общем, поперечное скольжение в меди развито сравнительно слабо, по крайней мере, слабее, чем в железе, что согласуется со сравнительно низкой энергией дефекта упаковки  $\gamma$   $C_u$ . Характер полос и интенсивность их образования сильно отличается от таковых у металлов с высокой  $\gamma$ . Кривая усталости у меди в логарифмических координатах имеет значительно меньший наклон по сравнению с другими металлами, интенсивность полос скольжения которых сильнее, чем в  $C_u$  (рис. 4.11).

Проанализируем поведение металлов при усталости на основании теории вопроса, изложенной выше. Энергию активации повреждаемости поверхностного слоя  $U_{п.с.}$  можно представить на основе формулы (3.1):

$$U_{п.с.} = \frac{\tau_l B_y - U_{п} k_j}{k_j} \left[ \frac{\tau_l B_y}{\tau_l B_y - U_{п} k_j} e^{-k_{Ay} k_j j} \right], \quad (3.6)$$

где  $U_{п}$  – энергия активации повреждаемости поверхности при  $j = 0$ , которую можно представить в виде выражения:

$$U_{п} = U_{\delta_{о.п.}} + U_{о.д.} + \frac{U_{sn}}{V}, \quad (3.7)$$

где  $U_{\delta_{о.п.}}$  – энергия, зависящая от прочности окисной пленки;

$U_{о.д.}$  – энергия, зависящая от величины отрицательного давления (натяжения поверхности, удерживающего твердое тело как единое целое);

$\frac{U_{sn}}{V}$  – энергия, зависящая от отношения площади поверхности  $S_n$  к объему  $V$ .

В свою очередь, отношение  $\frac{\tau \nu B \gamma}{k_j}$  можно считать энергетическим параметром повреждаемости металла на глубине  $j$ . Металлы с высокой энергией дефекта упаковки  $\gamma$  имеют более низкие коэффициенты упрочнения по сравнению с металлами, имеющими низкий  $\gamma$ . Это говорит о том, что, например:

$$K_{Ay}(\gamma \approx 200 \text{ мДж/м}^2) < K_{Ay}(\gamma \approx 40 \text{ мДж/м}^2) \quad (3.8)$$

Снижение  $K_{Ay}$  свидетельствует об уменьшении интенсивности функции  $U_{п.с.}$  и о снижении энергетического порога повреждаемости поверхностного слоя. При этом надо учитывать, что  $U_{п.с.}$  снижается. Поскольку  $K_{AyFe} < K_{AyCu}$  и  $U_{пFe} < U_{пCu}$  за счет  $U_{\delta_{о.п.}}$ , то это объясняет большую интенсивность образования широких полос скольжения у Fe, чем у Cu (рис. 3.27., 3.28.). При циклической деформации железных образцов наблюдается следующая картина. Грубые полосы скольжения образуются через разные интервалы количества циклов на всех уровнях напряжений (рис. 3.27). Характер разрешения смешанный, то есть и по границам зерен, и по телу зерен (рис. 3.27.). Полосы скольжения в железе наблюдаются практически во всех зернах при достижении определенного, довольно большого количества циклов, являющегося следствием разрыхления поверхностной пленки и некоторого снижения составляющей  $U_{о.д.}$ , которое, видимо, возможно, по причине активизации атомных слоев, примыкающих непосредственно к окисной пленке.

Исследование изменения микроструктуры цинка показало, что деформация в нем происходит в основном двойникованием (рис. 3.26. а, б), разрушение носит межзеренный характер (рис. 3.26., а). Электронно-микроскопические исследования не обнаружили в цинке наличия поперечного скольжения (рис. 3.26.). Однако в цинке наличия (более чистом) наблюдаются полосы скольжения. Несмотря на то, что в цинке поперечное скольжение

маловероятно, все же при определенных благоприятных условиях оно становится возможным. Полосы скольжения в  $Z_n$  наблюдались при более высокой частоте циклического нагружения, что может быть связано с адиабатным эффектом. Поперечное скольжение в цинке наблюдается одновременно с двойникованием; двойники образуются и при повышенных температурах (рис. 3.26.).

Энергия образования двойника по Д. Мак Лину  $U_d \approx \frac{1}{2}\gamma$ , поэтому вероятность его образования  $P(d) = 0,75$ , а вероятность поперечного скольжения  $P(п.с.) = 0,25$ . Теория вероятностей доказывает, что вероятность наступления обоих событий (двойникования и поперечного скольжения) равна произведению их вероятностей:

$$P = P(d) \times P(п.с.) = 0,75 \times 0,25 = 0,187 \approx 0,2 \quad (3.9)$$

Однако с ростом температуры, за счет деформации образца, вероятность  $P(п.с.)$  возрастает, но эксперимент показывает (рис. 3.26.), что двойники при этом тоже образуются. Видимо, можно полагать, что  $P(п.с.) \rightarrow 0,5$ . Поэтому  $P$  будет увеличиваться, что, собственно, и согласуется с экспериментом (рис. 3.26.). Одновременное действие двойникования и поперечного скольжения приводит к сильному увеличению  $tg \alpha_w$ . Глубина  $j$  у поликристала, как показывает эксперимент и теория, может быть равна диаметру зерна или нескольких зерен. Теория вопроса позволяет записать изменение пластичности в функции поперечного размера образца детали в виде выражения:

$$\varepsilon_{п.д.} \cong (\varepsilon_{п.д.})_0 e^{-q_a(j+R)}, \quad (3.10)$$

где  $(j + R) = R$  образца (детали), а  $j = 1 + 3D_3$  ( $D_3$  – диаметр зерна), что показывает на возможность пластической деформации в  $j$ -ом слое и

скольжением и двойникованием. Энергетический порог двойникования в слое  $j(U_{дв})$  может быть представлен как:

$$U_{дв} = (U_{дв})_o (K_{пр} - e^{-q_a(j+R)}), \quad (3.11)$$

где  $(U_{дв})_o$  – потенциальный порог двойникования на поверхности;

$K_{пр}$  – коэффициент;  $K_j$  и  $j$  то же, что и в формуле для  $U_{нс}$ ,  $K_t$  – температурный коэффициент пластической деформации слоя  $j$ , увеличивающийся с ростом температуры.

Увеличение  $K_t$  приводит к увеличению интенсивности функции, а значит, и к росту  $U_{дв}$ , то есть вероятность двойникования снижается, а поперечного скольжения как термически активируемого процесса – увеличивается. Точнее  $K_t = K_{дв} + K_{п.с.}$ ,  $K_{п.с.}$  увеличивается с ростом температуры. Более наглядно формулу это можно представить следующим образом:

$$U_{дв} = (U_{дв})_o (K_{пр} - e^{-(K_{дв} + K_{п.с.})K_j \times j}) \quad (3.12)$$

Испытания химически чистого кадмия показали наличие в нем интенсивных полос скольжения, возникающих с течением времени в подавляющем большинстве зерен (рис. 3.2.). Полосы скольжения в  $C_d$  имеют специфический внешний вид. Они прямолинейны и расположены друг от друга на небольшом расстоянии, а при разрушении практически сливаются. По своему внешнему виду они напоминают двойники. Однако при снятии очень тонкого поверхностного слоя ( $\sim 1$  мкм) полосы исчезают, что указывает на их двойниковый характер. В подтверждение этому были проведены электронно-микроскопические исследования, которые показали, что полосы скольжения в  $C_d$  можно действительно трактовать как результат поперечного скольжения (рис. 3.23., 3.43.). Прямолинейность полос в  $C_d$ , по-видимому,

обуславливается кристаллической решеткой, в которой, как известно, мало систем скольжения.

Из рис. 3.23., 3.43. видно, что пачки скольжения соединены между собой поперечными линиями.



Рис. 3.43. Микроструктура кадмия после циклической нагрузки при 20°C;  $\times 14400$ ;  $\sigma = 360 \text{ МПа}$ ;  $N = 2634$  циклов;  $\omega = 0,033 \text{ Гц}$

Кроме того, хорошо наблюдаются гребни и впадины типа экструзий и интрузий, что указывает на наличие поперечного скольжения. Характер разрушения в кадмии смешанный. Выше было сказано, что в  $A_1$  сильно развито поперечное скольжение, которое наблюдается в виде широких полос скольжения. Наши электронно-микроскопические исследования показали, что полосы скольжения в  $A_1$  имеют такой же характер, как и в работе [29]. Причем характер этих снимков схож с таковыми при исследовании  $C_d$ , что лишний раз подтверждает возможность поперечного скольжения в  $C_d$ , которое приводит к резкому ухудшению сопротивления усталостному разрушению, выражающемуся в увеличении угла  $\alpha_w$  кривой усталости. Теоретическое объяснение этому можно дать на основании формул, приведенных в настоящем разделе.

Испытания титана показали, что металл разных марок ведет себя по-разному. Это опять-таки может быть связано с разной степенью развития поперечного скольжения (расщепленных) дислокаций. У более прочного титана (ВТ 1-00) обнаружено сильно развитое поперечное скольжение, связанное с тем, что энергия дефекта упаковки у него высокая, по крайней мере она не менее 200 МДж/м, что подтверждается сравнением полос скольжения с таковыми в железе (рис. 3.27.), никеле (рис. 3.8.) и других металлах. Интенсивное поперечное скольжение (рис. 3.25.) в титане марки ВТ1-00 ухудшает сопротивление усталостному разрушению и наклон кривой усталости к оси  $N$  увеличивается. Температурный фактор при этом является усугубляющим. У титана ВТ1-1, у которого содержание  $T_i$  составляет 99%, сильно развитого поперечного скольжения не наблюдалось. Пластическая деформация при нормально температуре происходит скорее путем тонкого скольжения, видимо, с участием поперечного скольжения, которое наблюдается в виде мелких извилин. Тонкие полосы скольжения наблюдаются даже в двойниках обжига: полосы скольжения, которые можно трактовать как результат поперечного скольжения, проявляются в явном виде при 250 и 340<sup>0</sup>С, хотя и на большом расстоянии друг от друга, что может быть связано с низким значением энергии эффекта упаковки.

Разное поведение титана двух марок можно объяснить различным содержанием примесей, которые определяют величину энергии дефекта упаковки и коэффициент упрочнения.

$$\gamma_{\text{ВТ } 1-00} > \gamma_{\text{ВТ } 1-1}, \text{ то } K_{Ay \text{ ВТ } 1-1} > K_{Ay \text{ ВТ } 1-00} \quad (3.13)$$

Это значит, что  $(K_{Ay}K_j)_{\text{ВТ } 1-1} > (K_{Ay}K_j)_{\text{ВТ } 1-00}$ , то есть интенсивность функции  $U_{\text{п.с.}}$  для ВТ1-1 сильнее, чем для ВТ1-00, что объясняет большую повреждаемость поверхностного слоя образцов второго металла по сравнению с первым, при этом  $\text{tg } \alpha_{w\text{ВТ } 1-00} > \text{tg } \alpha_{w\text{ВТ } 1-1}$  (рис. 3.3.). С увеличением температуры усиливается поперечное скольжение, которое является

разупрочняющим эффектом, что снижает  $K_{Ay}$  и  $U_{п}$ . Повреждаемость поверхностного слоя усиливается,  $\text{tg } \alpha_w$  увеличивается.

Связь наклона кривых усталости с изменением структуры хорошо иллюстрируется испытаниями висмута (рис. 3.8.). Поперечное скольжение в  $B_i$  настолько сильно развито, что угол наклона  $\alpha_w$  очень большой (рис. 3.6.) при температуре испытания, равной  $20^\circ\text{C}$ , которая является для этого металла по гомологической шкале температур весьма высокой. Это указывает на термически активируемый процесс (снижается величина  $K_{Ay}$  и  $U_{п}$ ), приводящий к ухудшению сопротивления усталостному разрушению. Даже понижение температуры до  $-196^\circ\text{C}$  не дает заметного улучшения сопротивления переменным напряжением и металл, в общем, ведет себя неопределенно.

Сильно развитое поперечное скольжение и в связи с этим крутой наклон кривой усталости к оси абсцисс наблюдается также у никеля, поскольку у него высокая энергия  $\gamma$ , а значит, относительно низкий коэффициент  $K_{Ay}$  (рис. 3.11., 3.14.).

В смысле температурной зависимости [237] сопротивления усталости никель ведет себя аномально. Итак, обычно при наличии развитого поперечного скольжения и большого значения угла  $\alpha_w$  наблюдаются большие расхождения в величинах усталостной прочности при увеличении температуры, то есть если расчесть кривые усталости при  $N = const$  и построить зависимость  $\sigma_{-1}$  от температуры, то у металлов с высокой  $\gamma$  они будут более сильными, то есть:

$$\left(\frac{\alpha\sigma_{-1}}{dt}\right)_{\gamma \approx 200} > \left(\frac{\alpha\sigma_{-1}}{dt}\right)_{\gamma \approx 10 \div 20} \quad (3.14)$$

Эта зависимость выполняется для большинства металлов, кроме никеля. С ростом температуры кривые усталости у  $N_i$  накладываются друг на друга. В этом смысле  $N_i$  ведет себя аналогично меди, то есть металлам и сплавам с



низким значением энергии дефекта упаковки, о чем свидетельствует характер и интенсивность полос скольжения в двух последних сплавах (рис. 3.4., 3.7.). Таким образом, можно сделать заключение, что, с одной стороны, в металлах с низким значением  $\gamma$  и малыми величинами  $\alpha_w$  наблюдается слабая температурная зависимость усталостной прочности, выражающаяся в близком (по оси координат) расположении кривых усталости друг к другу, полученных при разных температурах; с другой стороны, в металлах с большими значениями энергии дефекта упаковки и крутыми наклонами кривых усталости и оси  $N$  наблюдается сильная температурная зависимость усталостной прочности, выражающаяся в больших расстояниях между кривыми усталости, полученных при соответствующих температурах. Среди этой группы металлов, как указывалось никель ведет себя аномально. Поперечные скольжения у  $N_i$  развиты достаточно сильно, это следует из микроскопических снимков (рис. 3.44.).

Разрушение в  $N_i$  носит внутризеренный характер, а при соприкосновении полосы скольжения с границей зерна в соседнем зерне точно с этого же места начинает развиваться новая полоса скольжения (рис. 3.44,а). В дальнейшем в этих полосах зарождается трещина, границы при этом не разрушаются.

Границы в  $N_i$  настолько прочны что доля вакансионного механизма сводится почти к нулю. При рассмотрении поведения границ зерен аналогично никелю ведет себя сталь аустенитного класса 12X18H12T. Однако у неё пограничное разрушение всё же наблюдается (рис. 3.7), как и у меди (рис. 3.4. – 3.28). Что касается углеродистых сталей, то они «плохо» сопротивляются усталостному разрушению, что может быть тоже обусловлено сильно развитым поперечным скольжением в зернах феррита (рис. 3.13), вследствие высокой  $\gamma$  и относительно низкого значения  $K_{Ay}$ .

С увеличением температуры наклон кривых усталости увеличивается [128]. Это подтверждается результатами испытания лантана, иттрия и висмута (рис. 3.9, 3.11).

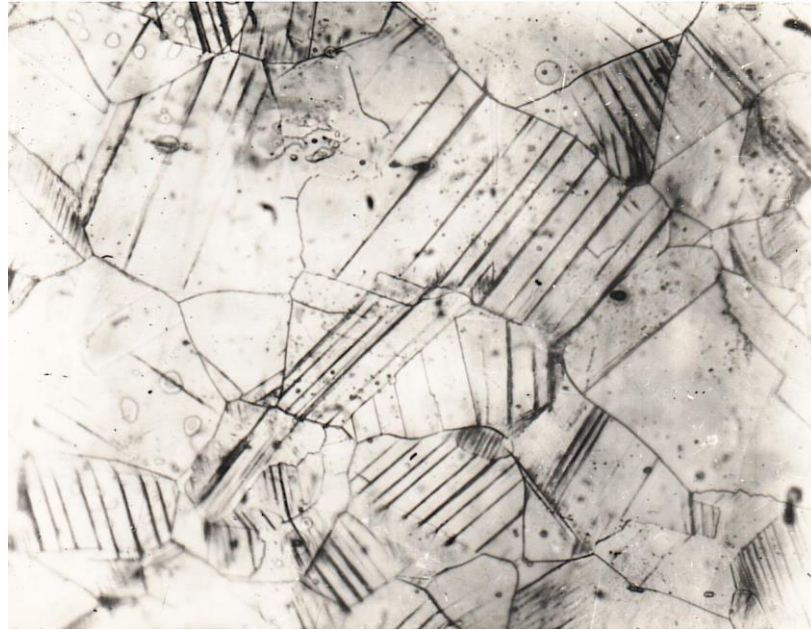
*a**б*

Рис. 3.44. Микроструктура никеля после циклической нагрузки при 20°C; *a* – х340,  $\sigma = 122$  МПа,  $N = 10^5$  циклов,  $\omega = 46,7$  Гц; *б* – х340,  $\sigma = 170$  МПа,  $N = 2 \cdot 10^5$  циклов,  $\omega = 100$  Гц

Большие величины углов  $\alpha_w$  у этих металлов могут быть связаны с высокими гомологическими температурами испытания и низкими значениями  $K_{Au}$ . По-видимому, в этих случаях пограничные эффекты развиты очень

сильно и прочность границ низкая. Вступает в силу механизм ползучести. Высокая гомологическая температура испытания, приводящая к развитию пограничных эффектов, увеличивает наклоны  $\text{tg } \alpha_w$ .

### **3.6. Связь параметров температурно-скоростной зависимости сопротивления деформации металлов и энергетического порога с суммарной деформацией и с адиабатным нагревом при изменении частотно-временных параметров**

Довольно сложные явления, происходящие в поверхностных слоях образцов при изменении  $\omega$ , можно свести к трём эффектам, тем или иным образом, подтверждающим рассмотренные положения:

1. Скоростной эффект, прослеживается у всех испытанных металлов, но в различной степени – при условии  $\omega_2 > \omega_1$ , когда напряжение  $\sigma_{\omega_2}$  всегда больше  $\sigma_{\omega_1}$ , исключением являются случаи, относящихся к деформационному старению. При этом скоростной эффект надо полагать проявляется тем сильнее, чем выше  $(\theta)$ . Поэтому у висмута и кадмия ( $\theta = 0,5$ ) скоростной эффект выражен сильнее, чем у лантана ( $\theta = 0,25$ ) [238-239].

Приняв  $\gamma$  за характеристику материала, обуславливающую сопротивление среды прохождению физического процесса пластической деформации и сопоставив экспериментальные результаты в условиях одинаковых  $\theta$  скоростной эффект оказывается сильнее у металлов с большой энергией дефекта упаковки ( $\gamma$ ), что подтверждается характером и интенсивностью полос скольжения. При одинаковых же значениях  $\theta$  и  $\gamma$  скоростная зависимость усиливается в последовательности типов атомно-кристаллических структур ГЦК – ОЦК – АК.

2. Второй эффект связан с понятием о суммарной деформации  $\epsilon_\omega$ , которая аккумулируется при испытаниях на циклическую прочность в слоях поверхности глубиной  $j$  (зависимость 4) [240-242]. Она коррелирует с величиной циклов нагружения  $N$  и определяется  $\text{tg } \alpha_w$ . В первом приближении

такая связь может быть представлена как изменение суммарного накопления усталостных дефектов или повреждений атомно-кристаллической решётки  $dZ$ :

$$dZ = dZ_1 - dZ_2, \quad (3.15)$$

где  $dZ_1$  – увеличение плотности (количества) дефектов вследствие накопления суммарной деформации  $\varepsilon_\omega$ ;

$dZ_2$  – уменьшение плотности дефектов вследствие релаксации.

При этом вводится некоторое допущение, заключающееся в том, что релаксация напряжений не всегда согласованно с снижением дисперсности дефектов. Например, в случае периодических актов поперечного скольжения, интрузии в полосах скольжения приводят к возрастанию вероятности разрушения в большей степени тогда, когда больше  $\gamma$ .

Конечное выражение этой зависимости выражается следующим видом:

$$Z = Z^* (\varepsilon_\omega / \varepsilon_\omega^*)^{\beta - \alpha / \omega}, \quad (3.16)$$

определяющего корреляцию суммарного повреждения  $Z$  с величиной суммарной деформации  $\varepsilon_\omega$  и  $\omega$ , где  $Z^* = Z$ , а  $\varepsilon_\omega^* = \varepsilon_\omega$  для одного цикла напряжения;  $\beta$  – зависит от рода вещества;  $\alpha$  – вероятно, должна увеличиваться с температурой, но уменьшаться с  $\gamma$ .

Считая, что между  $\varepsilon_\omega$  и  $N$  имеется прямая пропорциональность, то, если для довольно низких температур отношение  $\alpha/\omega$  стремится к нулю, длительность испытаний определяется  $N$ . Напротив, при довольно высоких  $\theta$  величина  $Z$  обуславливается как  $\varepsilon_\omega$  (либо  $N$ ), так и  $\omega$ , то есть с повышением температуры значение накопленных напряжений, а следовательно, и длительность испытаний всё больше определяется не  $N$ , а временем, причём  $Z$

оказывается тем больше (время до разрушения тем меньше), чем выше  $\omega$ . Из соотношения (10) следует:

$$\lg \varepsilon_{\omega} = \frac{\lg \frac{z}{z^*} + \left( \beta - \frac{\alpha}{\omega} \right) \lg \varepsilon_{\omega}^*}{\beta - \frac{\alpha}{\omega}}, \quad (3.17)$$

т. е. повышение  $\omega$  приводит в общем к понижению  $\varepsilon_{\omega}$  (либо  $N$ ). Из этого следуют два вывода относительно второго эффекта:

- а) возрастание  $\omega$  понижает  $\varepsilon_{\omega}$ ;
- б) воздействие  $\omega$  на  $\varepsilon_{\omega}$  с увеличением  $\theta$  становится слабее.

Снижение суммарной деформации  $\varepsilon_{\omega}$  сопровождается уменьшением коэффициента  $K_{Ay}$ , что в свою очередь снижает энергетический порог  $U_{n.c.}$  (уравнение 3.6).

Повреждаемость слоя поверхности материала возрастает, и  $\operatorname{tg} \alpha_{\omega}$  увеличивается. С увеличением  $\theta$   $K_{Ay}$  снижается, что в конечном итоге тормозит снижение энергетического порога  $U_{n.c.}$  и, разумеется, воздействие  $\omega$  делается менее ощутимым. Это значит, что при больших значениях  $\theta$  снижение  $\varepsilon_{\omega}$  должно быть меньше, чем в случае малых  $\theta$ , следовательно, повышение  $\omega$  в первом случае должно повлечь возрастание напряжения (что относится к висмуту и кадмию) и, в обратном порядке, во втором случае повышение  $\omega$  может понизить напряжение (что применимо к лантану при увеличении  $\omega$  с 46,7 до 100 Гц).

3. Третий эффект определяется адиабатным нагревом и должен быть выражен тем сильнее, чем ниже теплопроводность материала и чем ниже  $\theta$ . Можно считать, что у висмута, кадмия и цинка при испытаниях их при 20°C адиабатный эффект должен быть выражен очень слабо, в то время как у лантана и меди он должен быть заметным. Адиабатный разогрев уменьшает

влияние частоты, поскольку увеличение температуры снижает значение  $K_{Au}$ , который замедляет снижение энергетического порога  $U_{n.c.}$  (уравнение 3.6).

### 3.7. Выводы по третьей главе

1. Каждый из этих эффектов вносит относительный вклад в процесс разрушения, поэтому сопротивление металлических материалов усталостному разрушению при повышении  $\omega$  может, как повышаться, так и снижаться. Однако при исследовании вопроса о влиянии частоты циклов нагрузки  $\omega$  на повреждаемость поверхности металлов следует учитывать ещё ряд факторов. В случае неспособности материала накапливать довольно большую суммарную деформацию  $\varepsilon_{\omega}$  по причине своей природы, или из-за условий деформирования, или по той и другой причине одновременно, то даже при большой  $\omega$ , когда сопротивление деформации должно быть велико и упрочнение должно превалировать над разупрочнением, мы можем получить противоположный результат. Этот эффект будет содержаться в том, что вместо ожидаемого опережающего снижения количества поврежденных зерен к фактической площади рабочей поверхности образца, что должно приводить к снижению повреждаемости поверхностного слоя металла, будет замечаться возрастание названных величин, в том числе и повреждаемости поверхности.

2. В металлах с низким показателем  $\gamma$  и малыми значениями  $tg\alpha_w$  определена слабая температурная зависимость сопротивления усталости, проявляющаяся в близком (по оси ординат) расположении друг к другу кривых усталости, полученных при разных  $\theta$ ; с другой стороны, в металлах с большими значениями  $\gamma$  и крутыми наклонами кривых усталости к оси количества циклов ( $N$ ) отмечается сильная температурная зависимость прочности и долговечности – кривые усталости при соответствующих температурах находятся на больших расстояниях друг от друга.

3. Анализ полученных данных показывает, что повышение усталостной прочности с снижением или возрастанием частоты нагрузки ( $\omega$ ) приводит, почти всегда, к уменьшению  $\text{tg } \alpha_w$ .

4. Испытания металлов показали, что чем интенсивнее развиваются широкие полосы скольжения, чем круче наклоны кривых усталости, построенные в логарифмических координатах, т.е. больше величина  $\text{tg } \alpha_w$ .

5. Сопоставление величин энергии дефекта упаковки ( $\gamma$ ), гомологической температуры ( $\theta$ ), изменений структур и наклона кривых усталости показало, что чем выше  $\gamma$  и  $\theta$ , тем больше развито поперечное скольжение и тем круче наклон кривых усталости, а, следовательно, ниже усталостная прочность и долговечность металлов.

6. Результаты исследований данных физико-механических характеристик при циклической деформации позволило вычислить энергию активации повреждаемости поверхностного слоя материалов при различных частотно-амплитудных режимах нагружения и вывести параметр упрочнения  $K_{Au}$ , который в дальнейшем был использован в прочностных расчетах и методах прогнозирования усталостной прочности и долговечности различных групп материалов. Предложенный параметр является безразмерным коэффициентом, представляющий собой коэффициент упрочнения материала в рассматриваемом поверхностном слое и является очень важной величиной, так как зависит от многих факторов определяющих структуру вещества (легирование, термическую обработку, энергия дефекта упаковки и т.п.) и условий циклического деформирования (температура, среда, скорость пластической деформации и др.).

#### **ГЛАВА 4. ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПАРАМЕТРОВ СОПРОТИВЛЕНИЯ УСТАЛОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СПЛАВОВ С ИЗМЕНЕНИЯМИ СТРУКТУРНО-ЧУВСТВИТЕЛЬНЫХ ФАКТОРОВ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ВИДАХ ТЕРМИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК И СПЕКТРОВ НАГРУЖЕНИЯ**

Результаты исследований на усталость, изданные в виде научных статей и монографий, касаются в большей степени высокочастотных спектров нагружения и чаще всего тех частот, при которых проявляются вибрации узлов и деталей различных машин. Однако очень часто детали машин и элементы конструкций, например, предохранительные мембраны, колонная и теплообменная аппаратура, прокатные станы, преимущественно используемые в металлургическом и химическом машиностроении, работают длительное время с весьма низкой частотой нагружения – до 5,0 Гц. Этот спектр нагружения является малоизученным ввиду большой продолжительности испытания. Так, для достижения наработки одного образца сравнительной базы  $10^6$  циклов при частоте 2 Гц уходит 139 ч непрерывной работы установки.

Обычно при расчетах действительных запасов циклической прочности пределы выносливости сплавов выбирают по значениям из металлургических справочников, полученных в основном при вращении с изгибом образцов на стандартной базе испытаний при частотах 50,0 Гц и более (до 166,7 Гц). Поэтому для расчета действительных запасов усталостной прочности в условиях низкочастотных диапазонов эксплуатации деталей необходимо вводить поправочный коэффициент на влияние частоты циклов. Изложенное доказывает потребность в проведении исследований усталостной прочности конструкционных материалов в пределах от долей герц до 5,0 Гц, что и явилось мотивацией для проведения настоящего исследования с целью определения влияния частоты нагружения и схемы нагрузки на динамику изменения показателей сопротивления усталости и стабильности поведения



конструкционных материалов в сопоставлении с данными, полученными при испытаниях из стандартного диапазона частот [186].

#### 4.1. Исследование кривых усталости конструкционных сплавов, испытанных по разным схемам нагружения и изменений микроструктуры

У стали 12Х18Н12Т [243] наблюдается довольно четкое разграничение кривых усталости, полученных в результате испытаний при разных частотах нагружения (рис. 4.1), однако слишком большой разницы в параметрах циклической прочности при изменении от 46,7 до 233,3 Гц нет. Кривые усталости располагаются практически параллельно, с увеличением частоты нагружения циклическая прочность уменьшается.

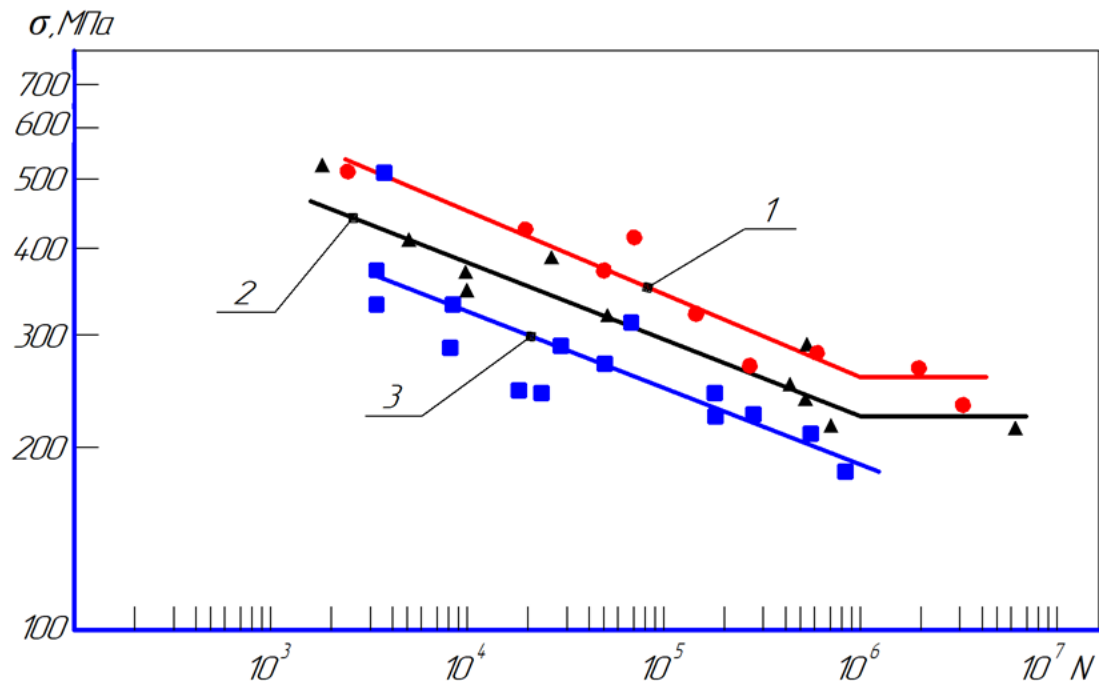


Рис. 4.1. Кривые усталости стали 12Х18Н12Т при  $t=20^{\circ}\text{C}$  частота приложения нагрузки: 46,7 (1); 100 (2); 233,3 (3) Гц; уравнения кривых усталости:  $\lg \sigma = 2,128 - 0,1181 \lg N$  (1);  $\lg \sigma = 2,02 - 0,1085 \lg N$  (2);  $\lg \sigma = 1,994 - 0,1192 \lg N$  (3)

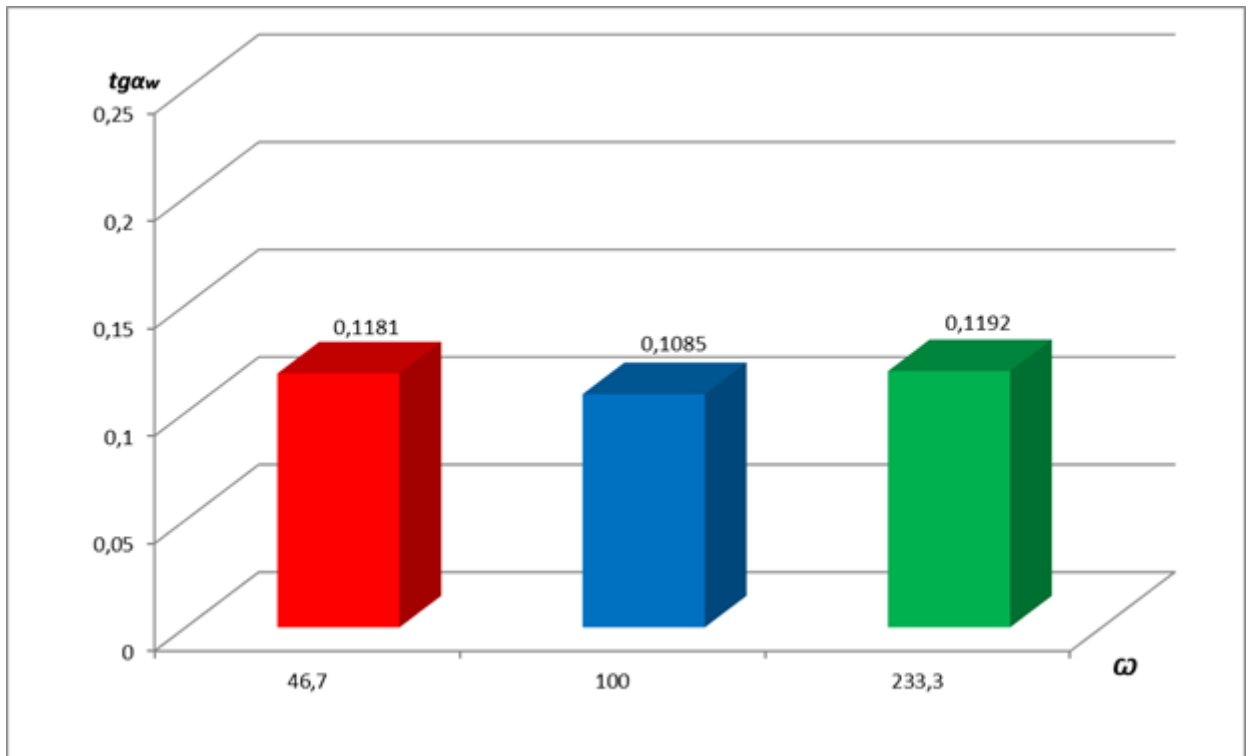


Рис. 4.2. Изменение наклона кривых усталости стали 12X18H12T при изменении частотно-скоростных условий нагружения

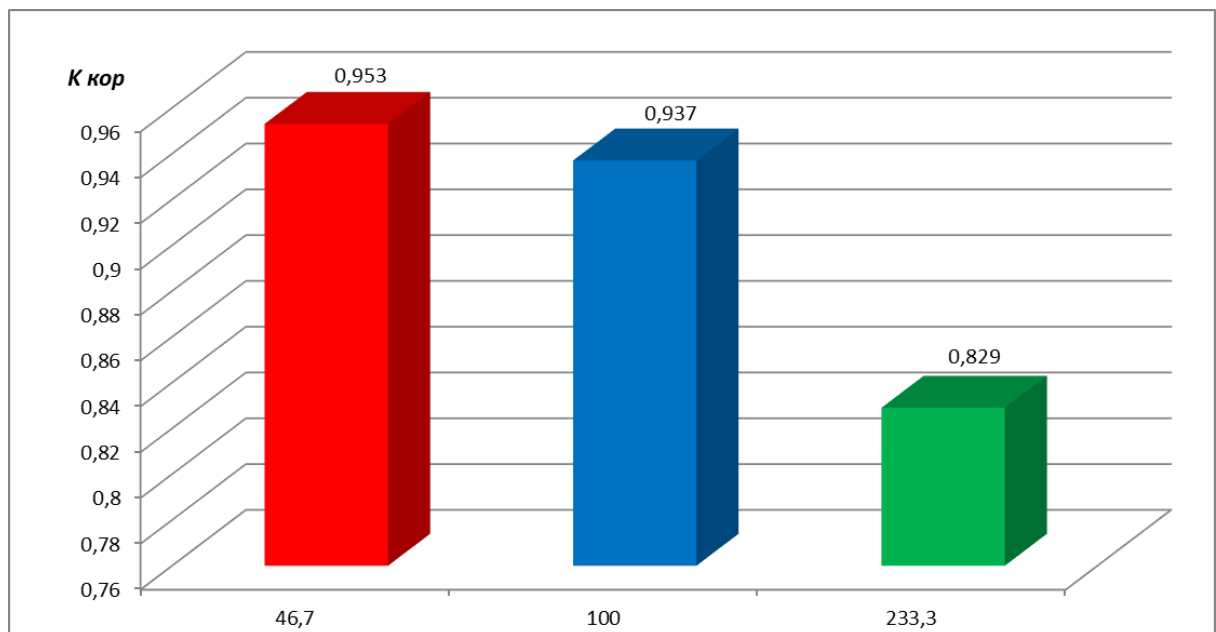


Рис. 4.3. Изменение разброса экспериментальных данных относительно аппроксимирующих линий кривых усталости стали 12X18H12T при изменении частотно-скоростных условий нагружения

Наклон левой ветви кривой усталости практически одинаков при всех спектрах нагружения (рис. 4.2). Разброс экспериментальных данных относительно аппроксимирующих линий кривых усталости стали 12Х18Н12Т увеличивается с ростом частоты нагружения, что показывает увеличение нестабильности поведения при высокоскоростном циклическом нагружении данной стали (рис. 4.3).

Исследование изменений структуры показывает, что при  $\omega = 46,7$  Гц полосы скольжения не наблюдаются, при довольно больших значениях (рис. 4.4, а) долговечности, наоборот, с увеличением частоты приложения нагрузки начинают наблюдаться изменения в структуре, при  $\omega = 233,3$  Гц они начинают появляться довольно рано (рис. 4.4, в). Следует отметить, что в первом случае уровень напряжений вдвое больше, чем во втором и в полтора раза выше, чем в третьем. Полосы скольжения исключительно прямолинейны и неразвиты.

Результаты испытаний на усталость высокопрочного сплава Х15Н5Д2Т при приложении нагрузки на различных частотах (25 и 48,7 Гц) и при разных видах нагружения показаны на рис. 4.5. «Жесткая» схема нагружения с контролируемой деформацией показывает значительно больший угол наклона кривой усталости чем испытаниях, проведенных по «мягкой» схеме с контролируемым напряжением при консольном изгибе вращающегося цилиндрического образца (рис. 4.6.). Стабильность поведения этого материала снижается с ростом частоты нагрузки (рис. 4.7).

Увеличение частоты циклов нагружения и в дополнение к этому смягчение схемы напряженного состояния (деформация вращения изогнутого образца) приводят к заметному уменьшению наклона кривой усталости к оси  $N$ , т.е. к улучшению показателя сопротивления усталости ( $\text{tg } \alpha_w$ ). Собственно, та же картина наблюдается и в случае испытания стали 30ХГСН2А [244-246].

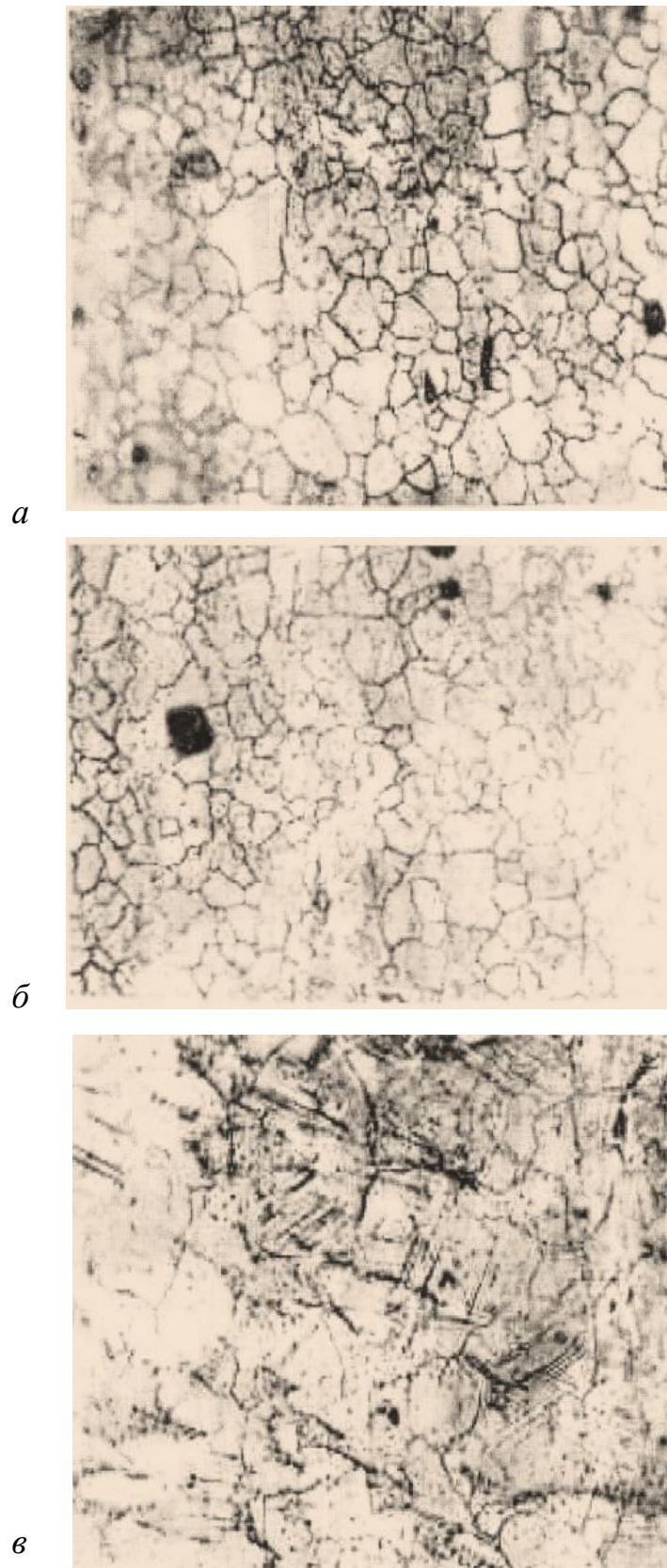


Рис 4.4. Микроструктура стали 12X18H12T после испытаний на усталость при 20 °С: ( $\times 500$ ); *а* –  $\sigma = 419$  МПа,  $N = 5,3 \cdot 10^4$  циклов,  $\omega = 46,7$  Гц; *б* –  $\sigma = 224$  МПа,  $N = 1,9 \cdot 10^5$  циклов,  $\omega = 100$  Гц; *в* –  $\sigma = 290$  МПа,  $N = 7 \cdot 10^3$  циклов,  $\omega = 233,3$  Гц

Улучшение показателя сопротивления усталости связано с повышением упрочняемости материала поверхностных слоев сплава Х15Н5Д2Т, о чем свидетельствует относительно малая повреждаемость их поверхности (рис. 4.8) [247].

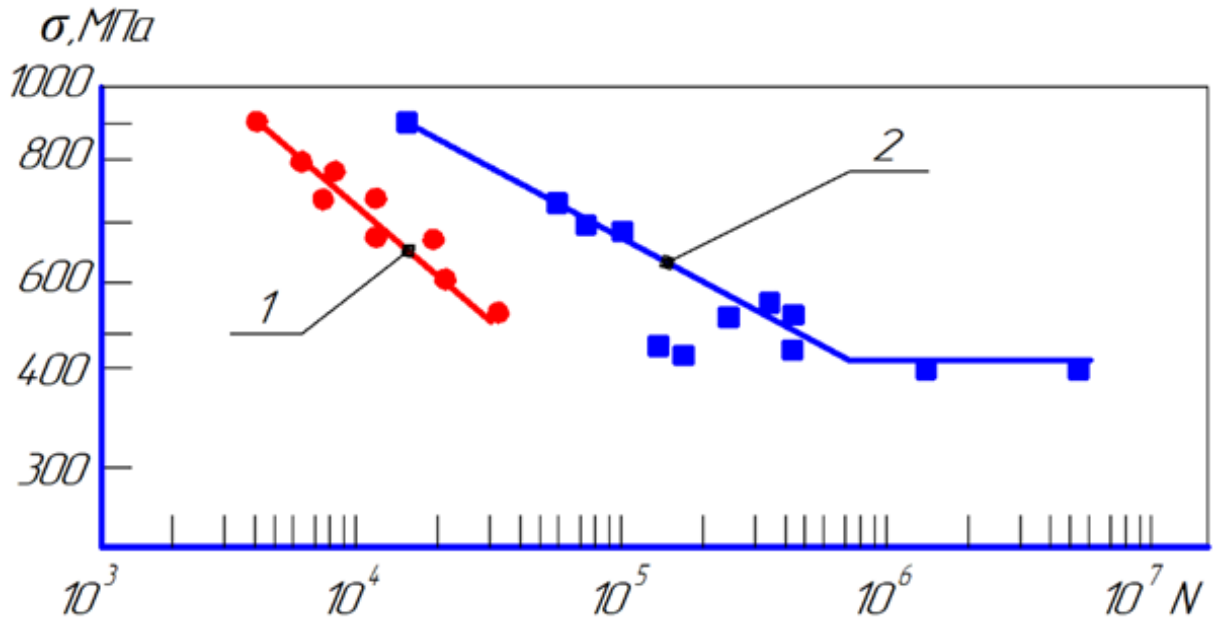


Рис.4.5. Кривые усталости образцов, изготовленных из сплава Х15Н5Д2Т: 1 и 2 – частота приложения нагрузки: 25 и 46,7 Гц; 1 – пульсирующий цикл нагружения при растяжении; 2 – вращение изогнутого образца;  $\lg \sigma = 3,8171 - 0,243 \lg N(1)$ ;  $\lg \sigma = 3,4353 - 0,1358 \lg N(2)$

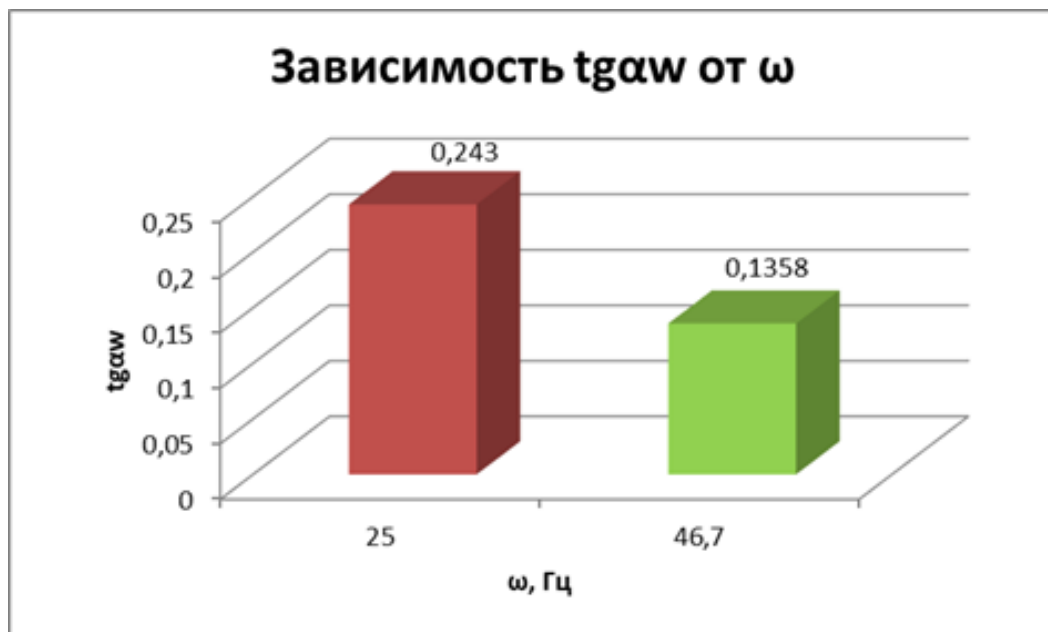


Рис. 4.6. Изменение наклона кривых усталости сплава Х15Н5Д2Т при изменении частотно-скоростных условий нагружения

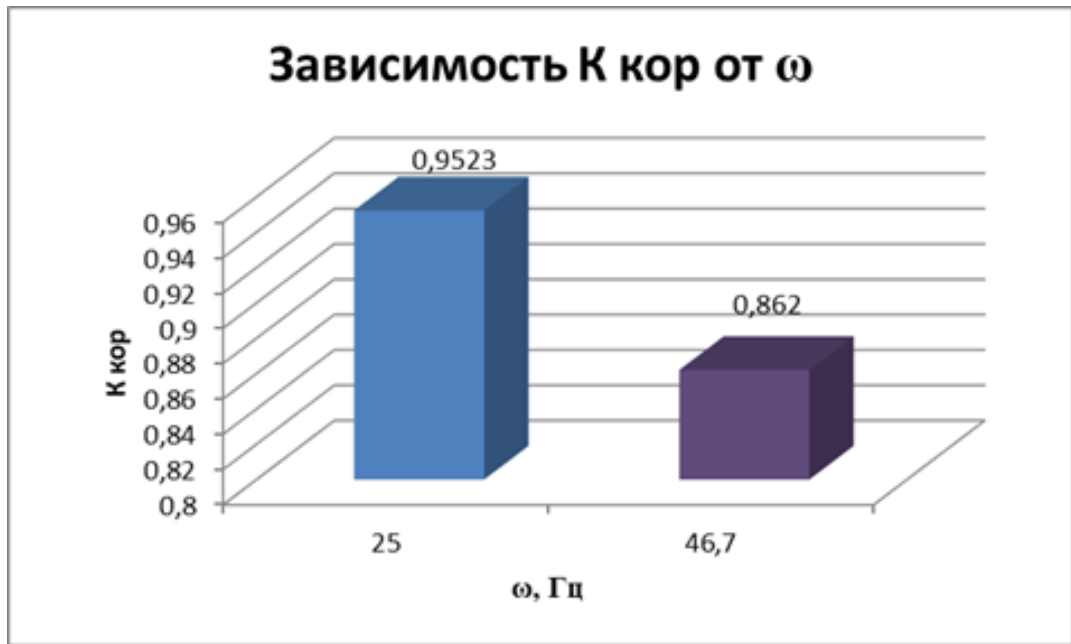


Рис. 4.7. Изменение разброса экспериментальных данных относительно аппроксимирующих линий кривых усталости сплава X15H5Д2Т при изменении частотно-скоростных условий нагружения



Рис. 4.8. Микроструктура стали X15H5Д2Т после испытаний на усталость при 20 °С; ( $\times 340$ );  $\sigma = 577$  МПа;  $N = 4,3 \cdot 10^4$  циклов;  $\omega = 46,7$  Гц. Деформация вращения изогнутого образца

Растровая электронная микроскопия (рис. 4.9) позволяет выявить наличие глубоких полос скольжения, однако они охватывают относительно малую

площадь шлифа. В свою очередь такое количество развитых полос скольжения не оказывают заметного влияния на величину повреждаемости поверхности ( $\Phi$ ), они лишь дают возможность рассмотреть детальнее процесс повреждения поверхности сплава X15H5Д2Т (ВНС-2) (рис. 4.8, 4.9). Видны широкие, извилистые и прерывистые полосы скольжения, однако они редки, как и в случае со сталью 30ХГСН2А.



Рис. 4.9. Микроструктура стали X15H5Д2Т после испытаний на усталость при 20 °С; ( $\times 2300$ ).

Сталь марки 40Х, подвергнутая испытаниям при трех частотах знакопеременного нагружения ( $\omega$ ), показала рост усталостной прочности с увеличением  $\omega$  (рис. 4.10). Здесь необходимо отметить, что при  $\omega = 2,7$  Гц (рис. 4.10, кривая 2) в зоне низких величин долговечности  $N$  эта сталь показывает увеличенную циклическую прочность по сравнению с экспериментами, полученными при  $\omega = 2,0$  Гц (рис. 4.10, кривая 1) [248].

Однако за счет увеличения угла наклона кривая усталости опускается ниже, и на базе  $N = 10^6$  циклов наблюдаются меньшие значения величин ограниченных долговечностей ( $N_{\omega = 2,7 \text{ Гц}} < N_{\omega = 2,0 \text{ Гц}}$ ).



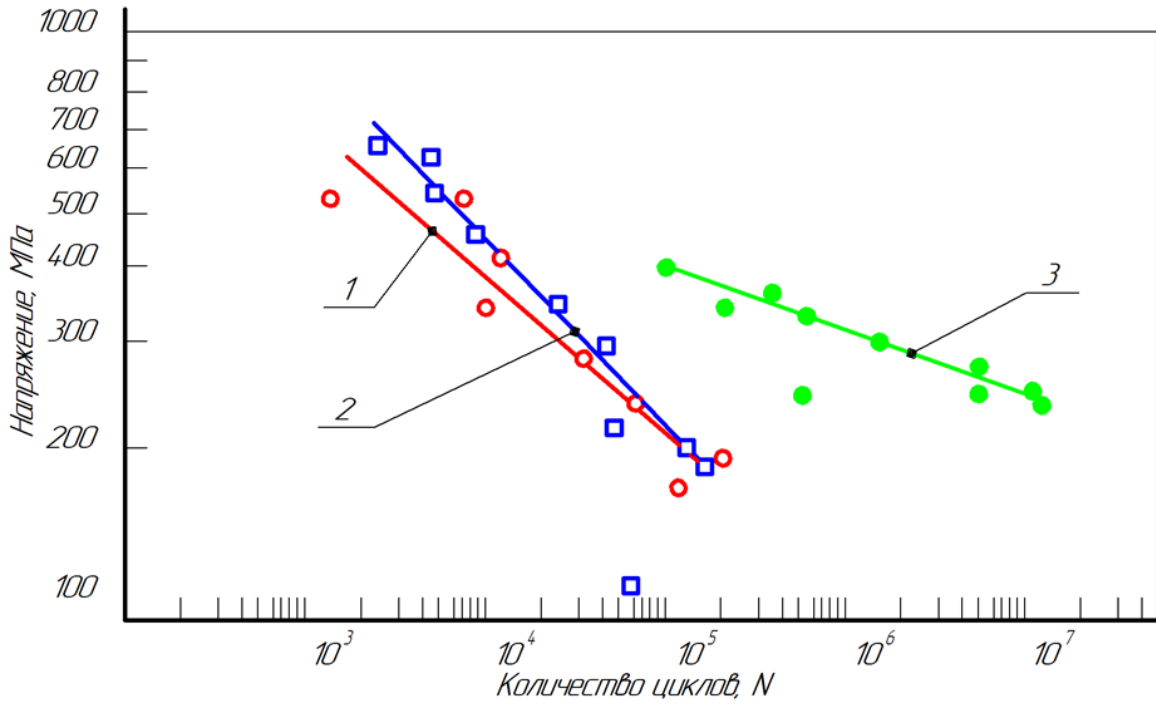


Рис. 4.10. Кривые усталости стали 40X при  $t=20^{\circ}\text{C}$  частота приложения нагрузки: 2,0 (1); 2,7 (2); 100,0 (3) Гц; уравнения кривых усталости:  $\lg \sigma = 2,65 - 0,2655 \lg N$  (1);  $\lg \sigma = 2,97 - 0,3293 \lg N$  (2);  $\lg \sigma = 2,297 - 0,1337 \lg N$  (3)

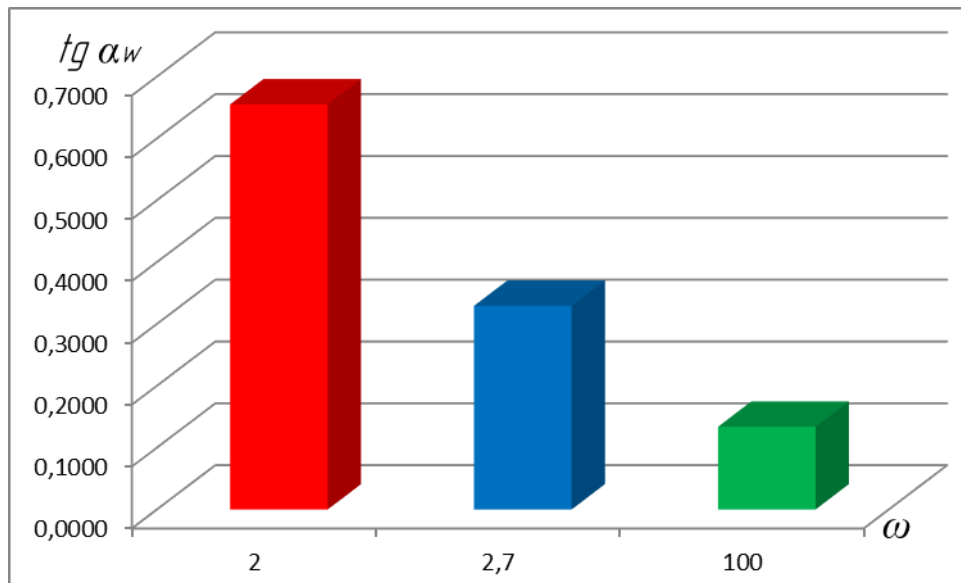


Рис. 4.11. Изменение наклона кривых усталости стали 40X при изменении частотно-скоростных условий нагружения

Работоспособность стали 40X значительно возрастает при  $\omega = 100,0$  Гц (рис. 4.10, кривая 3), что выражается в существенном наращивании количества



циклов до разрушения при незначительных снижениях напряжений и проявляется в уменьшении наклона  $\text{tg}\alpha_w$  до 0,1337. Такое поведение материала позволяет характеризовать заданные условия циклической работы стали 40X как наиболее оптимальные из сопоставленных на рис. 4.10-4.12.

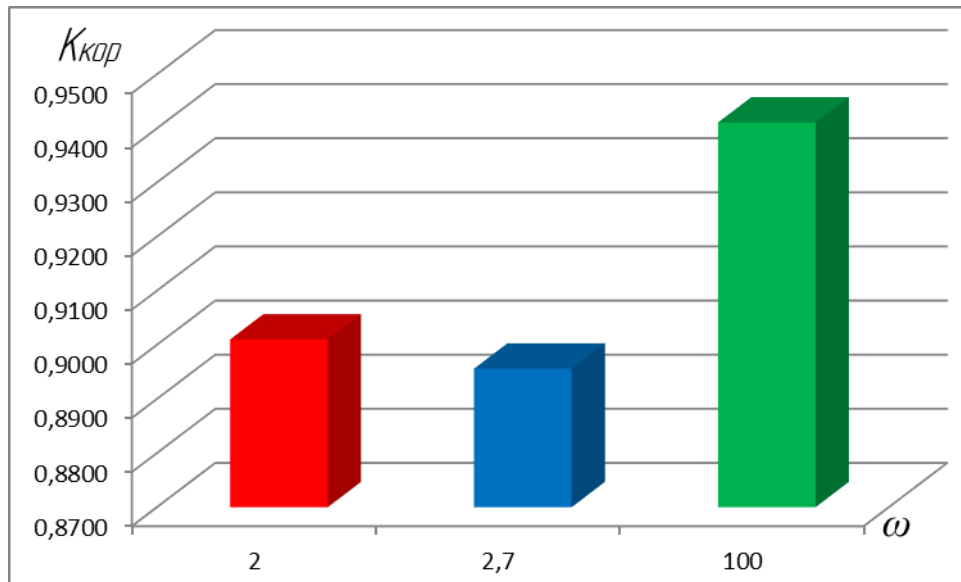


Рис. 4.12. Изменение разброса экспериментальных данных относительно аппроксимирующих линий кривых усталости стали 40X при изменении частотно-скоростных условий нагружения

Таким образом, можно предполагать, что в условиях эксплуатации реальных деталей машин и конструкций, изготовленных из стали 40X, снижение частоты циклического нагружения, сопровождаемое увеличением длительности их пребывания в нагруженном состоянии, будет уменьшать их остаточный ресурс.

Результаты экспериментов стали марки 40, проиллюстрированные на рис. 4.13-4.15, показывают противоположную тенденцию изменения циклической прочности в сравнении со сталью 40X – рост частоты циклов нагружения ( $\omega$ ) снижает усталостную прочность. Наклон кривых усталости стали 40 возрастает при изменении частотно-скоростных условий нагружения (рис. 4.14). Наибольший разброс экспериментальных данных относительно аппроксимирующих линий кривых усталости стали 40 наблюдается при

наименьшей частоте нагружения из представленного диапазона испытаний (рис. 4.15).

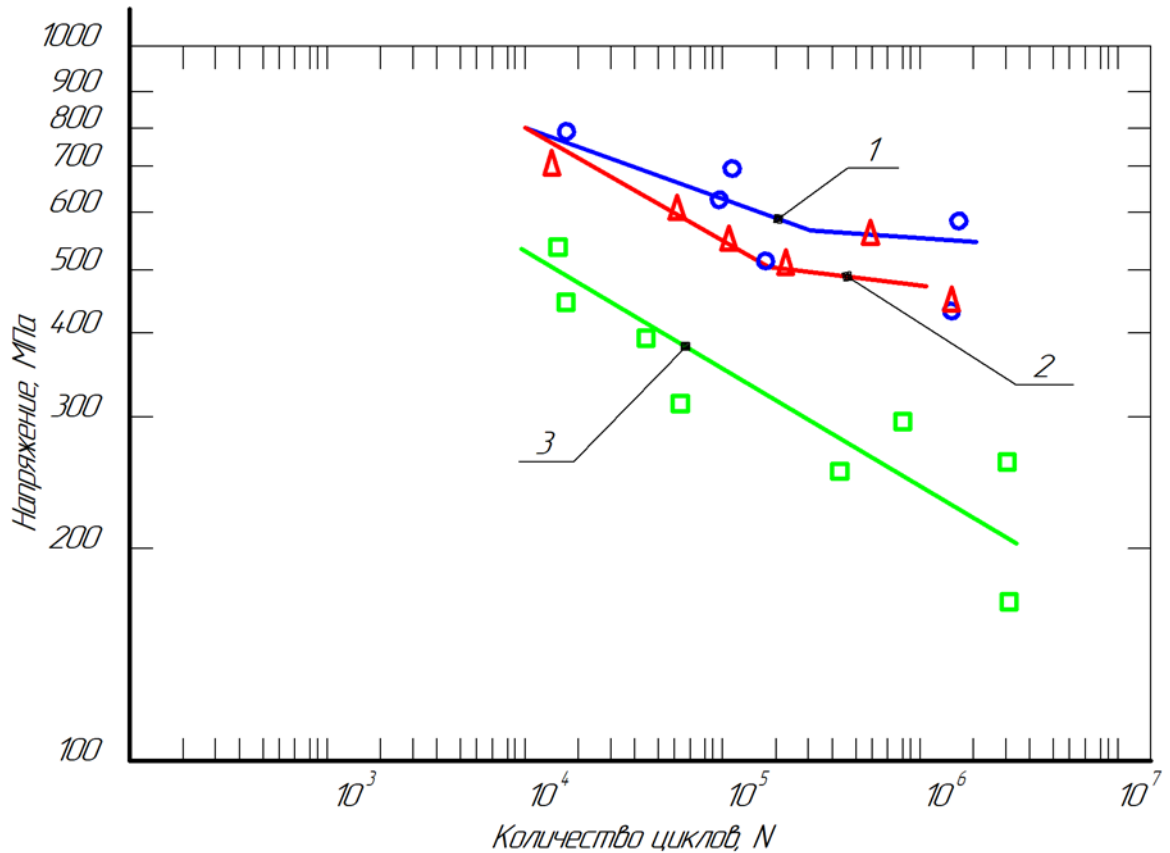


Рис. 4.13. Кривые усталости стали 40 при  $t=20^{\circ}\text{C}$  частота приложения нагрузки: 2,0 (1); 2,7 (2); 46,7 (3) Гц; уравнения кривых усталости:  $\lg \sigma = 2,244 - 0,0877 \lg N$  (1);  $\lg \sigma = 2,4275 - 0,1311 \lg N$  (2);  $\lg \sigma = 2,353 - 0,16 \lg N$  (3)

При низких частотах нагружения  $\omega$  2,0 и 2,7 Гц (рис. 4.12, кривые 1, 2) в малоцикловой области наблюдаем равные величины усталостной прочности при одинаковой наработке. Снижение нагрузки при испытаниях последующих образцов показывает различие в наклонах кривых усталости при разных частотах нагружения и, соответственно, имеют значения  $\text{tg}\alpha_w = 0,0877$  при  $\omega = 2,0$  Гц и  $\text{tg}\alpha_w = 0,1311$  при  $\omega = 2,7$  Гц, что приводит к разнице в 50 МПа выдерживаемой нагрузки на базе  $N = 10^6$  циклов. Работоспособность стали марки 40 падает с увеличением частоты циклического нагружения до 46,7 Гц (рис. 4.13, кривая 3), при этом не наблюдается существенного изменения тангенса угла наклона кривой усталости  $\text{tg}\alpha_w$ . Приращение долговечности  $N$

при уменьшении напряжений носит похожий характер с результатами, полученными при  $\omega = 2,7$  Гц; различие наблюдается в приложении меньших изгибных моментов в ходе эксперимента при частоте 46,7 Гц.

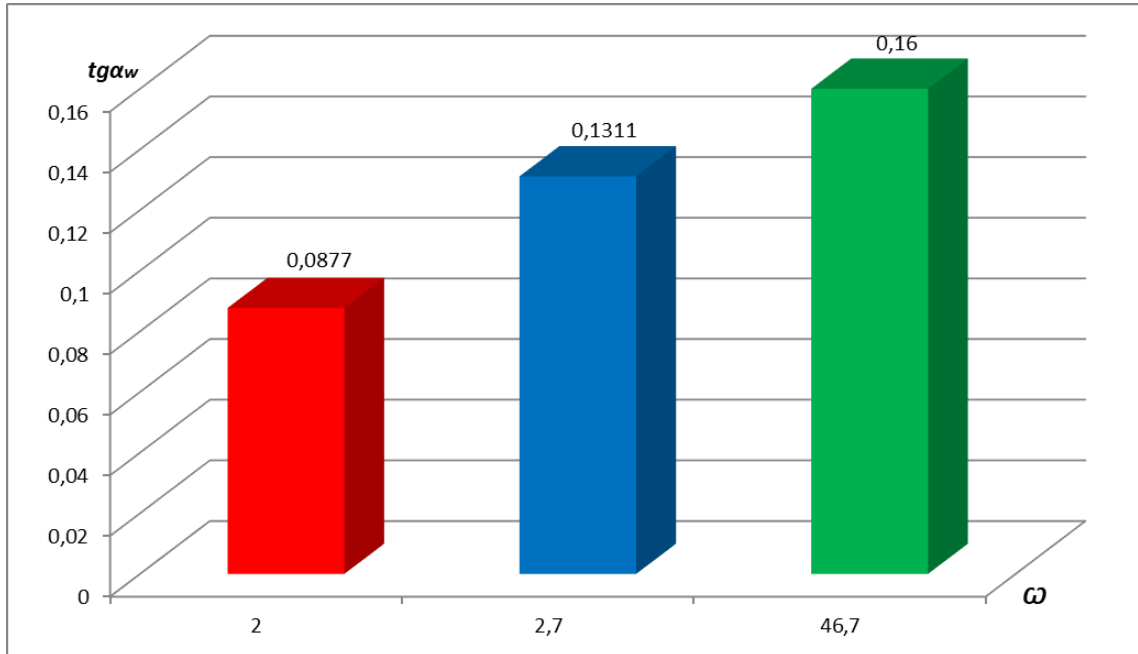


Рис. 4.14. Изменение наклона кривых усталости стали 40 при изменении частотно-скоростных условий нагружения

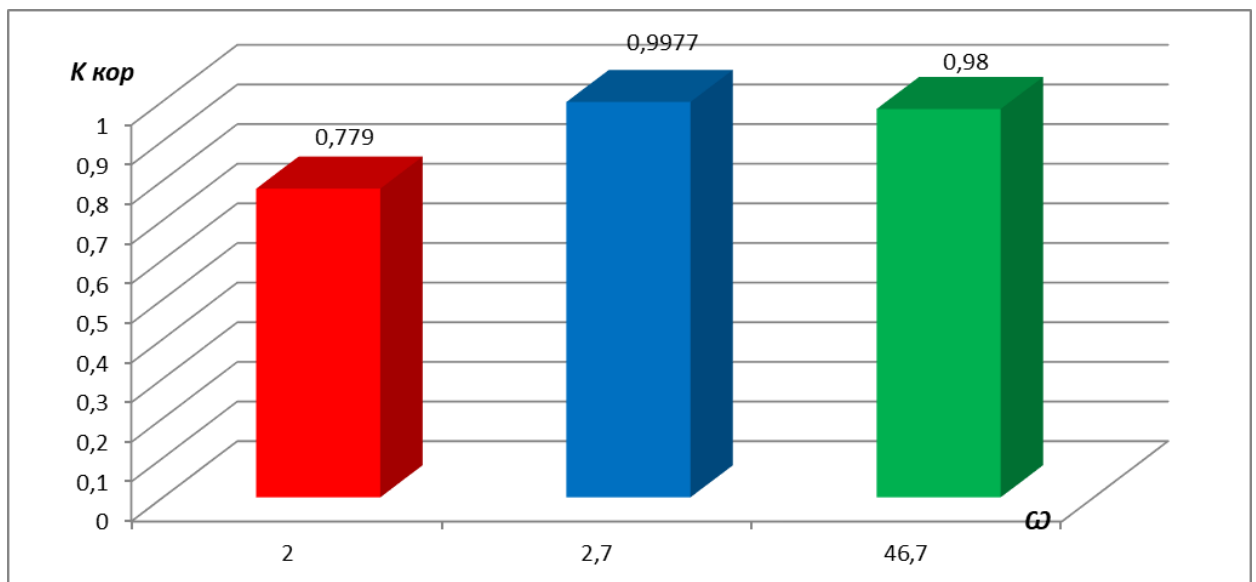


Рис. 4.15. Изменение разброса экспериментальных данных относительно аппроксимирующих линий кривых усталости стали 40 при изменении частотно-скоростных условий нагружения

Для стали 40 можно предположить, что снижение частоты нагружения реального объекта, сопровождаемое увеличением длительности его единовременного пребывания под нагрузкой, будет увеличивать его остаточный ресурс.

Результаты испытаний стали 45 показаны на рис. 4.16-4.18. Сталь 45 испытанная при разных частотах приложения нагрузки показывает с ростом  $\omega$  снижение циклической прочности (рис. 4.16). Экспериментальные точки, полученные в результате испытания стали 45, укладываются на одну общую довольно широкую полосу разброса (рис.4.17), ограниченную сверху кривой усталости, построенной при  $\omega = 46,7$  Гц, а снизу – кривой усталости при  $\omega = 233,3$  Гц (рис. 4.16) [186, 247-249].

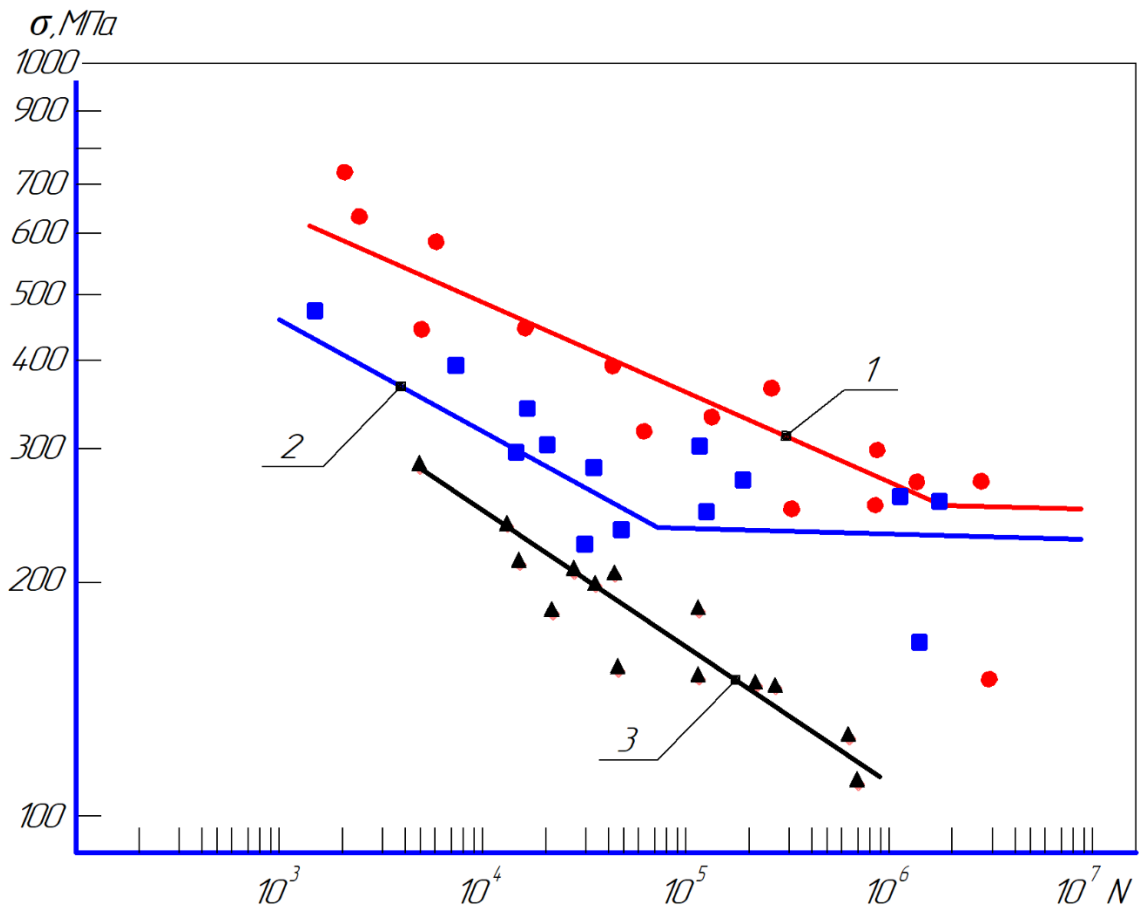


Рис.4.16. Кривые усталости стали 45 при  $t=20^{\circ}\text{C}$  частота приложения нагрузки: 46,7 (1); 100,0 (2); 233,3 (3) Гц; уравнения кривых усталости:  $\lg \sigma = 2,272 - 0,1444 \lg N$  (1);  $\lg \sigma = 2,0885 - 0,1473 \lg N$  (2);  $\lg \sigma = 2,137 - 0,1853 \lg N$  (3)

Наклон  $\text{tg } \alpha_w$  сохраняется приблизительно постоянным при частотах нагружения 6,7 и 100 Гц, а при увеличении частоты нагружения наблюдается рост  $\text{tg } \alpha_w$  (рис. 4.18).

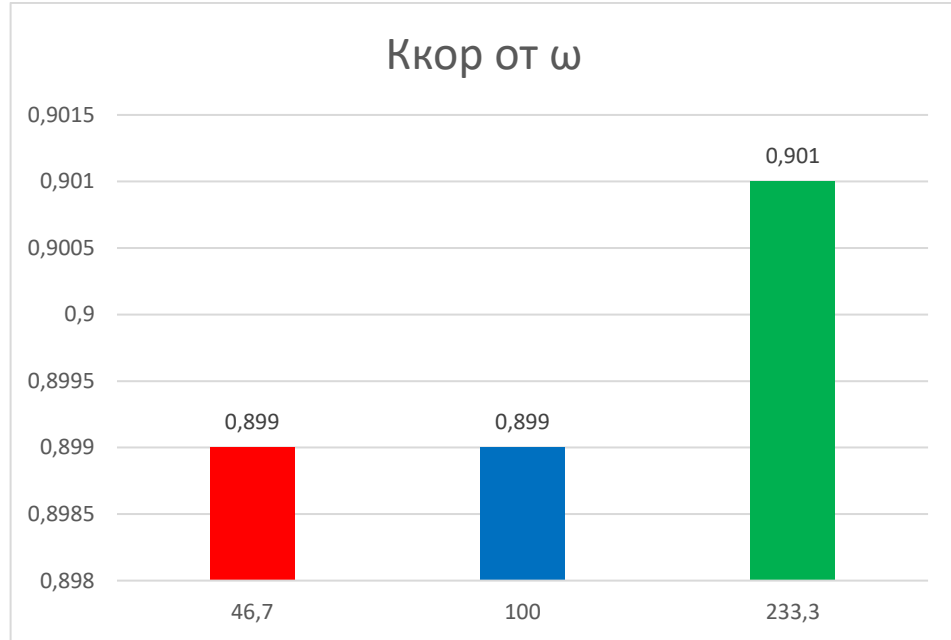


Рис. 4.17. Изменение разброса экспериментальных данных относительно аппроксимирующих линий кривых усталости стали 45 при изменении частотно-скоростных условий нагружения

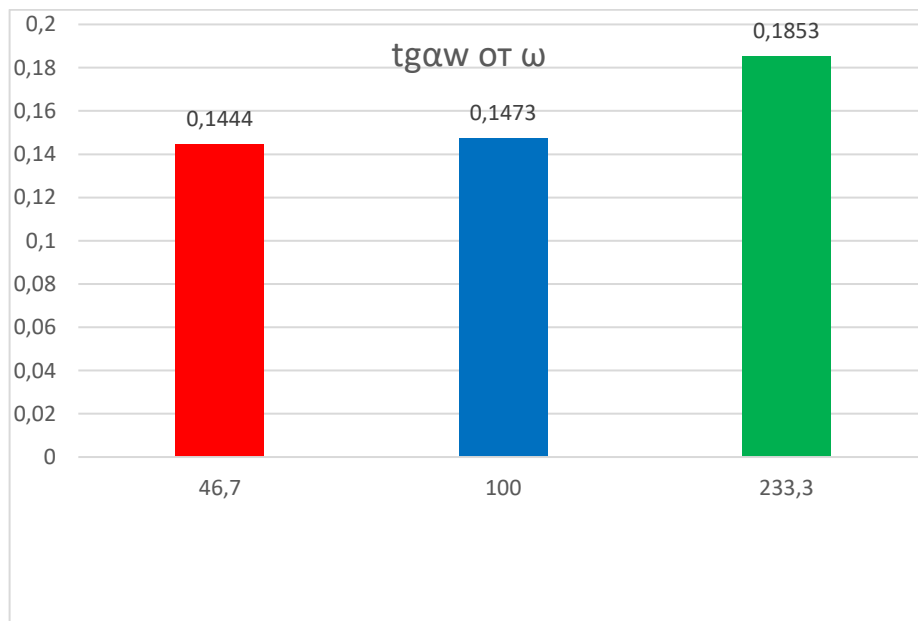
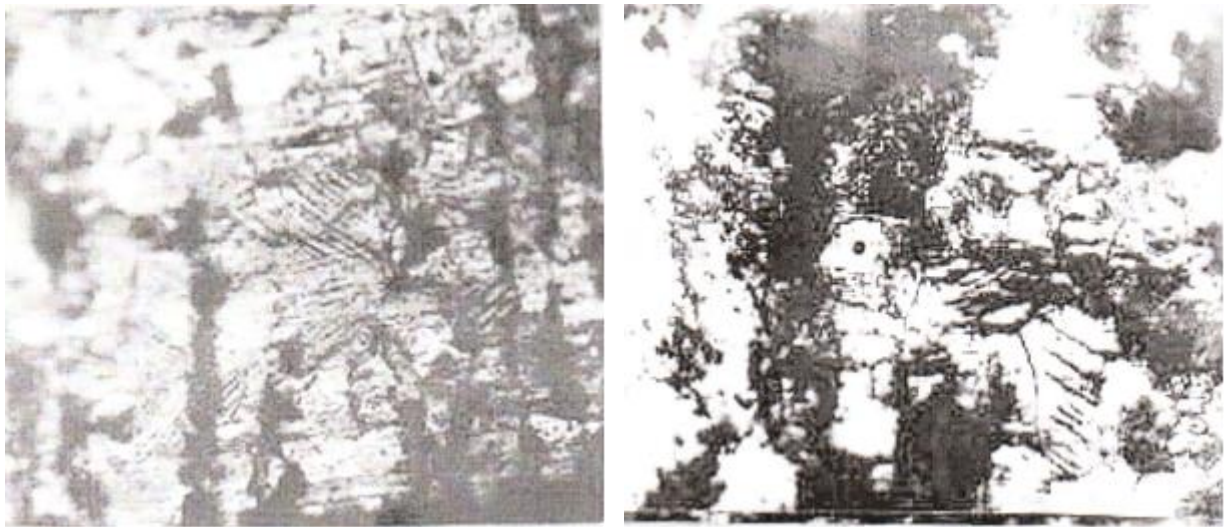


Рис. 4.18. Изменение наклона кривых усталости стали 40 при изменении частотно-скоростных условий нагружения

Разницы в микроструктурах, сфотографированных при разных частотах, не наблюдается (рис. 4.19).



*a*

*б*

Рис. 4.19. Микроструктура стали 45 после испытаний на усталость при 20 °С; ( $\times 800$ ); *a* и *б* –  $\sigma = 330$  и  $250$  МПа;  $N = 7,2 \cdot 10^4$  и  $3,6 \cdot 10^4$  циклов;  $\omega = 46,7$  и  $100$  Гц

Был испытан деформируемый титановый сплав ОТ-4-1 повышенной пластичности. С ростом частоты нагрузки при испытаниях образцов из титанового сплава ОТ-4-1 по схеме консольного изгиба вращающихся цилиндрических образцов наблюдалось ухудшение сопротивления усталости (рис. 4.20), показатель  $\text{tg}\alpha_w$  количественно возрастает (рис. 4.21). Однако более крутой наклон кривой усталости при  $\omega = 37,0$  Гц не сказывается на величинах ограниченных циклов усталости на базе  $N = 10^6$  циклов – циклическая прочность одинакова. Подобное поведение сплава ОТ-4-1 сравнимо с результатами испытаний стали 40Х в области низких частот нагружения (рис. 4.10, кривые 1, 2) в зеркальном отображении. Фактически мы наблюдаем противоположную картину изменения показателя сопротивления усталости в сравнении с рис. 4.10.

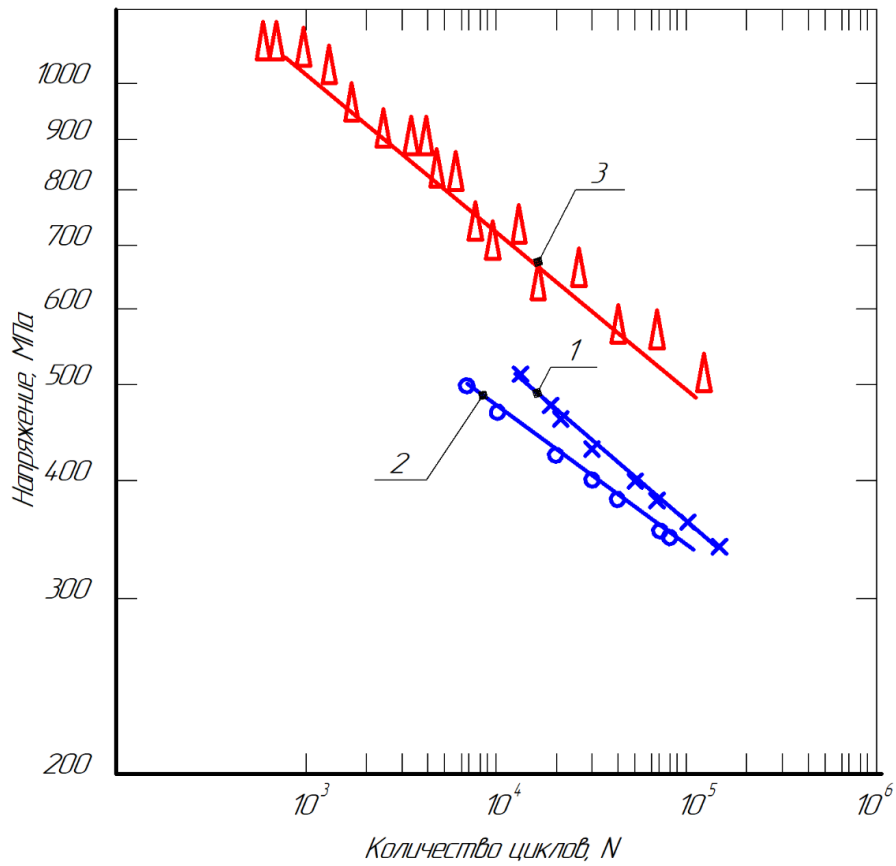


Рис.4.20. Кривые усталости титанового сплава ОТ-4-1 (кривые 1 и 2) и стали 30ХГСН2А (кривая 3) при  $t=20^{\circ}\text{C}$ : частота приложения нагрузки: 37,0 (1); 1,0 (2); 3,33 (3) Гц; уравнения кривых усталости:  $\lg \sigma = 3,5866 - 0,22191 \lg N$  (1);  $\lg \sigma = 3,2607 - 0,1461 \lg N$  (2);  $\lg \sigma = 3,4446 - 0,15051 \lg N$  (3)

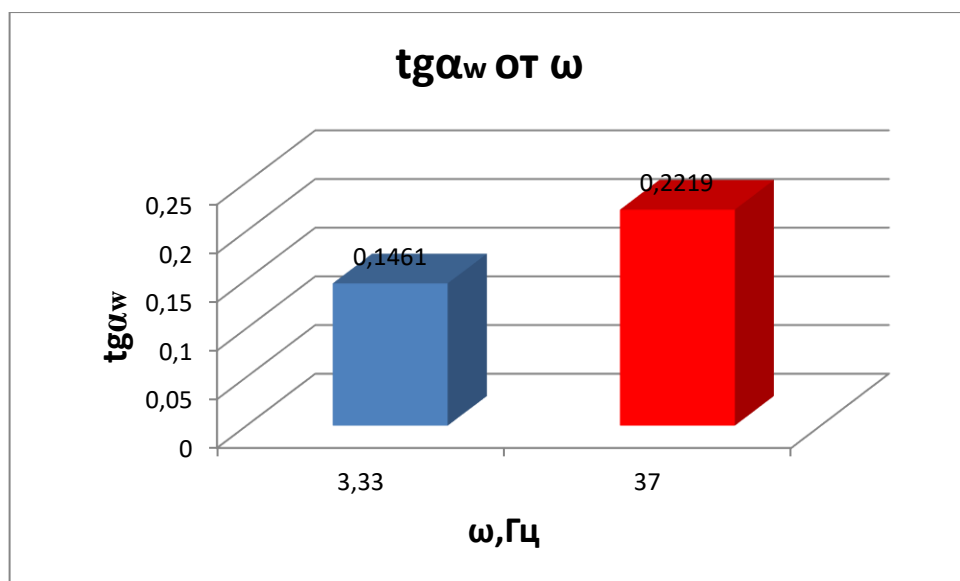


Рис. 4.21. Изменение наклона кривых усталости титанового сплава ОТ-4-1 при изменении частотно-скоростных условий нагружения

Изменение разброса экспериментальных данных относительно аппроксимирующих линий кривых усталости титанового сплава ОТ-4-1 при изменении частотно-скоростных условий нагружения незначительно, и коэффициент корреляции при этом показывает высокие значения на всех частотах испытаний (рис. 4.22).

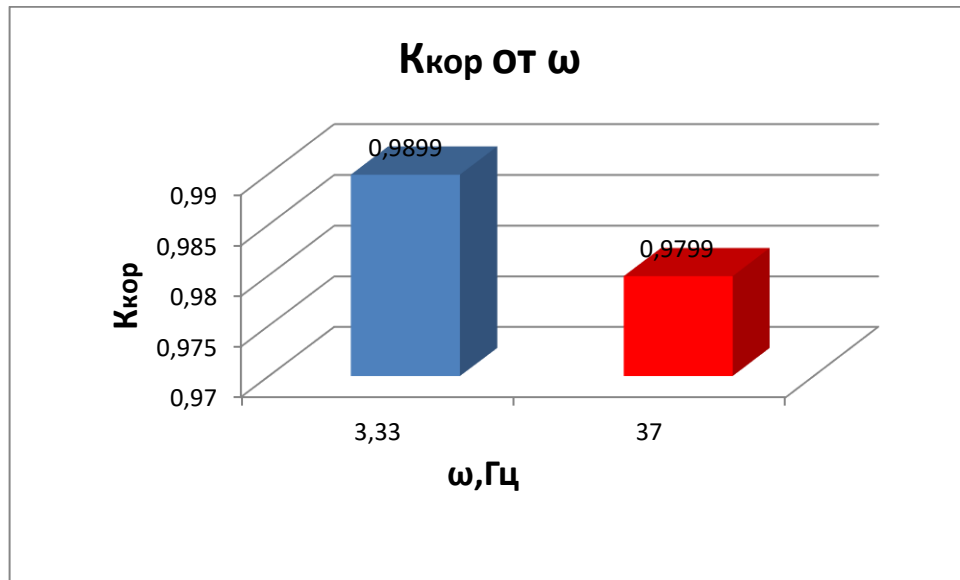


Рис. 4.22. Изменение разброса экспериментальных данных относительно аппроксимирующих линий кривых усталости титанового сплава ОТ-4-1 при изменении частотно-скоростных условий нагружения

#### 4.2. Исследование кривых усталости конструкционных сплавов с различными видами термической обработки при разных спектрах нагружения с учетом структурных изменений

Экспериментальные результаты образцов из высококачественной стали 30ХГСН2А с разной прочностью, полученной в результате различных видов термических обработок и подвергнутых испытаниям по различным схемам циклического нагружения, представлены на рис. 4.22 [250-254].

Испытания стали 30ХГСН2А выявили, что при частоте циклов как 0,17 Гц, так и 40,0 Гц сопротивление усталости стали с пределом прочности  $\sigma_b = 1800$  МПа выше, чем у образцов с пониженным пределом  $\sigma_b = 1280$  МПа.



Вместе с тем частота циклов нагружения в интервале от 0,17 до 40,0 Гц оказывает более сильное влияние на показатели сопротивления усталости стали 30ХГСН2А с  $\sigma_B = 1800$  МПа. В целом существенных отличий в сопротивлении усталости данной стали, подверженной испытаниям при осевом растяжении по пульсирующему циклу, не наблюдается (рис. 4.23). Так, при частоте нагружения  $\omega = 40,0$  Гц углы  $\text{tg}\alpha_w$  показывают незначительное расхождение:  $\text{tg}\alpha_w = 0,2552$  для стали с пределом прочности  $\sigma_B = 1800$  МПа и  $\text{tg}\alpha_w = 0,2466$  с  $\sigma_B = 1280$  МПа, а при  $\omega = 0,17$  Гц вообще наблюдается равенство, что характеризует материал определенной устойчивостью к восприятию циклических нагрузок по жесткой схеме нагружения.

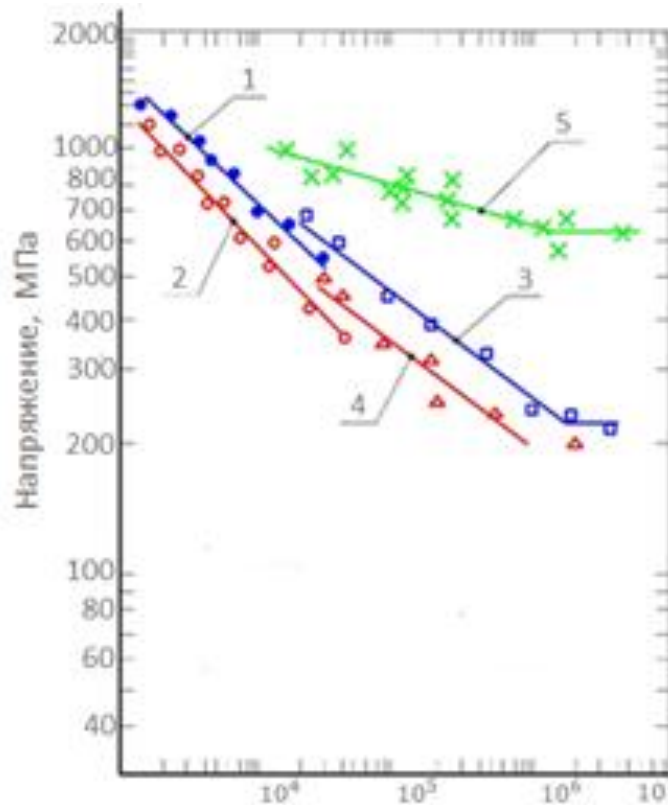


Рис. 4.23. Кривые усталости стали 30ХГСН2А при  $t=20^{\circ}\text{C}$ : частота приложения нагрузки: 0,17 Гц (1, 2); 40,0 Гц (3, 4); 50,0 (5) Гц соответствующие им пределы прочности  $\sigma_B = 1800$  (1, 3) МПа,  $\sigma_B = 1280$  (2, 4) МПа;  $\sigma_B = 1500$  (5) МПа; для них уравнения кривых усталости:  $\lg \sigma = 4,0779 - 0,3010 \lg N$  (1);  $\lg \sigma = 3,9821 - 0,3010 \lg N$  (2);  $\lg \sigma = 3,9239 - 0,2552 \lg N$  (3);  $\lg \sigma = 3,7682 - 0,2466 \lg N$  (4);  $\lg \sigma = 3,3432 - 0,08723 \lg N$  (5);

Существенные отличия от рассмотренных экспериментов обнаруживаются при смене вида испытаний на испытания по схеме деформации поперечного изгиба плоских образцов, термообработанных на категорию прочности  $\sigma_B = 1500$  МПа. Наблюдается значительное уменьшение наклона кривых усталости с  $\text{tg}\alpha_w = 0,301$  при  $\omega = 0,17$  Гц для образцов с  $\sigma_B = 1800$  МПа и  $\sigma_B = 1280$  МПа (рис. 4.23 и 4.25) до  $\text{tg}\alpha_w = 0,15051$  при  $\omega = 3,33$  Гц с  $\sigma_B = 1500$  МПа (рис. 4.20, кривая 3). Аналогичная динамика изменения показателей сопротивления усталости прослеживается и при более высоких частотах циклического нагружения (40,0 и 50,0 Гц), при этом обнаружен рост циклической прочности на базе  $N = 10^6$  циклов в 1,5–2 раза.

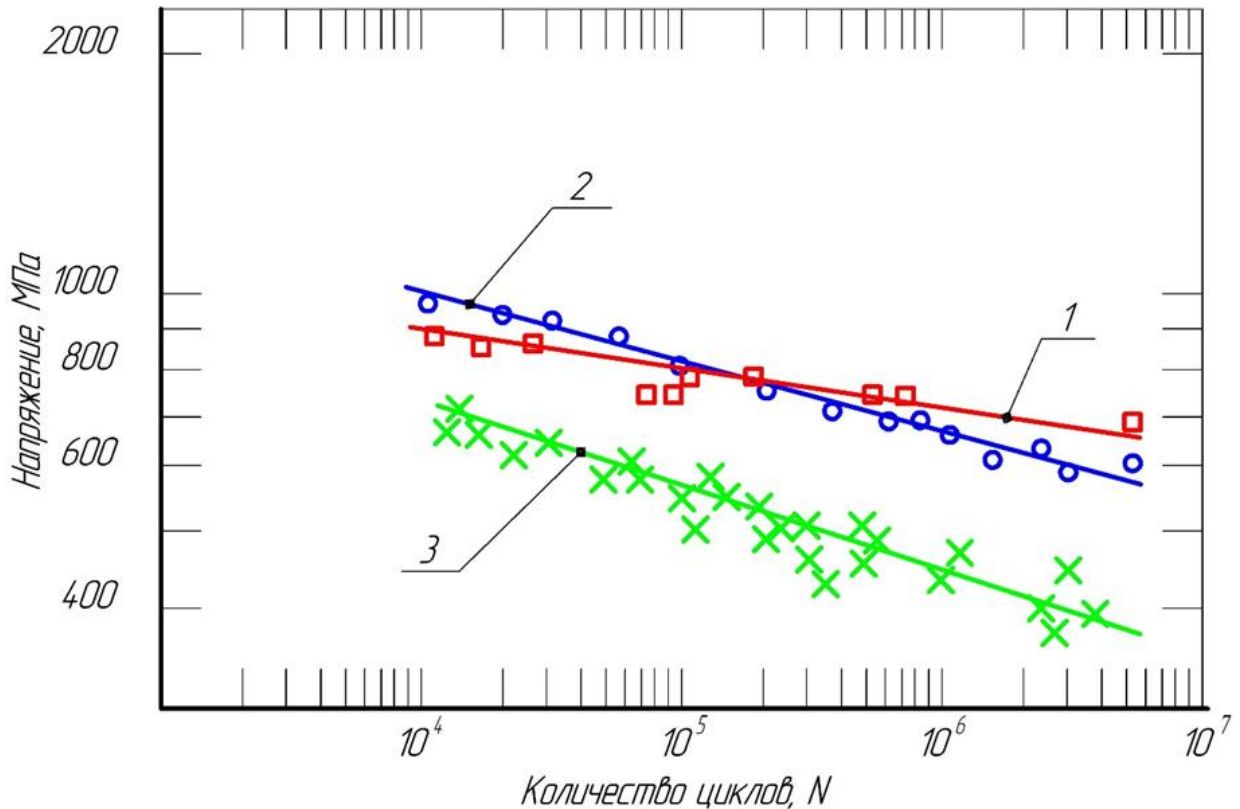


Рис. 4.24. Кривые усталости стали 30ХГСН2А при  $t=20^{\circ}\text{C}$ : 1, 2 и 3 – образцы диаметром 5 и 10 мм соответственно; частота приложения нагрузки: 50,0 Гц; для них уравнения кривых усталости:  $\lg \sigma = 3,1308 - 0,0457 \lg N$  (1)  $K_{\text{кор}} = -0,9049$ ;  $\lg \sigma = 3,3796 - 0,09257 \lg N$  (2)  $K_{\text{кор}} = -0,96$ ;  $\lg \sigma = 3,3882 - 0,1299 \lg N$  (3)  $K_{\text{кор}} = -0,9592$

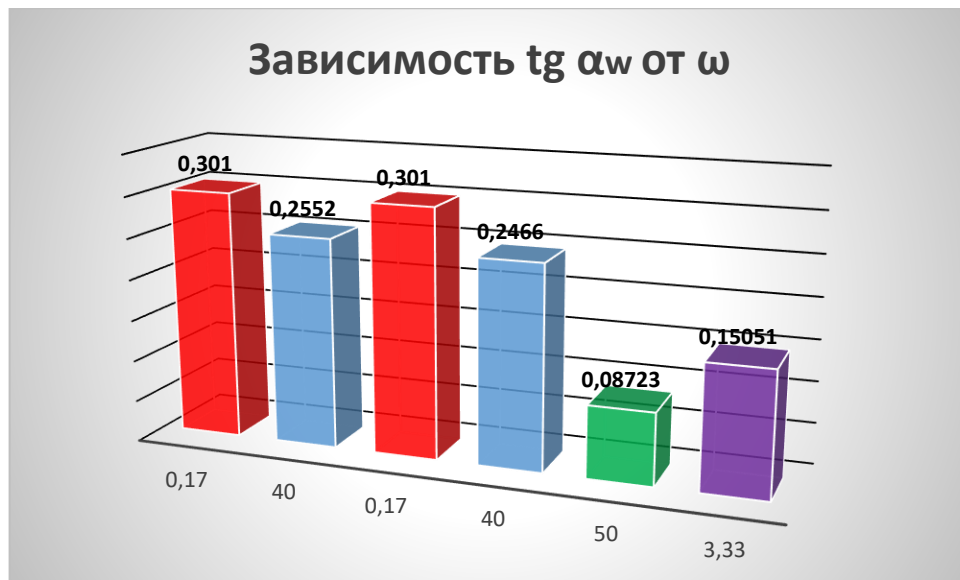


Рис. 4.25. Изменение наклона кривых усталости стали 30ХГСН2А при изменении частотно-скоростных условий нагружения



Рис. 4.26. Изменение разброса экспериментальных данных относительно аппроксимирующих линий кривых усталости стали 30ХГСН2А при изменении частотно-скоростных условий нагружения

Необходимо отметить, что независимо от вида испытаний сталь 30ХГСН2А показывает увеличение циклической прочности с ростом  $\omega$  (рис. 4.20, 4.23, кривая 3) и в этом плане она ведет себя аналогично стали марки 40Х, поэтому предположение об условиях эксплуатации реальных деталей машин

и конструкций, изложенное выше в отношении стали 40Х, применимо и для высокопрочной стали 30ХГСН2А (табл.4.1). При этом, экспериментально определено, что смягчение схемы испытаний увеличило разброс экспериментальных данных, что понижает показатель стабильности поведения материала под действием циклических нагрузок (рис. 4.26).

Таблица 4.1

Прочностные характеристики исследованных материалов при разных схемах циклического нагружения

№	Сплав	Частота циклов, $\omega$ , Гц	Предел прочности, $\sigma_b$ , МПа	Вид испытания
1	Сталь 40Х	2,0	920	КИВЦО
2	Сталь 40Х	2,7	920	КИВЦО
3	Сталь 40Х	100,0	920	КИВЦО
4	Сталь 40	2,0	780	КИВЦО
5	Сталь 40	2,7	780	КИВЦО
6	Сталь 40	46,7	780	КИВЦО
7	ОТ-4-1	1,0	722	КИВЦО
8	ОТ-4-1	37,0	722	КИВЦО
9	Сталь 30ХГСН2А	0,17	1800	ОРПЦ
10	Сталь 30ХГСН2А	0,17	1280	ОРПЦ
11	Сталь 30ХГСН2А	40,0	1800	ОРПЦ
12	Сталь 30ХГСН2А	40,0	1280	ОРПЦ
13	Сталь 30ХГСН2А	3,33	1500	КЦПИПО
14	Сталь 30ХГСН2А	50,0	1500	КЦПИПО

Наряду с параметром сопротивления усталости  $\text{tg } \alpha_w$ , необходимо сказать и о повреждаемости поверхности, оценочным показателем которой являются полосы скольжения, являющиеся в большинстве случаев очагами зарождения микротрещин (рис. 4.27). Сталь марки 30ХГСН2А является одним из лучших материалов в смысле показателя сопротивления усталости и повреждаемости

поверхности. У стали 30ХГСН2А максимальные значения прочности и долговечности выявлены при  $\omega = 3,33$  и  $50,00$  Гц, что в основном связано со смягчением схемы нагружения. Стабильность стали при разных видах испытаний очень высока, что и отражается в широком ее применении в авиастроении для высоконагруженных деталей, правда, при  $\omega = 50$  Гц замечен некоторый ее спад. Полученные результаты представлены в таблице 4.2.

Таблица 4.2

## Результаты усталостных испытаний стали 30ХГСН2А

Режим ТО	$\omega$ , Гц	$\sigma_b$ , МПа	Размеры образцов, мм	$K_{кор}$	$tg\alpha_w$	$\Phi$	Вид испытания
Закалка 900°С, масло, отпуск 550°С, 1 ч. – (У)	0,17 кривая 2, рис. 4.23	1280	300x36x4	-0,9795	0,301	нет данных	ОРЦП
У	40 кривая 4, рис. 4.23	1280	300x36x4	-0,9834	0,2466	нет данных	ОРЦП
Закалка 900°С, масло, отпуск 290°С 1 ч. – (3+НО)	0,17 кривая 1, рис. 4.23	1800	300x36x4	-0,989	0,301	нет данных	ОРЦП
3+НО	40 кривая 3, рис. 4.23	1800	300x36x4	-0,99	0,2552	нет данных	ОРЦП
Закалка 900°С, масло, отпуск 400°С 1 ч. – (3+СО)	3,33 кривая 5, рис. 4.23	1500	3x3	-0,8404	0,08723	0,0126 *10 <sup>-3</sup>	КЦПИПО
отожжены	50 кривая 3, рис. 4.24	нет данных	Ø 10	-0,9592	0,1299	3,86*10 <sup>-3</sup>	КИВЦО
3+СО	50 кривая 1, рис. 4.24	1500	Ø 10	-0,96	0,09257	0,00463	КИВЦО
3+СО	50 кривая 1, рис. 4.24	1500	Ø 5	-0,9049	0,0457	0,39 * 10 <sup>-4</sup>	КИВЦО

здесь приняты условные обозначения: ТО – термическая обработка; У – улучшение; З – закалка; НО – низкий отпуск; СО – средний отпуск; ОРЦП – осевое растяжение по пульсирующему циклу; КЦПИПО – консольный циклический поперечный изгиб плоского образца; КИВЦО – консольный изгиб вращающегося цилиндрического образца.

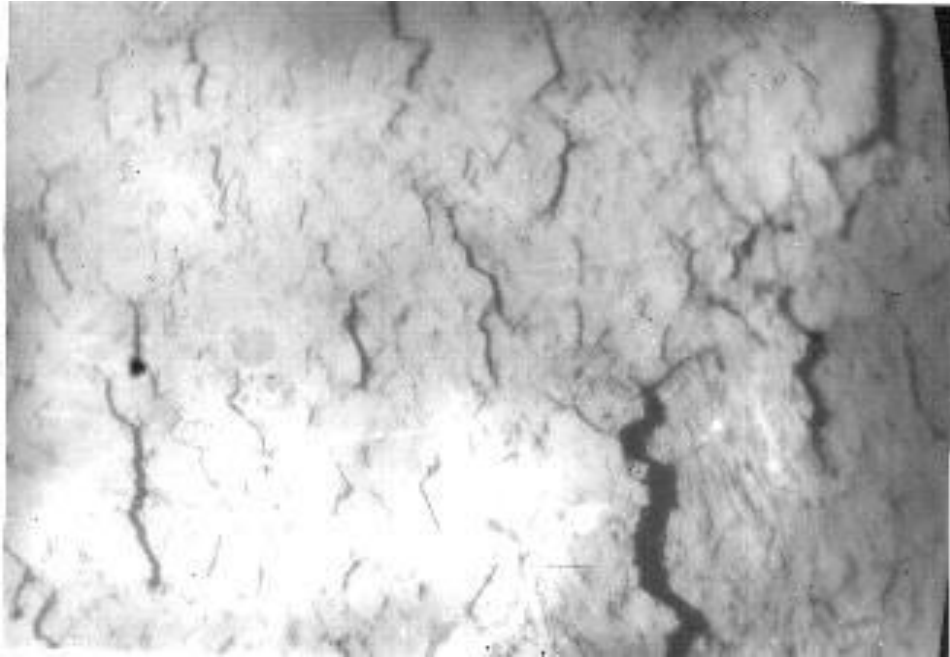


Рис. 4.27. Повреждение поверхности, закаленной стали 30XГСН2А после плоского изгиба образца сечением 3х3 при температуре 20° С; ( $\times 340$ );  $\omega = 3,33$  Гц;  $\sigma = 980$  МПа;  $N = 1,3 \cdot 10^4$  циклов (полная наработка). Шлиф не травлен

Были проведены исследования изменения показателя сопротивления и предела усталости при различных температурах отпуска мартенситно-старееющей стали 03Н18К9М5Т-ЭЛ [255-257]. Результаты усталостных испытаний при различных видах термических обработок свели в таблицу 4.3 и они показаны графически на рис. 4.28. Наименьший наклон кривой усталости и самую высокую стабильность поведения под действием циклических нагрузок эта сталь показала при ТО с температурой отпуска 550°С.

Из рис. 4.28 хорошо видно, что прочность стали уменьшается с понижением температуры отпуска после закалки с 550°С до 300°С. Предел усталости изменяется при этом от 730 МПа при температуре отпуска 550°С до 480 МПа при температуре 300°С, но при 200°С предел усталости составил 525 МПа. Монотонность снижения параметра  $\sigma_{-1}$  была нарушена.

## Результаты испытаний стали 03Н18К9М5Т-ЭЛ

№ Кривой усталости	Температура отпуска, °С	Параметр tg $\alpha_w$	Предел усталости ( $\sigma_{-1}$ ), МПа
1	200	0,1549	525
2	300	0,2218	480
3	400	0,1474	535
4	450	0,1357	560
5	500	0,1209	640
6	550	0,1023	730

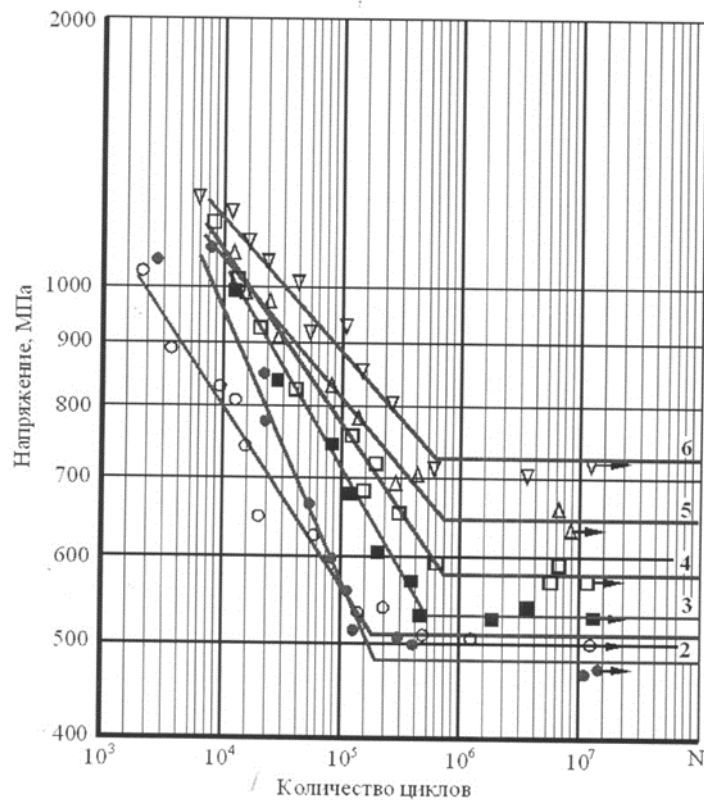


Рис. 4.28. Кривые усталости стали 03Н18К9М5Т-ЭЛ при  $t=20^{\circ}\text{C}$ : частота приложения нагрузки: 200 Гц; уравнения кривых усталости:  $\lg \sigma = 3,5386 - 0,1549 \lg N$  (1)  $K_{\text{кор}} = -0,9566$ ;  $\lg \sigma = 3,8657 - 0,2218 \lg N$  (2)  $K_{\text{кор}} = -0,9226$ ;  $\lg \sigma = 3,5753 - 0,1474 \lg N$  (3)  $K_{\text{кор}} = -0,9653$ ;  $\lg \sigma = 3,5684 - 0,1357 \lg N$  (4)  $K_{\text{кор}} = 0,9406$ ;  $\lg \sigma = 3,5224 - 0,1209 \lg N$  (5)  $K_{\text{кор}} = 0,9778$ ;  $\lg \sigma = 3,4861 - 0,1023 \lg N$  (6)  $K_{\text{кор}} = 0,9872$ ;

Разброс экспериментальных данных относительно аппроксимирующих линий кривых усталости стали 03Н18К9М5Т-ЭЛ крайне небольшой, что подтверждается высокими значениями  $K_{кор}$ , т.е. экспериментальные точки почти совпали с линией аппроксимации при высоких отпусках и имеют небольшой разброс при испытаниях образцов с ТО низким отпуском.

#### **4.3. Закономерности прочностных характеристик и стабильности поведения сплавов при испытаниях на усталость с учетом частотно-скоростных характеристик цикла нагружения**

В пункте 3.2. данной работы показано, что все испытанные металлы две характерные группы частотно-амплитудного диапазона испытаний: в первой наблюдается увеличение параметров сопротивления усталости с ростом частотно-скоростных характеристик и жесткости напряженного состояния, во второй – наоборот – повышение величины частоты нагружения, и смягчение схемы напряженного состояния приводят к заметному уменьшению параметра сопротивления усталости, т.е. к уменьшению наклона левой ветви кривой усталости  $tg \alpha_w$ , а соответственно увеличению долговечности  $N$ . Результаты экспериментов показали, что конструкционные сплавы, также соответствуют этим выделенным группам материалов [258].

В рамках данной работы предложен авторский подхода для аттестации материалов по динамике эволюции показателей  $tg \alpha_w$ ,  $K_{кор}$  и  $\chi$  [186]. Схема названных параметров в сопоставлении с экспериментальными данными и прочностными показателями представлена на рис. 2.8.

По мнению автора, система дает возможность обеспечить целостность описания совокупности процессов упрочнения-разупрочнения, не углубляясь в рассмотрение таких существенных параметров, как дисторсия кристаллической решетки, разориентировка блоков и зерен и других, которые в той или иной мере сказываются на значениях используемых показателей.



На основе анализа экспериментальных данных полученных в представленной работе получены численные значения параметров. Эти данные представлены в табл. 4.4.

Таблица 4.4.

Параметры системы предложенного подхода и характерные группы частотно-амплитудного диапазона испытаний металлов и сплавов

№ п/п	Материал	Частота циклов, ω, Гц	Показатель сопротивления усталости $tg \alpha_w$	Напряжение, соответствующее долговечности $N=10^6$ циклов, МПа	Предел прочности, $\sigma_B$ , МПа	Отношение $\chi = \frac{\sigma_{N=10^6}}{\sigma_B}$
1	2	3	4	5	6	7
Первая группа материалов						
1	Сталь 40X	2,0	0,2655	115*	920	0,28
2		2,7	0,3293	105	920	0,117
3	Медь	46,7	0,1021	195	430	0,500
4		100,0	0,1161	105	430	0,266
5	Лантан	46,7	0,1573	63		
6		100,0	0,2123	42		
7		233,3	0,3393	22		
8	Цинк	46,7	0,2243	29	170	0,170
9		100,0	0,2244	31	170	0,180
10		233,3	0,6294	10	170	0,160
11	Иттрий	46,7	0,1049	45		
12		100,0	0,2229	45		
13	Сталь 40	2,0	0,0877	$\frac{500^*}{540}$	780	$\frac{0,640}{0,700}$
14		2,7	0,1311	$\frac{415}{480}$	780	$\frac{0,530}{0,610}$
15		46,7	0,1600	250	780	0,320
16	Сталь 45	46,7	0,1444	270	900	0,300
17		100,0	0,1447	$\frac{170}{230}$	900	$\frac{0,190}{0,250}$
18		233,3	0,1853	106	900	0,118
19	OT-4	25,0	0,2684	280	792	0,350
20		4,7	0,2041	295	792	0,370
21	OT-4-1	37,0	0,2219	240	722	0,230
22		1,0	0,1461	240	722	0,230

Вторая группа материалов						
23	Сплав ВНС-2	0,2	0,3521	115	1400	0,082
24		25,0	0,2430	230	1400	0,164
25		46,7	0,1358	<u>400</u> 435	1400	<u>0,286</u> 0,310
26	Сталь 30ХГСН2А	0,17	0,3010	275	1800	0,153
27		0,17	0,3010	235	1280	0,180
28		40,0	0,2552	265	1800	0,147
29		40,0	0,2466	200	1280	0,156
30		50,0	0,08723	635	1500	0,420
31	Висмут	0,033	0,3111	2		
32		1,0	0,1621	7,3		
33		46,7	0,1400	10		
34	Кадмий	0,033	0,3214		150	
35		1,0	0,2303	20	150	0,133
36		46,7	0,1274	30	150	0,200
37	Титан BT-1-00	46,7	0,2436	<u>130</u> 170		
38		100,0	0,1298	180		
39		233,3	0,1298	180		
40	Сталь 12Х18Н2Т	46,7	0,1118	270	900	0,300
41		100,0	0,1085	235	900	0,260
42		233,3	0,1192	190	900	0,210
43	Никель	46,7	0,2179	104		
44		100,0	0,1260	240		
45		233,3	0,1386	245		

\* Значение напряжения, отсекаемого левой ветвью кривой усталости или продолжением ее до пересечения с ординатой, соответствующей  $N=10^6$  циклов.

Величины напряжений  $\sigma_{N=10^6}$  в некоторых случаях условные, т.е. они получены путем продолжения левой ветви кривой усталости до пересечения с ординатой долговечности  $N = 10^6$  циклов. Есть такие случаи, когда излом кривой усталости соответствует долговечности  $N < 10^6$  циклов, например,

кривая 1 на рис. 3.28, но в этом случае мы показываем два числа (пункт 37 в табл. 4.4).

#### 4.4. Расчет повреждаемости поверхности при разной степени циклической наработки

На «чистое» влияние  $\omega$ , которое мы рассмотрели только, что, накладывається влияние ряда других факторов, например: природы материала, температуры и т.д. Следует рассматривать способность материала накапливать суммарную пластическую деформацию с увеличением числа циклов в зависимости от ряда обстоятельств. Если материал не способен накапливать достаточно большую суммарную деформацию  $\varepsilon_\omega$  по причине своей природы, или из-за условий деформирования, или по той и другой причине одновременно, то даже при большой частоте  $\omega$ , когда сопротивление деформации должно быть большим и упрочнение должно превалировать над разупрочнением, мы можем получить обратный эффект [145]. Этот эффект будет заключаться в том, что вместо ожидаемого опережающего уменьшения чисел  $n_{з_2}$ ,  $n_{з_4}$  и  $n_{П_2}$ , что должно приводить к снижению повреждаемости  $\Phi$ , мы будем наблюдать увеличение названных величин, в том числе и  $\Phi$ .

Учесть столь сложные процессы можно, имея данные по микроструктуре и параметрам сопротивления усталости  $\lg \alpha_w$ . Все сложные процессы упрочнения-разупрочнения так или иначе проявляются в изменении структуры, которое можно учесть числами  $n_{з_1}, n_{з_2}, n_{з_3}, n_{з_4}, n_{П_1}, n_{П_2}$  и подсчетом  $\Phi$ .

Приведем пример расчета повреждаемости поверхности ( $\Phi$ ). В качестве примера возьмем микроструктуру титана ВТ-1-00, представленную на рис. 3.29,а. Воспользуемся формулой (1.14). Проведем расчет параметров микроструктуры титана ВТ-1-00. Они будут следующими: количество зерен на микроструктуре  $n_{з_1} = 7$ , количество поврежденных зерен  $n_{з_2} = 5$ , разница между неповрежденными зернами и зернами, поврежденными по всей

площади  $n_{з_3} = 2$ , количество зерен, поврежденных широкими полосами скольжения  $n_{з_4} = 4$ , общее количество полос в поврежденных зернах  $n_{П_1} = 46$ , количество широких (не менее 6 мкм) извилистых и прерывистых полос скольжения  $n_{П_2} = 18$ , фактическая площадь микроструктуры  $F_M = 0,0685 \text{ мм}^2$ , площадь рабочей поверхности в очаге деформации длиной  $2 F_{\text{раб}} = 31,4 \text{ мм}^2$ .

Таблица 4.5.

Наклоны кривых усталости ( $\text{tg} \alpha_w$ ) и соответствующая им повреждаемость ( $\Phi$ ) при изменении частотно-амплитудного режима испытаний и жесткости напряженного состояния

№ п/п	Материал	$\text{tg} \alpha_w$	$\Phi$
1	2	3	4
1	Кадмий	0,3214	0,06925
2		0,2303	0,0855
3		0,1274	0,00212
4		0,3214	0,03645
5		0,1274	0,00152
6		0,3214	0,0567
7	Медь	0,1021	0,0632
8		0,1161	0,01229
9	Титан ВТ-1-00	0,1298	0,00240
10		0,1298	0,0242
11		0,2436	0,0272
12	Сталь 12Х18Н12Т	0,1181	0,002074
13		0,1085	0,00736
14		0,1192	0,0078
15	Никель	0,2179	0,0704
16		0,126	0,01794
17		0,1386	0,02668
18	Сталь 45	0,1444	0,00725
19		0,1473	0,0100
20		0,1853	0,0213
21	Висмут	0,3111	0,09591
22		0,1621	0,0070
23		0,1400	0,006485
24	Сталь 40	0,0877	0,00187
25	Цинк	0,2243	0,0190
26	Сталь 30ХГСН2А	0,08723	0,00185
27	Сталь Х15Н5Д2Т (ВНС-2)	0,1358	0,00885
28	Висмут	0,3111	0,0851
29		0,1400	0,0200

Тогда в результате вычисления получим:

$$\Phi = \frac{5 \times 4 \times 3 \times 5 \times 0,0685}{7 \times 2 \times 6 \times 31,4} = 0,024 \quad (4.1)$$

Следует иметь в виду, что фактическая площадь микроструктуры определяется с учетом увеличения, и за основной расчетный размер берется диагональ прямоугольника, который представляет собой микроструктура (фото микроструктуры). Более точный расчет можно выполнить, определяя параметры формулы (1.1) непосредственно в поле микроскопа, когда видна вся площадь микроструктуры и можно иметь точное увеличение. Исследуя повреждаемость  $\Phi$  приходится вторгаться в поверхностные эффекты, а в этом случае экспериментальные параметры металлов и сплавов имеют значительный разброс. Как раз это мы наблюдаем на рис. 3.34 и в других случаях. Автор [145] специально ввел отношение  $\frac{F_m}{F_{раб}}$ , чтобы изменить малое значение  $\Phi$ . В таких случаях ошибки экспериментально расчетных параметров в значительной степени нивелируют по сравнению со случаем, когда значения  $\Phi$  были бы большими.

С учетом данных таблицы 4.4 и используя предложенные методики расчета получаем повреждаемость поверхности исследованных металлов и сплавов, которая показана в таблице 4.5.

#### **4.5. Анализ материалов по динамике эволюции предложенных показателей усталостной прочности**

Рассмотрим алгоритм предложенного прочностного анализа на примере широко используемых в машиностроении и авиастроении сталей. Испытания при низкочастотном спектре циклического нагружения показывают неоднозначное распределение прочности и долговечности. Сталь 40Х (рис. 4.10) при  $\omega = 2,7$  Гц материал выдерживает существенно большие напряжения,

чем при  $\omega = 2$  Гц, при одинаковой наработке в  $10^3$  циклов, но базе долговечности  $10^6$  коэффициент  $\chi$  оказывается ниже и сопровождается высоким значением  $\text{tg } \alpha_w$ , что говорит о большем разупрочнении стали 40X при нагружении  $\omega = 2,7$  Гц. Для этого амплитудно-частотного спектра наблюдается средняя стабильность поведения материала, которая идентифицируется относительным постоянством разброса экспериментальных данных и выражена практически одинаковым коэффициентом корреляции [186].

Результаты экспериментов стали марки 40, проиллюстрированные на рис. 4.13, показывают противоположную тенденцию изменения циклической прочности в сравнении со сталью 40X – рост частоты циклов нагружения ( $\omega$ ) снижает усталостную прочность испытанной по той же схеме нагружения, что и сталь 40X. Стали 40, термообработанная на предел прочности  $\sigma_B = 780$  МПа при  $\omega = 2$  Гц демонстрируют: высокое значение показателя  $\chi$  и очень низкую величину наклона кривой усталости  $\text{tg } \alpha_w$ , но низкий показатель стабильности поведения материала  $K_{\text{кор}} = -0,779$  указывает на непредсказуемость работы материала, одним словом при одном и том же значении напряжений при этой частоте, разрушение может произойти достаточно быстро, а может не произойти вовсе. С возрастанием частоты нагружения  $\text{tg } \alpha_w$  численно растет, коэффициент  $\chi$  снижается – циклическая прочность падает, но при этом нужно отметить, очень высокие значения коэффициентов корреляции при частотах нагружения 2,7 и 46,7 Гц, что показывает постоянство работы стали во всем диапазоне долговечности.

У стали 30ХГСН2А (рис. 4.20, 4.23) (табл. 4.5) максимальные значения прочности и долговечности выявлены при спектрах нагружения  $\omega = 3,33$  и 50 Гц, что в основном связано со смягчением схемы нагружения. Стабильность стали при разных видах испытаний очень высока, однако при  $\omega = 50$  Гц замечен некоторый её спад.

Испытания стали 30ХГСН2А выявили, что как при частотном спектре нагружения 0,17 Гц, так и при 40,0 Гц сопротивление усталости стали

термообработанной на предел прочности  $\sigma_B = 1800$  МПа выше, чем у менее прочных образцов с  $\sigma_B = 1280$  МПа испытанных по «жесткой» схеме (ОРПЦ). При  $\omega = 40,0$  Гц углы  $\text{tg } \alpha_w$  показывают незначительное расхождение  $\text{tg } \alpha_w = 0,2552$  для стали с пределом прочности  $\sigma_B = 1800$  МПа и  $\text{tg } \alpha_w = 0,2466$  с  $\sigma_B = 1280$  МПа, а при  $\omega = 0,17$  Гц вообще равенство, что характеризует материал определенной устойчивостью к восприятию циклических нагрузок по жесткой схеме нагружения. Существенные отличия от рассмотренных экспериментов обнаруживаются при смене вида испытаний на испытания по схеме КЦПИПО термообработанных на категорию прочности  $\sigma_B = 1500$  МПа. Наблюдается значительное уменьшение наклона кривых усталости с  $\text{tg } \alpha_w = 0,301$  при  $\omega = 0,17$  Гц для образцов с  $\sigma_B = 1800$  МПа и  $\sigma_B = 1280$  МПа (рис. 4.23) до  $\text{tg } \alpha_w = 0,15051$  при  $\omega = 3,33$  Гц с  $\sigma_B = 1500$  МПа (рис. 4.20 кривая усталости 3). Аналогичная динамика изменения показателей сопротивления усталости прослеживается и при более высоких частотах циклического нагружения (40,0 и 50,0 Гц) по «мягкой» схеме (КИВЦО) при этом обнаружен рост циклической прочности на базе  $N = 10^6$  циклов в 1,5-2 раза.

Стабильность стали при разных видах испытаний очень высока, что и отражается в широком ее применении в авиастроении для высоконагруженных деталей, правда, при  $\omega = 50$  Гц замечен некоторый ее спад.

#### **4.6. Оценка деформационного упрочнения при развитии локализованной циклической деформации и стадийность зарождения усталостных трещин**

Развитие локализованной циклической деформации приводит к деформационному упрочнению/разупрочнению, которое обычно наиболее интенсивно проявляется в области малоциклового усталости, когда величина действующих напряжений велика. В качестве критериев циклического упрочнения может служить ширина петли гистерезиса [259-260], показатели

теории дислокаций [8, 261-263], размах напряжений (формула Мэнсона-Коффина) и их интенсивности [16, 84, 264-267], связь с размером зерна (уравнение Холла-Петча) и т.д. [268-270]. Анализ многочисленных работ как российских, так и зарубежных авторов не дает достаточной информации об упрочнении при изменении частоты циклов и глубине зоны упрочнения в поперечном сечении образцов. Представляется важным выявить специфику влияния циклического деформационного упрочнения на поврежденность поверхности при различных частотах и видах нагружения.

Принимая предположение о том, что при усталости структурные изменения в поверхностных слоях связаны с процессами упрочнения-разупрочнения, следует ожидать, что их величина будет зависеть от условий нагружения, в частности от частоты циклов [271-275]. Накопление повреждений в поверхностном слое начинается с первых циклов нагружения и продолжается вплоть до разрушения в следующей последовательности: вакансии-дислокации – полосы скольжения – микротрещины. Поверхностные слои металла под воздействием циклических нагрузок подвергаются пластической деформации раньше, чем основной металл. Это явление обусловлено тем, что при низких напряжениях дислокации передвигаются в поверхностных слоях более свободно, чем в глубине металла. В работе [145] показано, что поверхностный слой с аномальными свойствами должен иметь толщину в пределах от одного до нескольких зерен, а слой релаксации атомно-кристаллической решетки – толщину, близкую к пяти периодам. Вследствие этого поверхностный слой является наиболее информативным при изучении процессов, происходящих в материале при многоциклового усталости в отличие от гигацикловой усталости, где в локальном объеме металла на удалении от поверхности реализуется гидростатическое сжатие элементов структуры при их скручивании. Блок кристаллографических плоскостей, которые могут быть наиболее интенсивно подвержены такому воздействию, и где возникают повороты объема металла, может иметь толщину 30 – 50 нм [64].



Результаты испытаний на усталость по разным схемам нагружения стали 30ХГСН2А, подвергнутой предварительной термической обработке по различным режимам, приведены в табл. 4.2 и на рис. 4.20, 4.23, 4.24.

Уменьшение значения  $\text{tg } \alpha_w$  свидетельствует об улучшении сопротивления усталости стали, что связано с повышением упрочняемости материала поверхностных слоёв образцов и снижением усталостной повреждаемости самой поверхности [276-277]. Таким образом, по изменению угла наклона кривой усталости можно сделать косвенную оценку результатов испытаний по различным схемам и спектрам нагружения в разном структурном состоянии материала. Анализ экспериментальных данных, представленных в таблице, показывает, что увеличение частоты циклов нагружения и, в дополнение к этому, смягчение схемы напряженного состояния (деформация изгиба вращающегося цилиндрического образца) способствует заметному уменьшению параметра  $\text{tg } \alpha_w$ , т.е. улучшению сопротивления усталости. При этом снижается число субмикротрещин на поверхности, т.е. снижается ее повреждаемость Коэффициент корреляции  $K_{\text{кор}}$ , характеризующий степень сходимости экспериментальных результатов испытаний и определяющий стабильность поведения стали, имеет во всех случаях достаточно высокие значения, за исключением  $K_{\text{кор}}$  для образцов, испытанных по схеме КЦПИПО (что связано, по-видимому, с их малыми размерами). Улучшение параметра сопротивления усталости  $\text{tg } \alpha_w$  связано с повышением упрочняемости поверхностных слоев образцов, что снижает усталостную повреждаемость собственно поверхности.

Процесс накопления повреждений тесно связан с циклическим микропластическим деформированием. Чтобы разрыв атомных связей в локальном объеме, ответственном за разрушение, стал необратимым, в нем должна произойти перегруппировка атомов, т.е. микропластическая деформация. Сильно неравновесное состояние поверхностных слоев обычных поликристаллов при циклическом нагружении обуславливает чрезвычайно высокую локализацию в них деформации с большим вкладом ротационной

пластичности [254, 278]. Именно в этих зонах локализации деформации происходит зарождение и распространение усталостной трещины. На рис. 4.27 показана микроструктура стали, на которой виден ярко выраженный экструзионно-интрузионный рельеф поверхности, образовавшийся в ходе циклического испытания плоских образцов по схеме консольного изгиба.

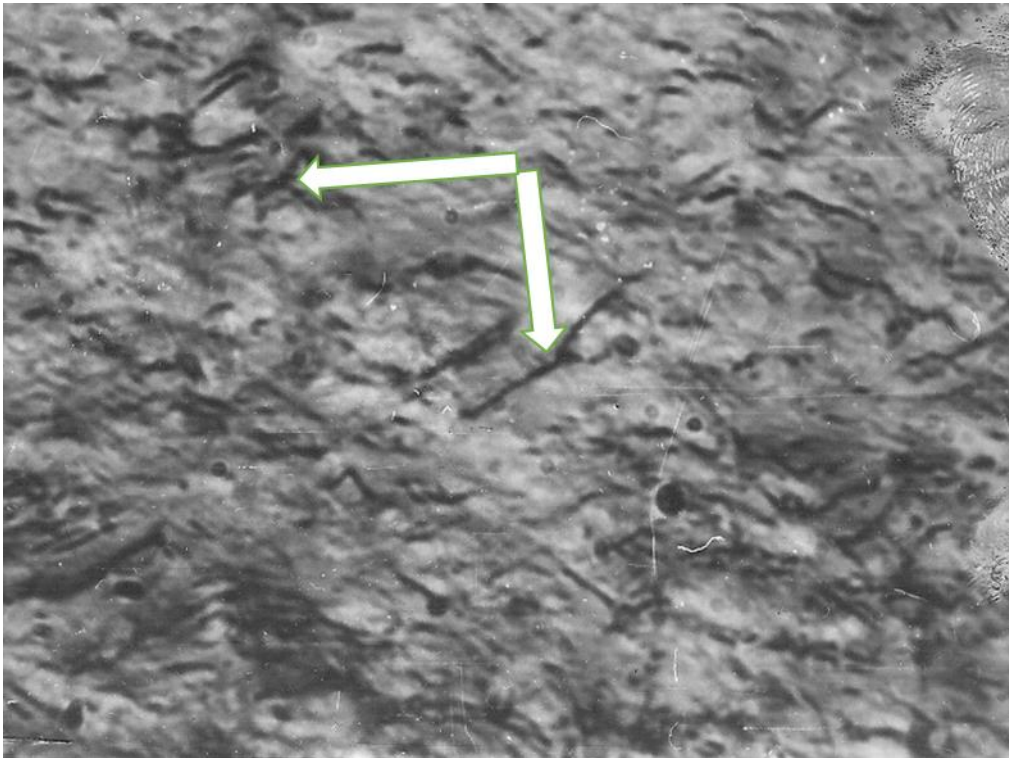


Рис. 4.27. Микроструктура поверхности стали 30ХГСН2А после испытаний на усталость при поперечном изгибе плоских образцов сечением 3x3 мм ( $\times 400$ ) при  $\sigma = 1000$  МПа,  $N = 1,5 \cdot 10^3$  циклов,  $\omega = 3,33$  Гц ( $\times 400$ )

Конкретная последовательность возникновения структурных изменений в виде экструзий (выступов) и интрузий (впадин) различной геометрии и масштаба определяется внутренней структурой материала и наблюдаются в зоне максимальных напряжений (рис. 4.27). Зародышами трещин усталости являются поверхностные впадины (интрузии), образованные за счет выхода краевых дислокаций на поверхность зерна или при круговом перемещении винтовой дислокации и её выходе на поверхность. В зонах локализации деформации поверхностных слоев отчетливо наблюдаются неразвитые

микротрещины (показаны стрелками на рис.4.27). В целом поврежденность поверхности стали 30ХГСН2А можно охарактеризовать как относительно малую, без видимых полос скольжения, что возможно связано с её мелкодисперсной структурой.

*О влиянии размера зерна на упрочнение:* Упрочнение материала при циклическом нагружении сильно зависит от плотности дислокаций и скорости её нарастания. С уменьшением размера зерна возникает стесненность движения дислокаций, выражающаяся в прохождении меньшего расстояния по его телу до границ соседних зерен. Границы зерен являются существенным препятствием для продвижения дислокаций, где происходит их скопление (если границы достаточно прочны). Следовательно, чем меньше размер зерна, тем большая протяженность границ зерен и плотность дислокаций вдоль них увеличивается тем быстрее, чем меньше время движения (либо путь) дислокации. Исследованиями материалов установлено, что при достижении в структуре плотности дислокаций (ПД) значений  $10^{11} \div 10^{12} \text{ см}^2$  наблюдаются максимальные прочностные характеристики, поэтому материал имеющий изначально (до испытаний) небольшую ПД будет испытывать упрочнение вплоть до достижения этих значений, потом в следствии аннигиляции, фрагментации и т.д. начинается разупрочнение. Если же в структуре сплава изначально высокая ПД (например, полученная при обработке давлением) материал может с первых циклов нагружения начать разупрочняться. И третий случай, это когда материал упрочняется вплоть до разрушения достигая максимальных значений ПД.

Проводили также исследования кинетики усталостного разрушения стали 30ХГСН2А с позиций периодичности и стадийности процессов накопления повреждений. Известно, что весь процесс усталости металлических материалов разделяется на два периода: зарождения и распространения трещин [28].

Период зарождения усталостных трещин, в свою очередь, делиться на три стадии:

1. Стадия циклической микротекучести. На этой стадии происходит некоторая микропластическая деформация металла, наиболее интенсивно – в поверхностных слоях металла глубиной порядка размера зерна. Необходимо отметить, что эти процессы могут протекать в локальных объемах металла вплоть до разрушения, что отчетливо наблюдается на рис. 4.33 вблизи поверхности раздела при разрушении материала.

2. Стадия циклической текучести или негомогенной деформации, в которой наблюдается пластическое течение материала, при этом на поверхности появляется волнистый рельеф, выраженный в виде экструзий и интрузий (рис. 4.28).

3. Стадия циклического упрочнения (разупрочнения), на которой повышается плотность дислокаций и возможны различные фазовые превращения. Она завершается достижением линии необратимых повреждений (линии Френча), чему соответствует образование микротрещин (рис. 4.27). Этим процессом и заканчивается период зарождения усталостных трещин.

Стадия распространения усталостных трещин является заключительной при разрушении образцов в процессе циклических испытаний. Характеризуется стартом одной из микротрещин, перерастающей в магистральную трещину (рис. 4.32), которая, распространяясь по телу образца, приводит его к разрушению. При графическом изображении эта стадия находится в диапазоне между линией Френча и линий (кривой) усталости.

Таким образом, использование данных по зарождению и росту усталостных трещин позволяет значительно повысить надежность конструкций и снизить расходы на их обслуживание.

С увеличением частоты циклического нагружения наклон кривой усталости заметно уменьшается [244] и таблица 4.2. Это связано с повышением упрочняемости материала поверхностных слоев стали 30ХГСН2А, о чем свидетельствует повреждаемость их поверхности, на которой не наблюдается микроскопического растрескивания, хотя акты

локализации микроскопической деформации наблюдаются по всей поверхности образца в виде экструзий и интрузий в области максимальных напряжений (рис. 5).

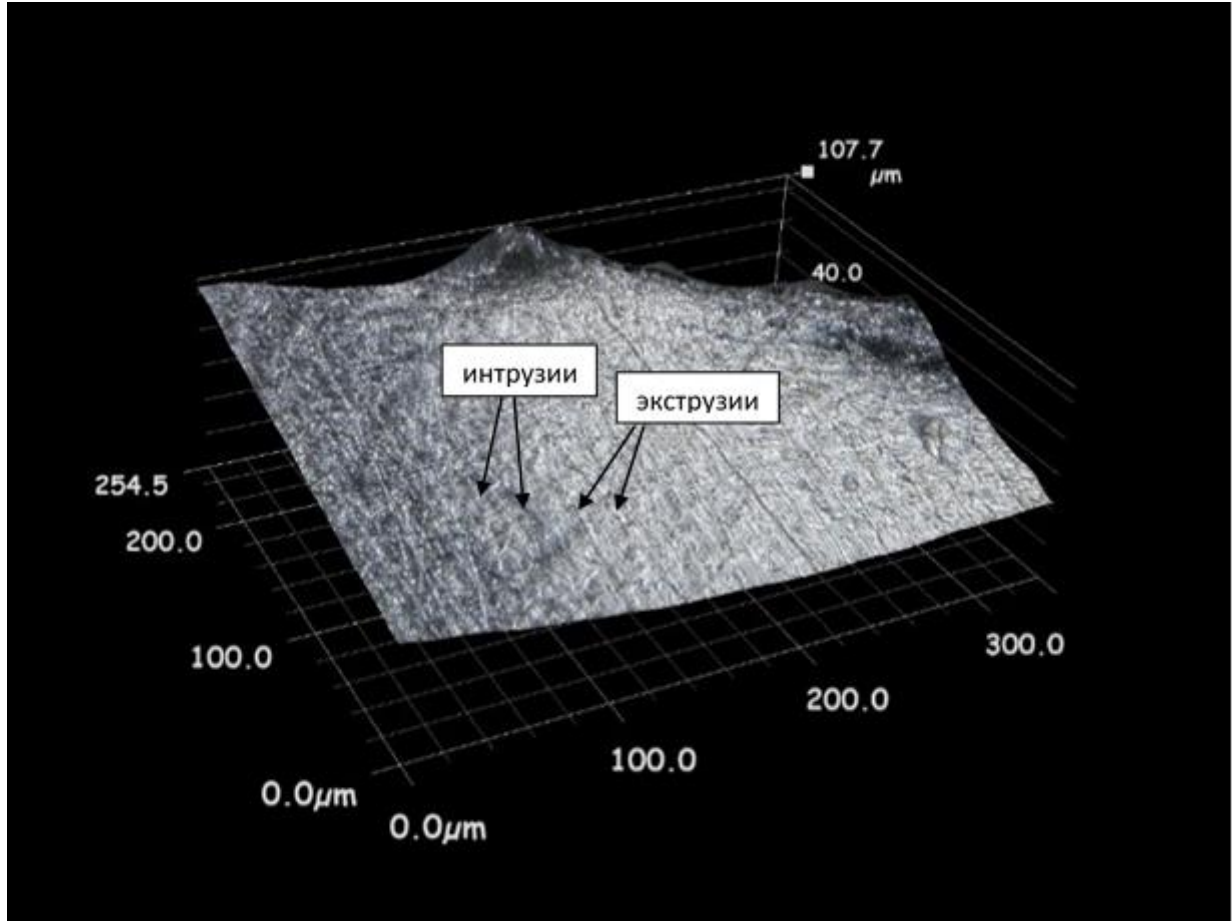


Рис. 4.28. Дисторсия поверхности цилиндрического образца диаметром 5 мм при консольном изгибе с вращением  $\sigma = 1010$  МПа,  $N = 1,3 \cdot 10^4$  циклов,  $\omega = 50$  Гц.

Для выявления масштаба циклического упрочнения по поперечному сечению образца был изготовлен шлиф в зоне разрушения. На рис. 6,а представлен протравленный шлиф с помощью 2 % раствора азотной кислоты, на котором отчетливо видны три зоны: 1 – зона упрочнения; 2 – переходная зона; 3 – центральная зона.



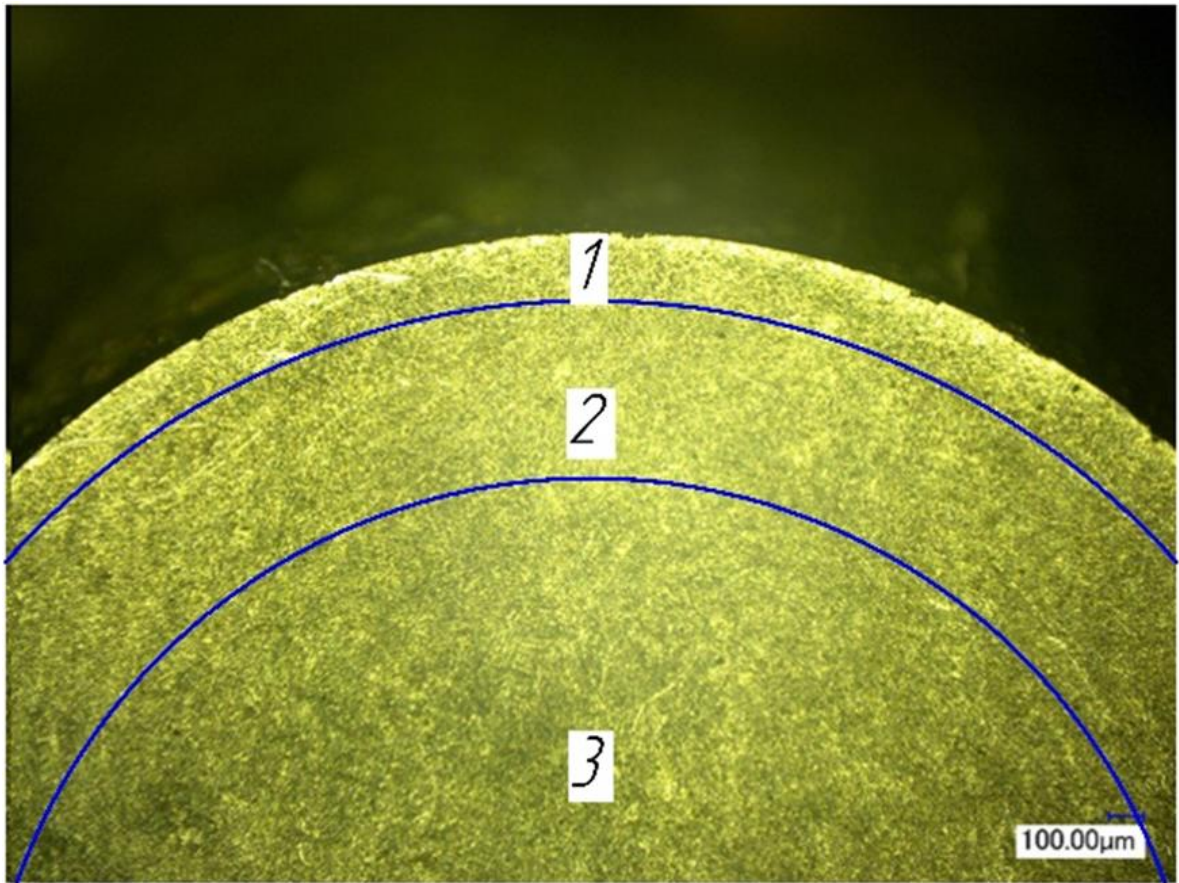


Рис. 4.29. Микроструктура поперечного сечения образца диаметром 5 мм из стали 30ХГСН2А после циклической деформации при консольном изгибе с вращением ( $\sigma = 1010$  МПа,  $N = 1,4 \cdot 10^4$  циклов,  $\omega = 50$  Гц): 1 – область упрочнения; 2 – переходная область; 3 – центральная

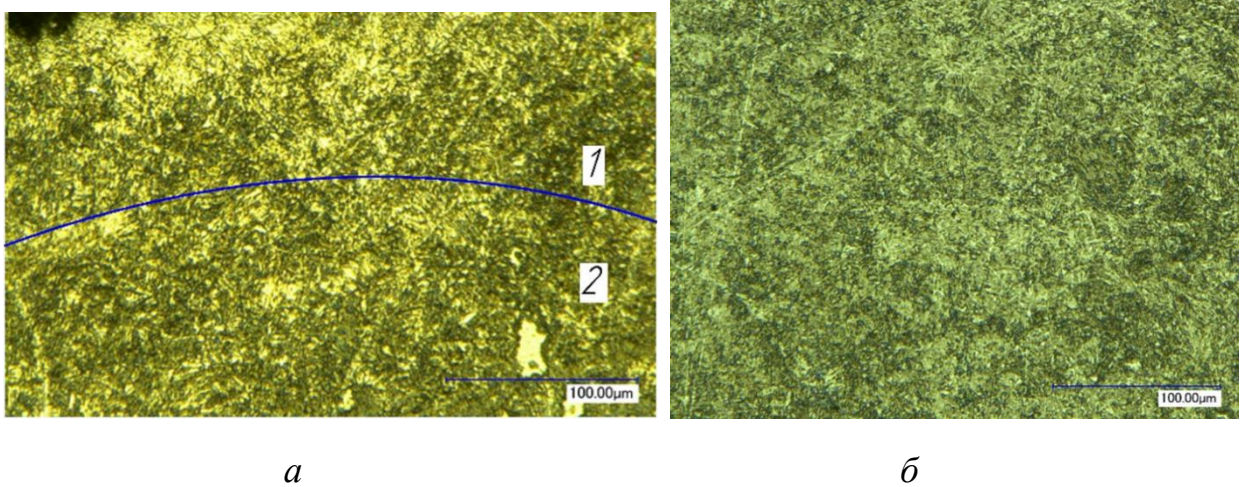


Рис.4.30. Микроструктура: а: 1 – область упрочнения; 2 – переходная область; б – центральная область

Область упрочнения исследуемого материала, занимающая значительную часть поперечной площади образца показана на рис. 4.29 под номером 1. Для этой зоны характерна в основном мартенситная структура рис. 4.30,*а* – область №1. Под номером два на рис. 4.29 обозначена переходная зона, в которой в большей мере наблюдается бейнитная структура, сформированная в процессе стандартной термической обработки. Очевидно, что образование последней обусловлено низкой скоростью теплоотвода при закалке образцов, что и привело к формированию структур обоих типов (как мартенсита, так и бейнита). Центральная зона представленная на рис. 4.30,*б* имеет троостито-сорбитную структуру.

На рис. 4.31 графически отображены результаты измерений микротвердости. Видно, что её максимальное значение зафиксировано вблизи поверхности. Зона упрочнения, которая показана на рис. 4.29 и 4.30,*а*-№1 составляет порядка  $350 \div 380$  мкм от поверхности образца с микротвердостью до 5,2 ГПа, что существенно выше микротвердости образцов не подверженных циклическому нагружению, у которых это значение в среднем  $\approx 4,2$  ГПа по всему сечению. Далее, по мере удаления от поверхности микротвердость неуклонно падает до значений, получаемых на образцах в ненагруженном состоянии. Переходная зона, которая представлена на рис. 4.29 и 4.30,*а*-№2 выражается расстоянием от  $350 \div 380$  до  $1380 \div 1400$  мкм на рис. 4.31 и характеризуется изменением микротвёрдости на этом участке с максимумом до 4,51 ГПа. Минимальные значения экстремумов функции распределения микротвердости в зависимости расстояния от края образца связаны с попаданиями индентора твердомера в межзеренные границы, а также возможно в более мягкие фазы микроструктуры материала. Если рассматривать микротвердость на каждом отдельном отрезке, характеризующем ту или иную рассмотренную выше по тексту зону, по среднему её значению, то наблюдаются существенные различия в значениях, последовательно снижающихся от края образца к его центру.

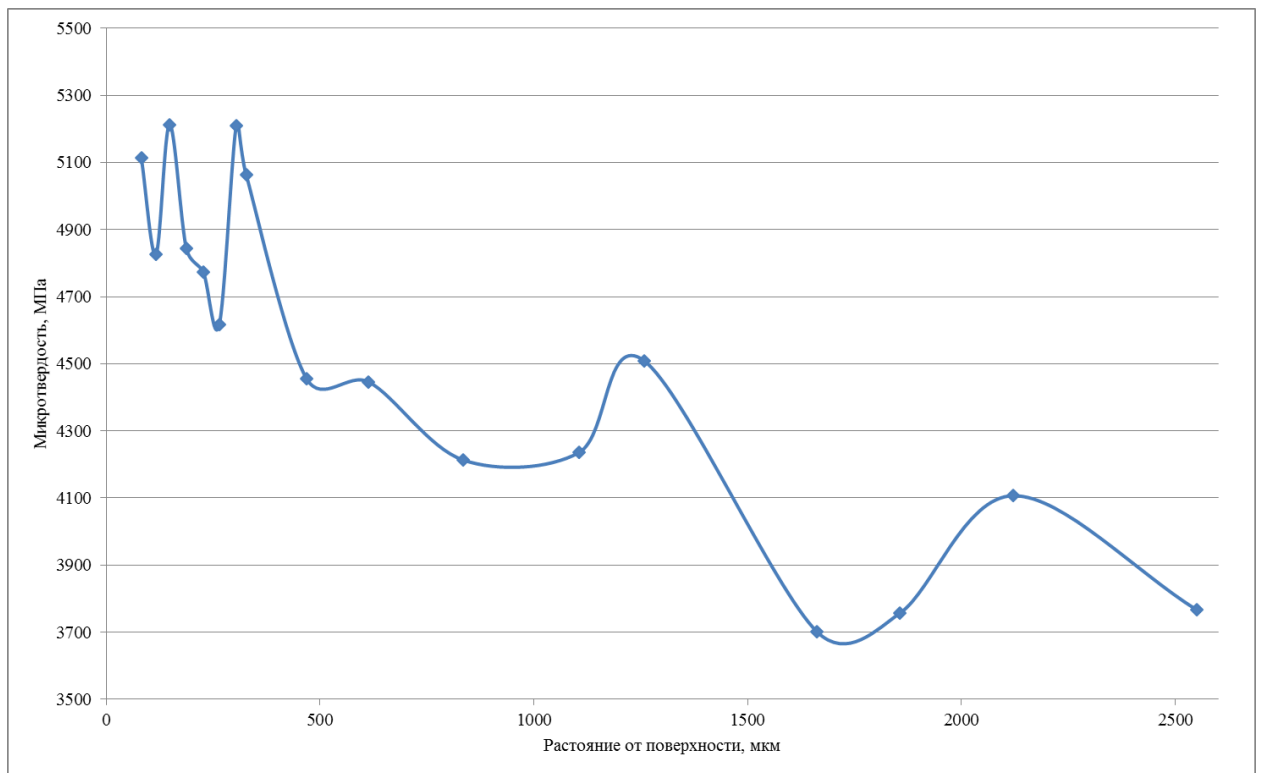


Рис.4.31. Изменение микротвёрдости по толщине образца стали 30ХГСН2А после разрушения по схеме КИВЦО

#### 4.7. О волновом характере распространении трещин и накоплении повреждений при циклическом нагружении материала

Традиционное рассмотрение пластической деформации предполагает начало пластического течения при напряжении  $\sigma_T$  и учитывает только деформационное упрочнение. Это ошибочное описание является следствием того, что в теории не учитывается временная зависимость градиентов напряжений и диссипативный характер пластического течения. Учет их приводит к предсказанию теорией принципиально нового заключения о возникновении в деформируемом кристалле внутреннего механического поля волновой природы [279-280].

В зависимости от вида и условий нагружения формируется различный спектр волн пластической деформации и разрушения при различных видах и условиях нагружения.

При знакопеременном нагружении встречные сдвиги и повороты возникают в пределах отдельных конгломератов зерен, окруженных зонами



слабдеформированных зерен. В областях всестороннего сжатия возникает фрагментация материала, его экструзия, в областях всестороннего растяжения наблюдается появление трещин. При знакопеременном нагружении встречные повороты происходят на низком структурном уровне, материал может накапливать большое число микротрещин без разрушения. Переход встречных поворотов на высокий структурный уровень (крупные конгломераты зерен) приводит к возникновению протяженных трещин и разрушению материала. Крупнозернистая структура способствует низкой усталостной прочности.

Каждый структурный уровень пластической деформации характеризуется своей эффективностью релаксации внутреннего механического поля, что естественно должно отражаться на виде кривой течения материала.

На рис. 4.32 представлена микроструктура фрагмента магистральной усталостной трещины на поверхности образца после циклического плоского изгиба. Стадия зарождения такой трещины характеризуется наличием большого количества локальных пластически деформированных объемов (рис. 4.33), являющихся источниками возникновения микроскопических трещин. Раскрытие магистральной трещины происходило волнообразно (рис. 4.32) с периодическим изменением знака поворота. Возможно, изменение направления роста усталостной трещины связано с изменением оптимальных кристаллических систем скольжения (поворот с инвариантной решеткой с учетом трансляционных и ротационных мод пластичности [312]) в процессе циклической деформации и фазового перестроения.

Полученные в настоящем исследовании результаты хорошо согласуются с данными работы [70], где показано, что при циклическом нагружении твердых тел в их поверхностных слоях должен наглядно проявляться волновой характер распространения как пластических сдвигов, так и связанных с ними усталостных трещин. Отмечено также, что при этом развиваются механизмы деформации поворотного типа (фрагментация

материала, формирование локальных зон изгиба-кручения, гофрирование поверхности и др.).

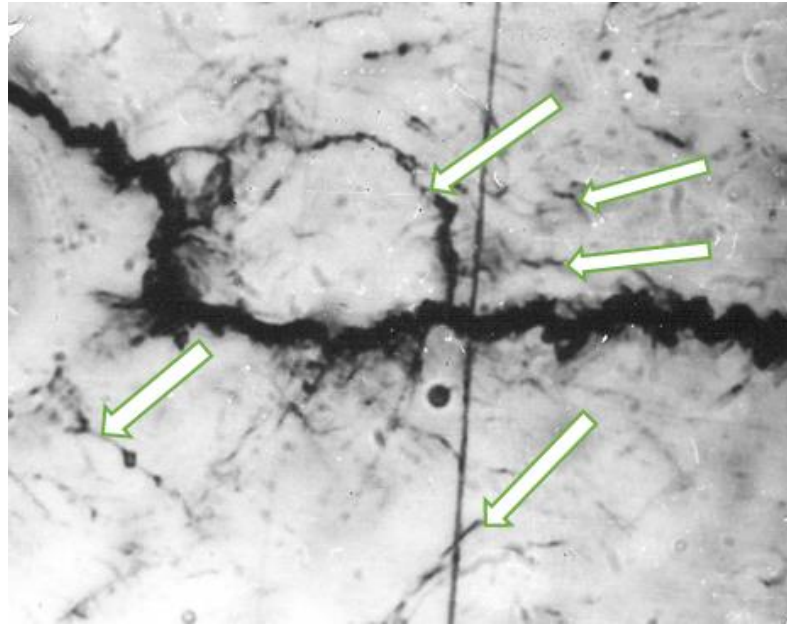


Рис. 4.32. Микроструктура магистральной усталостной трещины в закаленной стали 30XГСН2А после циклического плоского изгиба образца сечением 3х3 при 20°C;  $\omega = 3,33$  Гц;  $\sigma = 930$  МПа;  $N = 1,5 \cdot 10^4$  циклов ( $\times 400$ )

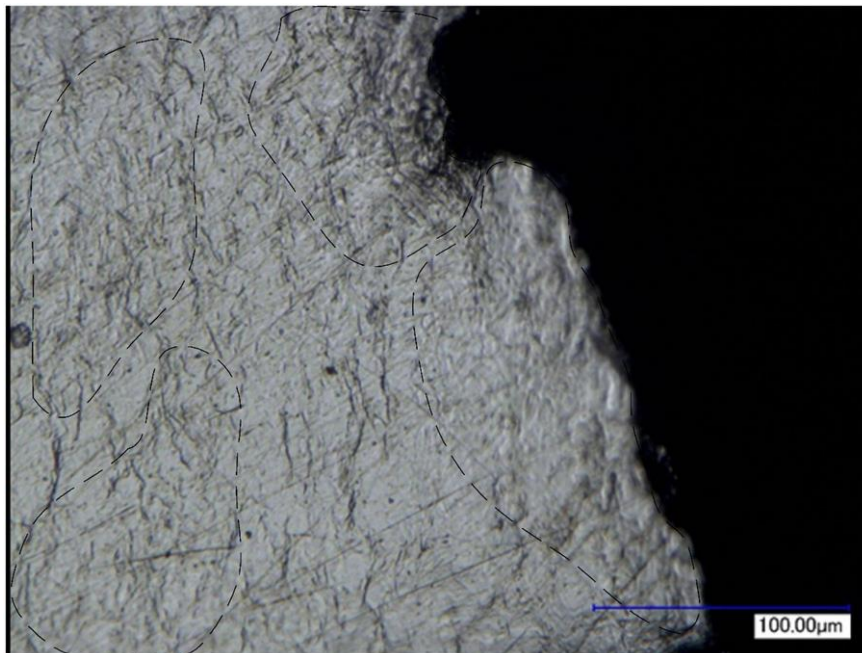


Рис. 4.33. Зона (показано пунктиром) локальной пластической деформации в циклически упрочненном слое вблизи излома цилиндрического образца стали 30XГСН2А

О волновом характере сообщается и в работах [280-282], откуда следует, что группы молекулярных формирований, между которыми имеет место несовершенства соединений, подвержены регулярным перемещениям, соответствующим волновым законам изменения деформаций. В областях пластических деформаций этот процесс наиболее легко реализуемый.

Исследования микроструктуры стали 30ХГСН2А вблизи поверхности разрушения (рис. 4.33) показали, что слои даже в сильноупрочненном состоянии (максимальная микротвердость наблюдалась у поверхности) не теряет высокой пластичности. Видно, что в зоне предразрушения наблюдается довольно сильно развитая зона локальной пластической деформации. При этом она имеет четкую направленность относительно поверхности разрушения, что можно охарактеризовать, как разворот зерен в процессе циклического деформационного упрочнения с целью наилучшей ориентировки наиболее плотноупакованных плоскостей скольжения, по которым наиболее легко происходит поперечное скольжение. Такое предположение делаем вследствие того, что вплоть до разрушения микротвердость, измеренная на поперечном шлифе образца, возрастает. Следовательно, должны возникнуть сколы, характерные для хрупкого разрушения, но они не наблюдаются. Об этом же свидетельствует ярко выраженный зигзагообразный волновой характер продвижения магистральной трещины.

На рис.4.34 представлена 3D-структура поверхности излома образца стали после циклической деформации при консольном изгибе вращающегося образца диаметром 5 мм выявленная с помощью сканирующей оптической микроскопии.

На фрактографической макрокартине поверхности излома (рис 4.35,*a*) были выявлены типичные три зоны: зоны зарождения (показана на рис. 4.35,*a* под номером 1) и усталостного распространения трещины (рис. 4.35,*a*-№2) и зоны статического вязкого (рис 4.35,*e*) долома (рис. 4.35,*a*-*z*-№3).

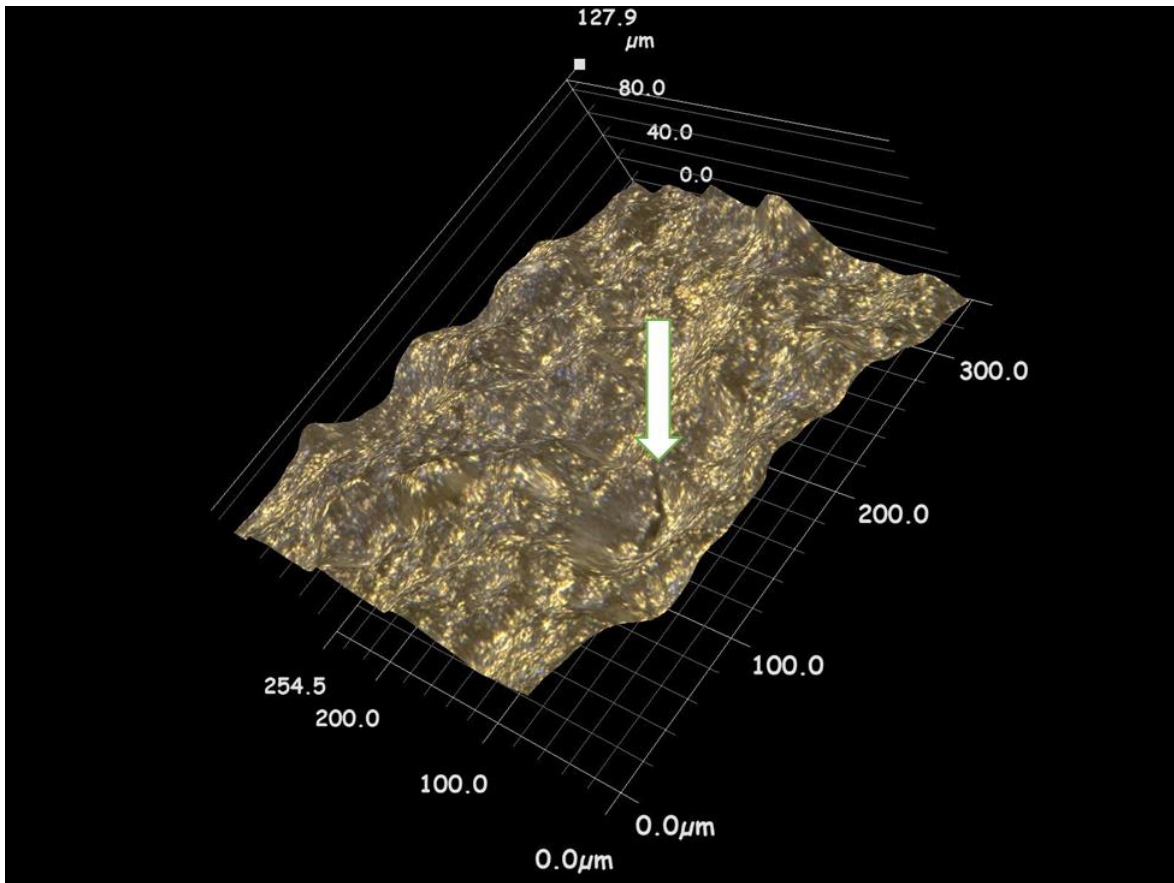


Рис. 4.34. 3D-структура поверхности разрушения стали после циклической деформации при изгибе вращающегося образца диаметром 5 мм,  $\sigma = 1010$  МПа,  $N = 1,4 \cdot 10^4$  циклов,  $\omega = 50$  Гц

Однако на стадии ускоренного распространения трещины (рис. 4.32) наблюдается скачкообразное развитие трещины с чередованием областей вязкого ямочного разрушения и усталостного бороздчатого рельефа (рис. 4.35, д).

Фрактографические исследования показали смешанную картину разрушения: на фоне ямочного разрушения виден бороздчатый рельеф. Кроме того, видна вторичная микротрещина, имеющая клиновую форму (показана стрелкой на рис. 4.34). Довольно развитый рельеф излома соответствует волновому характеру, рассмотренному выше по тексту, распространения пластических сдвигов. При этом следует заметить, что в макрогеометрии рельефа поверхности разрушения не наблюдается резких изменений высот, что можно характеризовать как стабильный во времени характер разрушения.



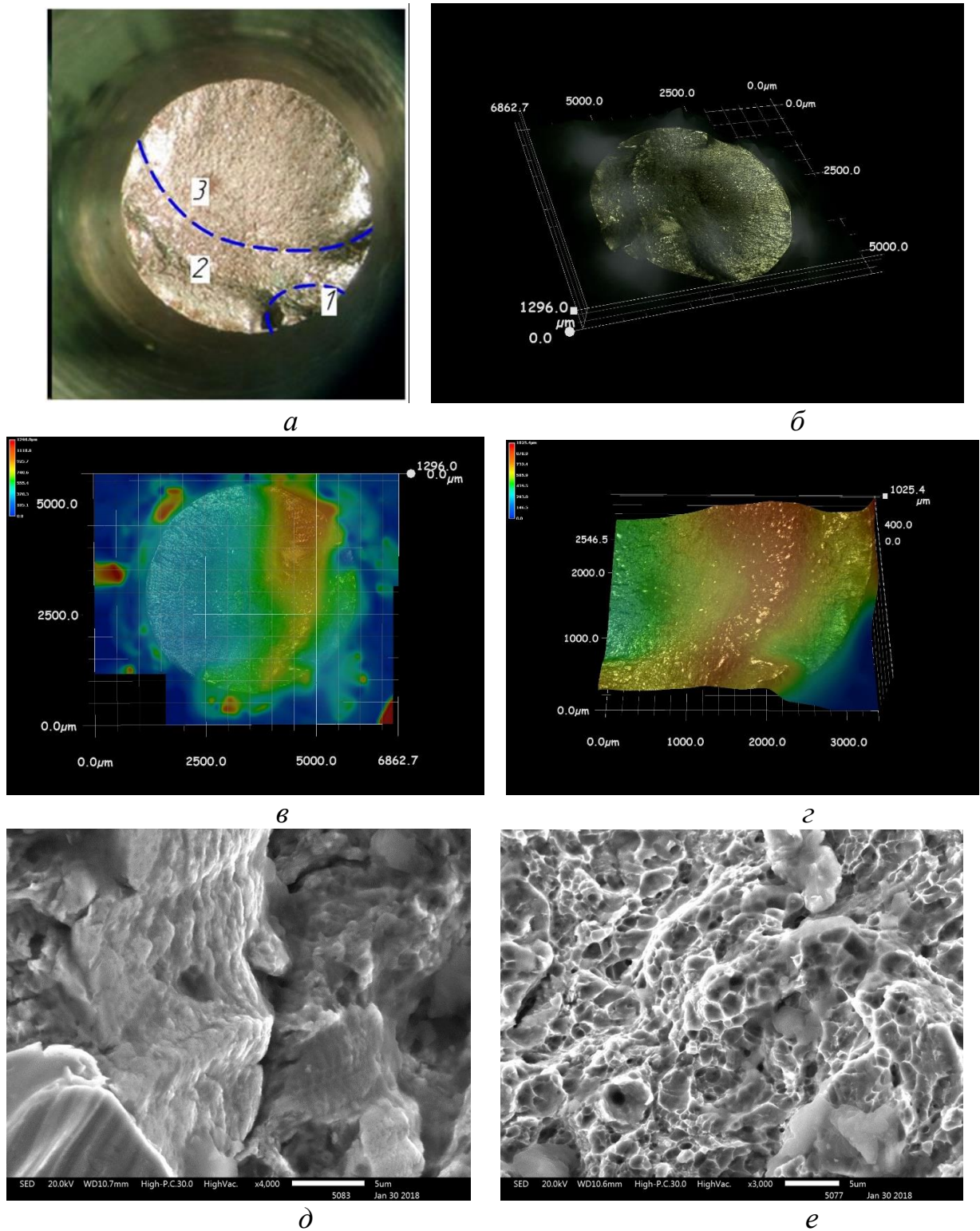


Рис. 4.35. Фрактограммы поверхности излома образца стали после циклической деформации при изгибе вращающегося образца диаметром 5 мм,  $\sigma = 1010$  МПа,  $N = 1,4 \cdot 10^4$  циклов,  $\omega = 50$  Гц: *a* – макроструктура; *б* – 3D-макроструктура с цифровой обработкой изображения; *в*, *г* – 3D-макроструктура с отображением цветом высот рельефа поверхности разрушения; *д*, *е* – микроструктура фрактограммы усталостного разрушения полученные на электронном микроскопе.

#### 4. 8 Выводы по четвертой главе

1. На основе анализа экспериментальных данных испытаний на усталость по различным схемам нагружения конструкционных сплавов с разными видами термических обработок выявлены закономерности прочностных характеристик и характерные группы частотно-амплитудного диапазона испытаний металлов и сплавов. Например, установлено, что у сталей 40Х, 30ХГСН2А с повышением частоты циклического нагружения усталостная прочность и долговечность возрастают, наблюдается увеличение стабильности поведения в области повышения скорости деформирования, а у стали 40 и титанового сплава ОТ-4-1 снижаются, при этом выявлена высокая стабильность работы во всем диапазоне долговечности, за исключением стали 40 при  $\omega = 2$  Гц.

2. Проведен расчет и получены численные значения параметров нового подхода для аттестации материалов, включающий в себя систему параметров из относительного коэффициента ограниченной выносливости, коэффициента корреляции и тангенса наклона кривой усталости, что позволяет обстоятельно отображать функциональные связи и закономерности поведения материалов при испытаниях на усталость.

3. Повышение упрочняемости поверхностных слоев материалов, о чем свидетельствует относительно малая повреждаемость их поверхности, приводит к уменьшению наклона кривой усталости  $\text{tg}\alpha_{\omega}$ , независимо от уменьшения или увеличения частоты нагрузки  $\omega$ .

4. Показано, что конкретная последовательность возникновения структурных изменений в виде экструзий (выступов) и интрузий (впадин) различной геометрии и масштаба определяется внутренней структурой материала и наблюдаются в зоне максимальных напряжений.

5. У высококачественной стали закаленной на разные категории прочности упрочнение происходит на ранних стадиях нагружения – начиная с 5-10% от времени полной наработки, затем достигается длительное состояние

насыщения вплоть до разрушения, при сохранении локальной пластической деформации. Локальные зоны в поверхностном слое одновременно являются источниками экструзий и интрузий, образующих деформационный профиль и инициирующих полосы скольжения. Эти полосы по мере накопления повреждений в поверхностном слое генерируют микрорастрескивание поверхности, после чего развивается магистральная трещина. При знакопеременном поперечном изгибе и изгибе с вращением микропластическую деформацию испытывает только поверхностный слой образца. Именно в нем и прилегающей к нему зоне наблюдается локальное структурное превращение, о чем свидетельствует максимальная микротвердость образца вблизи поверхности. Данный факт приводит к снижению  $\text{tg}\alpha_w$ , что сопровождается упрочнением поверхности и увеличением сопротивления усталости, исследованной стали. В случае работы материала по пульсирующему циклу растяжения-сжатия микропластической деформации подвержено все сечение образца. Однако за счет существования градиента плотности дислокаций по толщине образца его поверхность упрочняется в этом случае в меньшей степени, чем при испытаниях по более мягким схемам нагружения, что отражается в увеличении  $\text{tg}\alpha_w$ . Из чего следует, вид испытания, частота и термическая обработка образцов способствуют увеличению предела выносливости и «улучшению» показателей сопротивления усталости.

6. Сильное упрочнение поверхности стали 30ХГСН2А в процессе циклического нагружения в определенных случаях может сыграть негативную роль в процессе разрушения. При этом чем выше частота циклического нагружения, тем ярче выражено деформационное упрочнение. С целью увеличения циклической прочности в работах профессора Панина С.В. и сотрудников предложено целенаправленное разупрочнение за счет обработки поверхности высокоинтенсивным потоком ионов Zr, что обеспечивает формирование слоистого строения в поверхностном слое и разупрочнения на глубину до 150 мкм. В результате за счет задержки зарождения трещин в

модифицированном мягком (твердость 2,2 ГПа) поверхностном слое усталостная долговечность повышается на ~30 %, однако предел прочности снижается на ~10 % [283].

7. С учетом проведенных исследований можно предполагать, что в условиях эксплуатации реальных деталей машин и конструкций, изготовленных из сталей 40Х, 30ХГСН2А снижение частоты циклического нагружения, сопровождаемое увеличением длительности их пребывания в нагруженном состоянии, будет уменьшать их остаточный ресурс, а изготовленных из стали 40 и титанового сплава ОТ-4-1, – увеличивать. Таким образом, при изготовлении валов, работающих при очень низких частотах нагружения, при выборе материала для их изготовления между сталями 40 и 40Х при прочих равных условиях (стоимость этих сталей существенно не различается, и прочностные характеристики близки при определенных методах обработки) рекомендуется брать сталь 40, а при частотах 50 Гц и более – сталь 40Х.



## **ГЛАВА 5. ЧАСТОТНАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ И УСТАЛОСТНАЯ ПРОЧНОСТЬ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ**

### **5.1. Методические особенности изучения частотных характеристик и выявления динамики частотной стабильности образцов при испытании на усталость**

Для изготовления упругих элементов, работающих в сложных условиях циклического нагружения, а также изделий со стабильными размерами требуются материалы с минимальными проявлениями неупругих свойств [9, 34, 284-287]. В литературе такого рода неупругие свойства при циклическом нагружении имеют различные названия: внутреннего трения, несовершенной упругости, демпфирования, механического гистерезиса, рассеяния энергии, циклической вязкости [288]. В основном такие исследования строятся исходя из предположения о локализации микропластических деформаций в процессе циклического нагружения неравномерно возникающих из-за неоднородности различных свойств материала на микроуровне, либо применяют метод динамического механического анализа (ДМА) при изменении температуры для определения изменений предела упругости и энергию активации микромеханизма деформации [289-292]. В данной работе применили оригинальную экспериментальную методику оценки частотной стабильности материалов для изготовления упругих элементов высокоточных излучателей преобразующих электрические колебания в механические, где незначительные изменения частот собственных колебаний, которые как известно связаны с модулем упругости, явлением неупругости и колебанием атомов и их решеток, приводят к недопустимым погрешностям при преобразовании видов колебаний и преждевременному усталостному разрушению [293-296].

В установке реализована работа на основе электромеханической системы, в которой возбуждение механических колебаний осуществляется исходя из

собственной частоты колебания (СЧК) испытуемого образца, т.е. осуществлен режим, когда частота возбуждающей силы (частота циклического нагружения ЧЦН) всегда равна СЧК образца. Изгиб образца производится электромагнитной силой, а разгиб происходит под действием сил упругости материала (рис. 2.5,б), тем самым обеспечивается циклическое нагружение близкое к синусоидальному (рис. 2.5,б).

По результатам многократно повторяющихся циклов выявляем параметры многоциклового усталости и амплитудно-частотные характеристики для оценки частотных свойств, которые зависят от роли упругой составляющей исследуемого материала при циклическом нагружении, а, также, определяем предел выносливости. Также изменение получаемых частотных показаний может применяться как мера поврежденности образцов для оценки остаточного ресурса, как, например, в работе [297].

Напряжение в расчетном сечении образца определяли по амплитуде колебаний. Определение напряжений основано на установлении расчетной зависимости между усилием, прикладываемым к образцу, и его перемещением в точке приложения силы с последующим определением напряжением по известной силе. Установление расчетной зависимости между усилием и перемещением проводится для статического режима. При этом полагается, что в динамическом режиме (в процессе колебаний) действующие на образец силы (внешняя, инерции, упругости) создадут такое же максимальное напряжение и такое же максимальное перемещение (амплитуду колебаний), как и статическая сила, равная по величине результирующей динамической.

В качестве контрольного метода определения напряжения в образце использовался метод статической тарировки, который основан на статическом нагружении образца силой  $F$ , измеряемой образцовым динамометром. Напряжение в образце рассчитывалось по известной силе с использованием формулы (2.17).

Одновременно с показаниями образцового динамометра снимались данные измерителя линейных перемещений, измеряющего деформацию при нагружении.

Результаты тарировочных испытаний позволили построить графики зависимости величин  $\sigma_F$  и  $\sigma_A$  от амплитуды деформации, представленные на рис. 5.1 и 5.2.

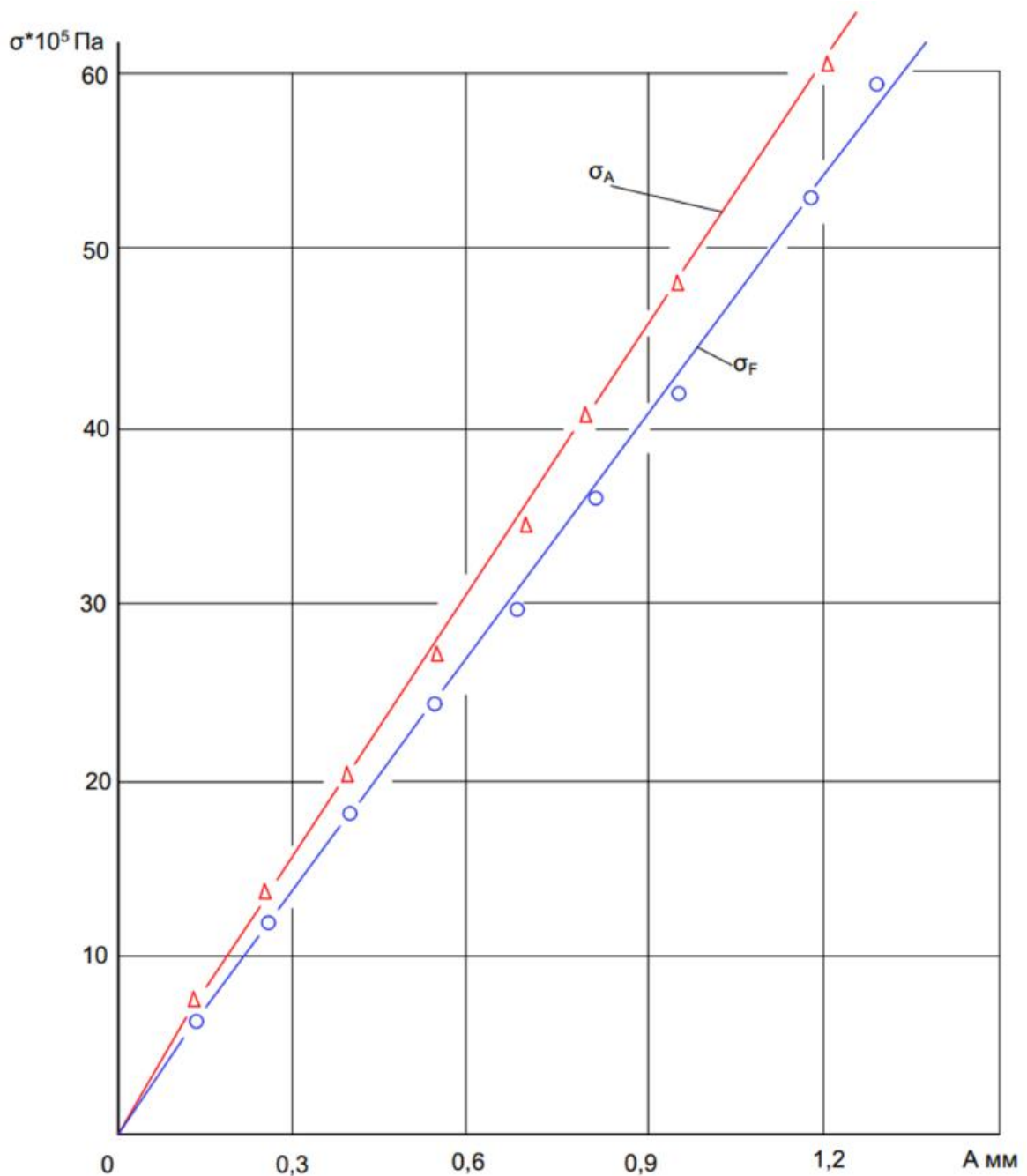


Рис.5.1. Напряжение в заданном сечении плоского образца (рис 2.6,з) при статической тарировке

Для каждого типа образцов были получены расчетные формулы (2.18) из которых видно, что напряжение в образцах, определенные по амплитуде деформации и по силе, измеренной образцовым динамометром, отличаются не более, чем на 10%.

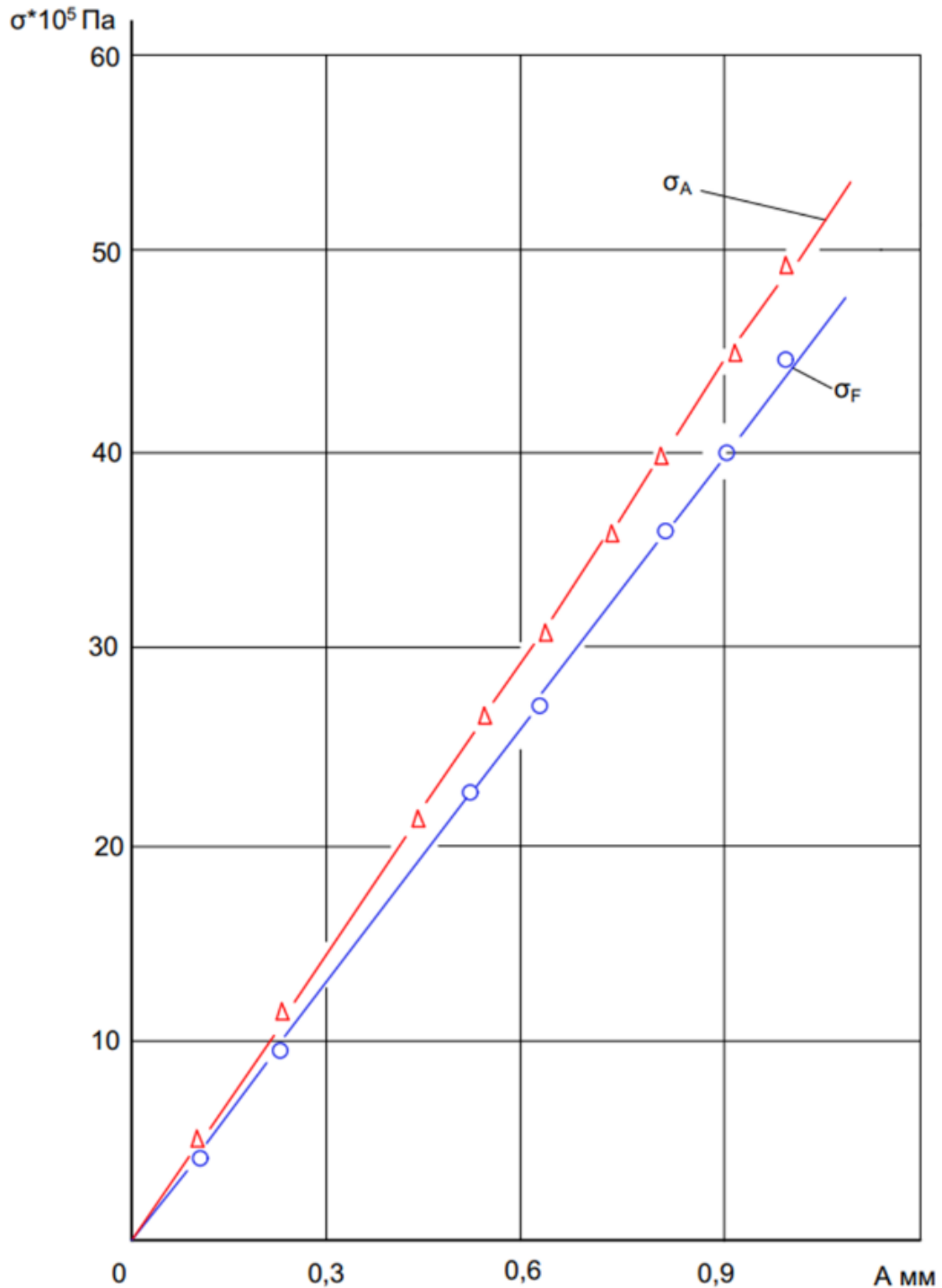


Рис.5.2. Напряжение в заданном сечении корсетного образца (рис 2.6,д) при статической тарировке

Чтобы оценить этот результат рассчитаем погрешность определения напряжения в образце по формуле (2.18). Она складывается из погрешности определения силы и погрешности определения линейных размеров образца.

При измерении размеров образца микрометром погрешность – величина достаточно малая. Основную погрешность вносит процесс измерения силы образцовым динамометром. Эта величина составляет  $\sim 1\%$  и полностью определяет погрешность тарировки.

Из графиков, приведенных на рис. 5.1. и 5.2, видно, что напряжение на образце, рассчитанное по амплитуде деформации  $\sigma_A$  в обоих случаях на  $8 \div 10\%$  выше напряжения рассчитанного по силе  $\sigma_F$  как на образцах показанных на рис. 2.6. (e), так и на образцах (d). Такое расхождение можно объяснить рядом факторов: погрешностью в определении модуля Юнга, допущениями, сделанными при выводе расчетных формул для  $\sigma_A$  и неучтенными при тарировке систематическими погрешностями.

## **5.2 Характеристики усталостной прочности при высокочастотном циклическом деформировании сплавов с различными режимами термической обработки**

Для испытаний на усталостную прочность и частотную стабильность при высокочастотном циклическом деформировании были предварительно отобраны три различных материала: инструментальная сталь 6ХС, титановый сплав ВТЗ-1 и конструкционная сталь 03Н18КМ5Т-Эл. Испытания проводили при частоте нагружения 240 Гц на оригинальной электромагнитной установке по авторской экспериментальной методике, рассмотренной ранее в данной работе.

Испытаниям была подвергнута матренично-стареющая сталь 03Н18КМ5Т-Эл. Данная сталь применяется для изготовления высоконагруженных силовых деталей, в основном, в авиастроении, упругих элементов и особоответственного крепежа. Из неё было изготовлено 3 партии

образцов с различными видами термической обработки (ТО) [298-299]. Режимы ТО представлены в таблице 1.

За контрольное число наработки было принято 50 млн. циклов нагружения при котором проводили сравнительную оценку изменения частотных характеристик. Усталостные испытания проводили с перерывами на ночь в нормальных условиях нагружения.

Таблица 5.1

Режимы термической обработки стали 03Н18КМ5Т-Эл

№ партии образцов	Режим закалки			Режим старения		
	t°,С	Время выдержки	Среда	t°,С	Время выдержки	Среда
1	820	1 час	вода	550	3 часа	воздух
2	820	1 час	вода	525	3 часа	воздух
3	820	1 час	вода	500	3 часа	воздух

На рис. 5.3. - 5.6 показаны кривые усталости исследованной стали после различных видов термической обработки. Наибольшую усталостную прочность показали образцы первой партии после старения при 550°С, предел выносливости составил  $\sigma_{-1} = 670$  МПа. Угол наклона кривой усталости  $\text{tg } \alpha_w$  (рис. 5.3) занимает промежуточное положение в сравнении с результатами, полученными при испытании образцов стали 2-ой (рис. 5.4)  $\sigma_{-1} = 580$  МПа и 3-й (рис. 5.5) партий  $\sigma_{-1} = 490$  МПа:

$$\text{tg } \alpha_w^{525} < \text{tg } \alpha_w^{550} < \text{tg } \alpha_w^{500}, \quad (5.1)$$

Данное неравенство наглядно продемонстрировано на рис. 5.6.

Геометрический смысл  $\text{tg } \alpha_w$  раскрывается в том, что величина противолежащего катета, в нашем случае представляет собой напряжение, при

котором работал материал, а прилежащего – количество циклов которое выдержали образцы под нагрузкой до разрушения. Физический смысл  $\text{tg } \alpha_w$  заключается в оценке интенсивности прохождения локальной пластической деформации в поверхностном слое материала: при консольном плоском изгибе пластически деформируется только поверхностный слой образца, а внутренние объемы материала подвержены упругому деформированию, которые оказывают влияние на прохождение пластической деформации в поверхностном слое. Появлению трещин на поверхности в зоне её зарождения в процессе циклического нагружения предшествует локализованная пластическая деформация, сопровождаемая множественным скольжением выражаемая в повреждаемости материала.

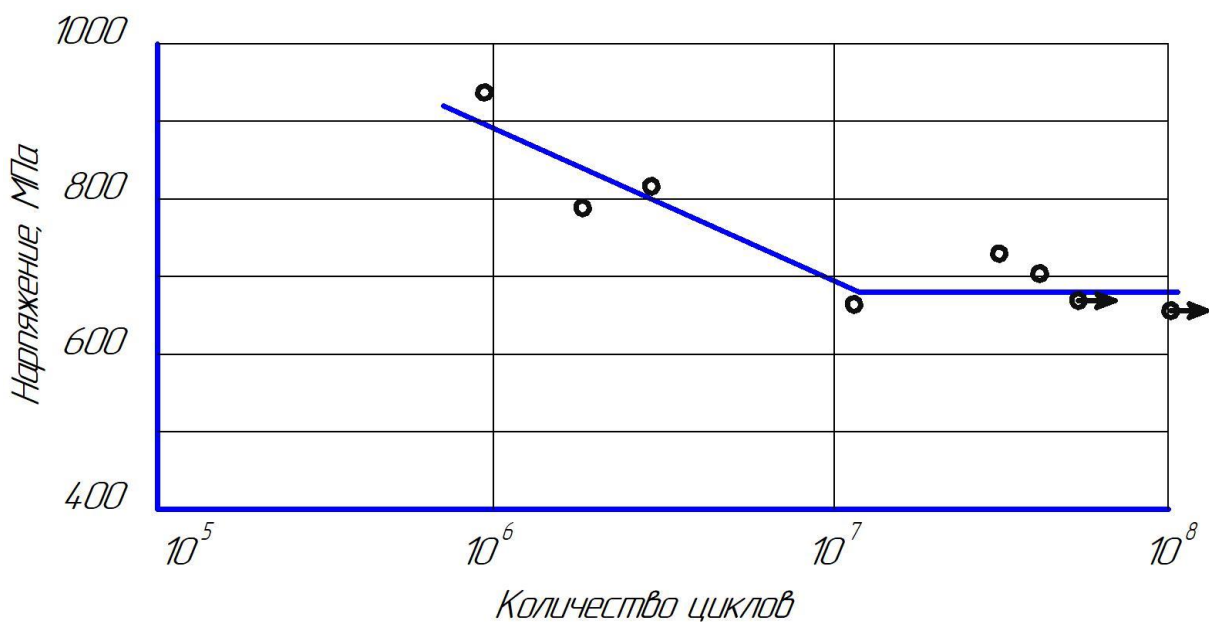


Рис. 5.3. Кривые усталости стали 03Н18КМ5Т-Эл после старения при  $t = 550^\circ\text{C}$

Таким образом, наклон  $\text{tg } \alpha_w$  показывает динамику накопления повреждаемости материала при изменении нагрузки с учетом количества циклов нагружения, т.е. чем положе наклон кривой усталости – меньше  $\text{tg } \alpha_w$ , тем дольше работает материал (долговечность увеличивается) при незначительном снижении напряжения. И наоборот, чем круче наклон кривой усталости, тем больше значение  $\text{tg } \alpha_w$  и меньше долговечность образца или

детали. Отсюда следует, долговечность образцов стали в зависимости от ТО изменяется в соответствии с уравнением (1) – наибольшую долговечность показали образцы после старения при 525°C, наименьшую образцы стали после старения при 500°C.

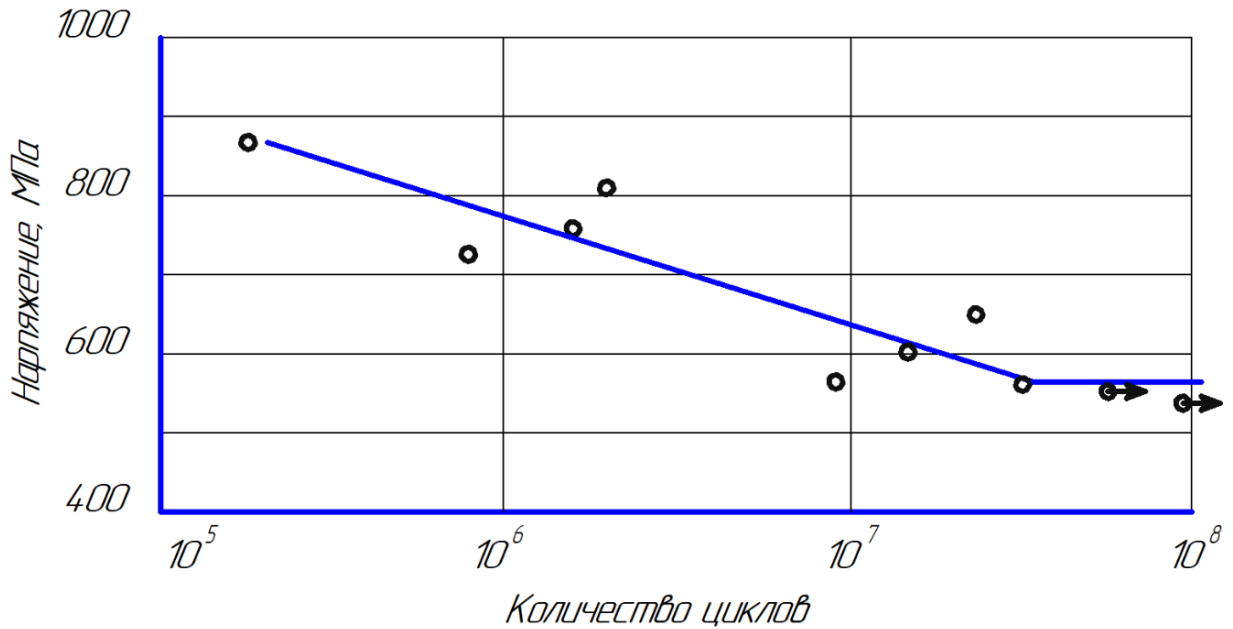


Рис. 5.4. Кривые усталости стали 03Н18КМ5Т-Эл после старения при  $t = 525^\circ\text{C}$

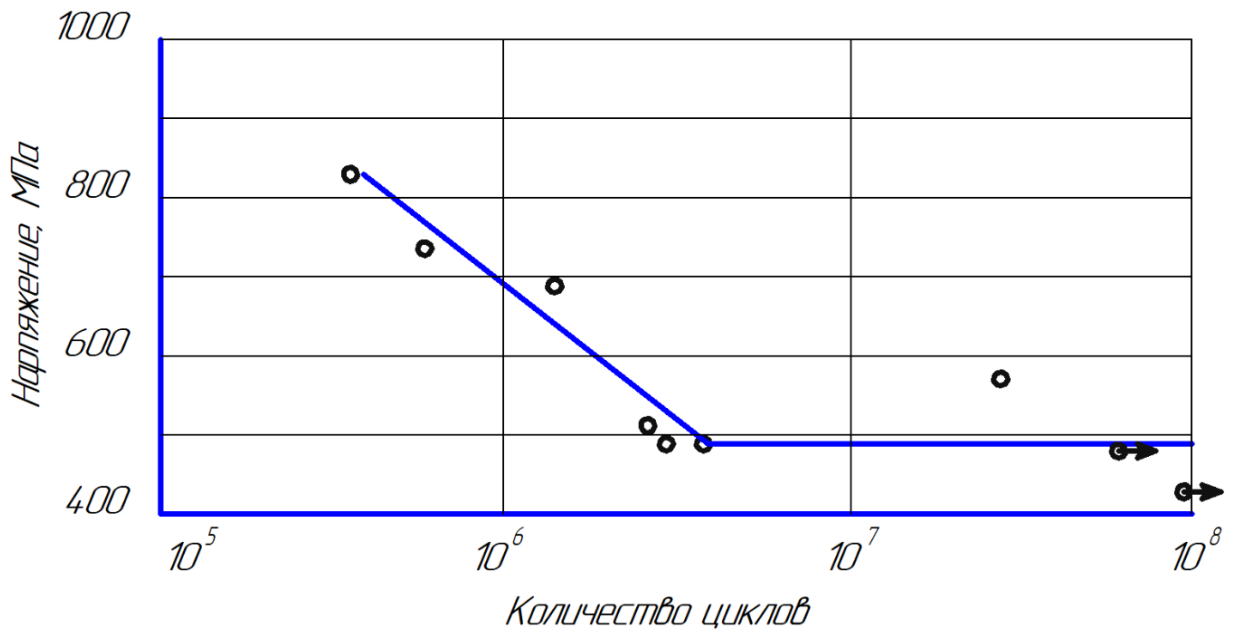


Рис. 5.5. Кривые усталости стали 03Н18КМ5Т-Эл после старения при  $t = 500^\circ\text{C}$



Лучшая стабильность работы под действием циклической нагрузки наблюдается у образцов первой партии, экспериментальные точки которых очень близко располагаются относительно аппроксимирующей линии кривой усталости (рис. 5.3). Наибольший разброс экспериментальных данных выявлен у образцов второй партии, а образцы третьей партии по этому показателю занимают среднее положение. В целом испытания образцов всех партий с разными видами ТО показывают достаточно высокую сходимость полученных результатов с построенными кривыми усталости, что дает возможность утверждать о высокой стабильности данной стали при воздействии циклических нагружений.

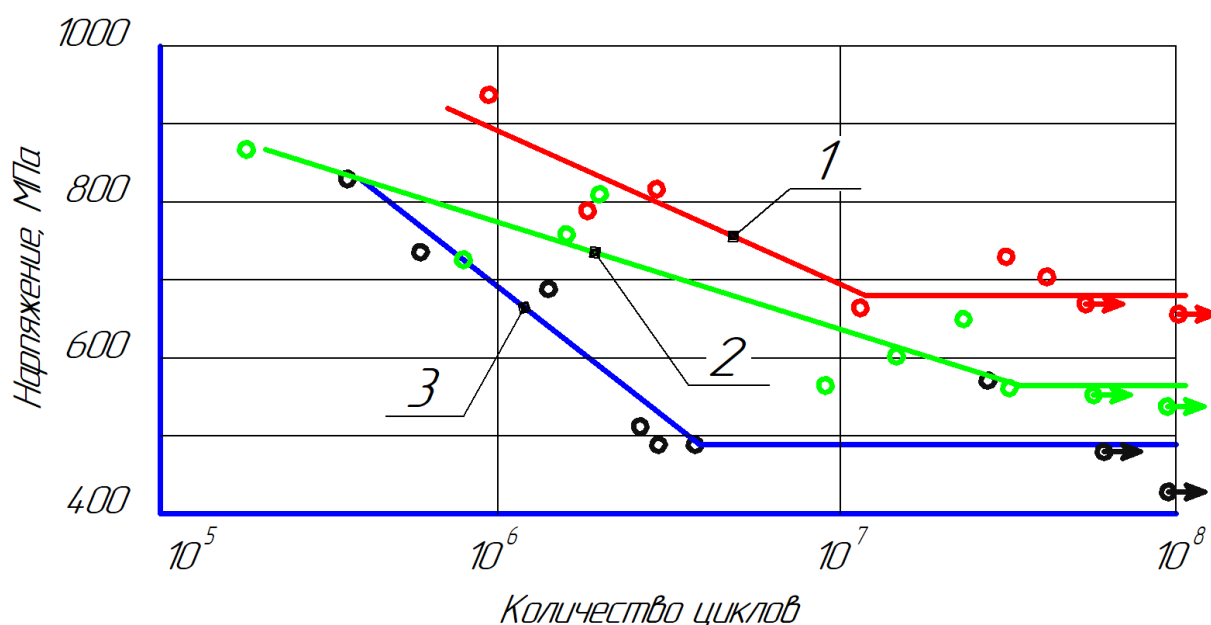


Рис. 5.6. Общий график для наглядности полученных результатов стали 03Н18КМ5Т-Эл: 1 – кривая усталости с рис. 5.3; 2 – кривая усталости с рис. 5.4; 3 – кривая усталости с рис. 5.5;

Испытаниям была подвергнута инструментальная сталь 6ХС. Из неё было изготовлено 4 партии образцов с различными видами термической обработки (ТО) [300-301]. Режимы ТО представлены в таблице 5.2.

Хим. состав стали 6ХС: С 0,13-0,2 %; Si 0,6-0,9 %; Mn 0,3-0,6 %; P < 0,035 %; S < 0,035 %; Cr 0,8-1,1 %; Mo < 0,15 %; Ni 0,6-0,9 %; V < 0,05 %; Ti < 0,03

%; Al < 0,05 %; Cu < 0,05 %; Cu < 0,2 %; N < 0,009 %; W < 0,2 %; Fe остальное (ГОСТ 10702-2016).

Таблица 5.2

## Режимы термической обработки стали 6ХС

№ партии образцов	Режим закалки			Режим отпуска		
	t°, с	Время выдержки	Среда	t°, с	Время выдержки	Среда
I	900	20 мин.	масло	600	1 час	воздух
II	900	20 мин.	масло	550	1 час	воздух
III	900	20 мин.	масло	150	30 мин.	воздух
				370	1 час	воздух
IV	900	20 мин.	масло	370	1 час	воздух

На рис. 5.7-5.10 показаны кривые усталости исследованной стали после различных видов термической обработки [302].

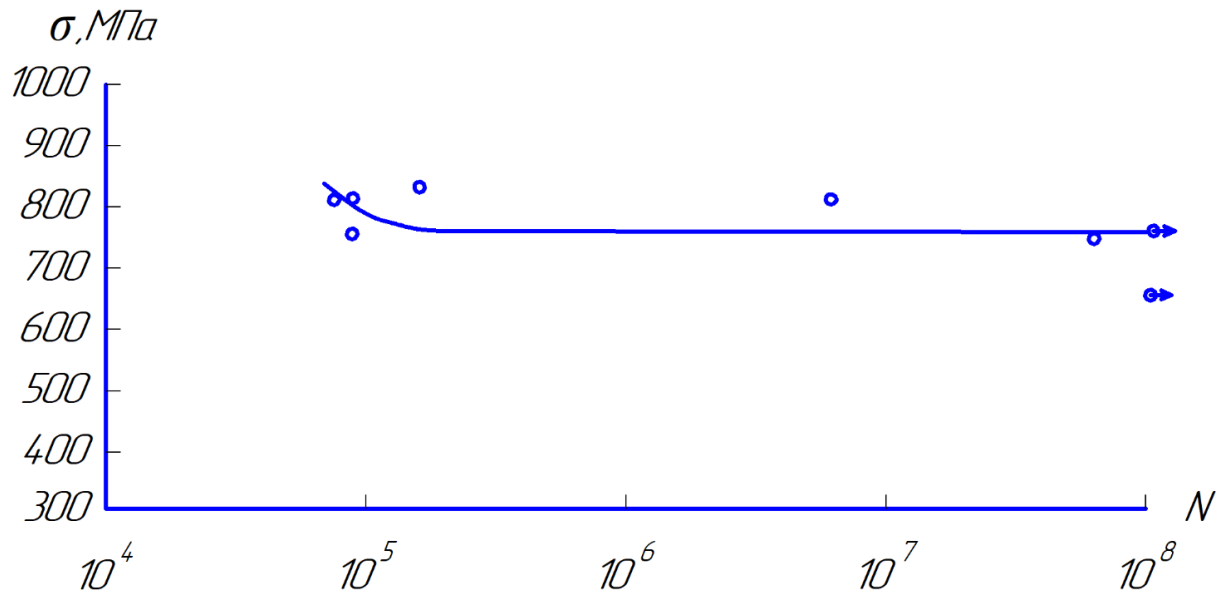


Рис. 5.7. Кривая усталости стали 6ХС с следующим видом ТО: 3+О 600°С

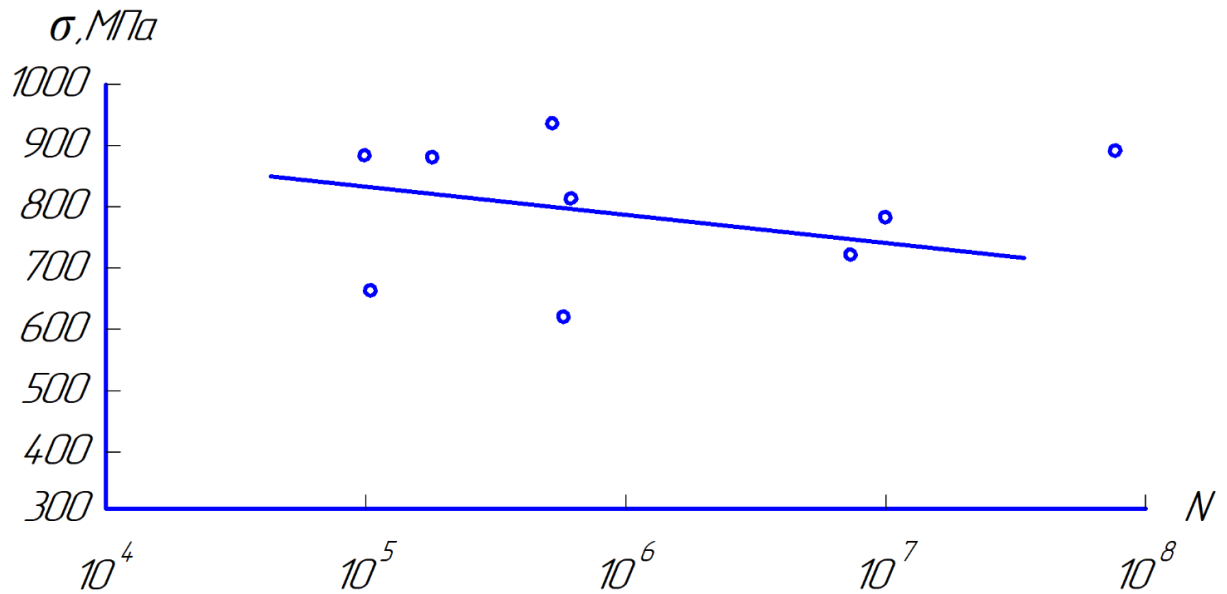


Рис. 5.8. Кривая усталости стали 6ХС с следующим видом ТО: 3+О 370°С

На всех зависимостях наблюдается приблизительно одинаковый предел выносливости для всех партий образцов испытанных по «мягкой» схеме нагружения в режиме автоколебаний, при этом обнаружены существенные отличия в конфигурациях  $\text{tg } \alpha_w$  и диапазонах полученных результатов как по напряжениям, так и по долговечности. Наибольший разброс экспериментальных данных выявлен у образцов 3-й и 4-й партии термообработанных при меньших температурах отпуска, чем у образцов 1-й и 2-й партии с высоким отпуском, что свидетельствует о нестабильности структурно-чувствительных свойств данной стали. Такая нестабильность связана с наличием в структуре большого количества метастабильного мартенсита отпуска, который с увеличением температуры отпуска преобразуется в более стабильную троостито-сорбитную структуру стали. Показатели сопротивления усталости исследованных партий образцов изменялись в следующей последовательности:

$$\text{tg } \alpha_w^{\text{I}} < \text{tg } \alpha_w^{\text{II}} < \text{tg } \alpha_w^{\text{IV}} < \text{tg } \alpha_w^{\text{III}}, \quad (5.2)$$

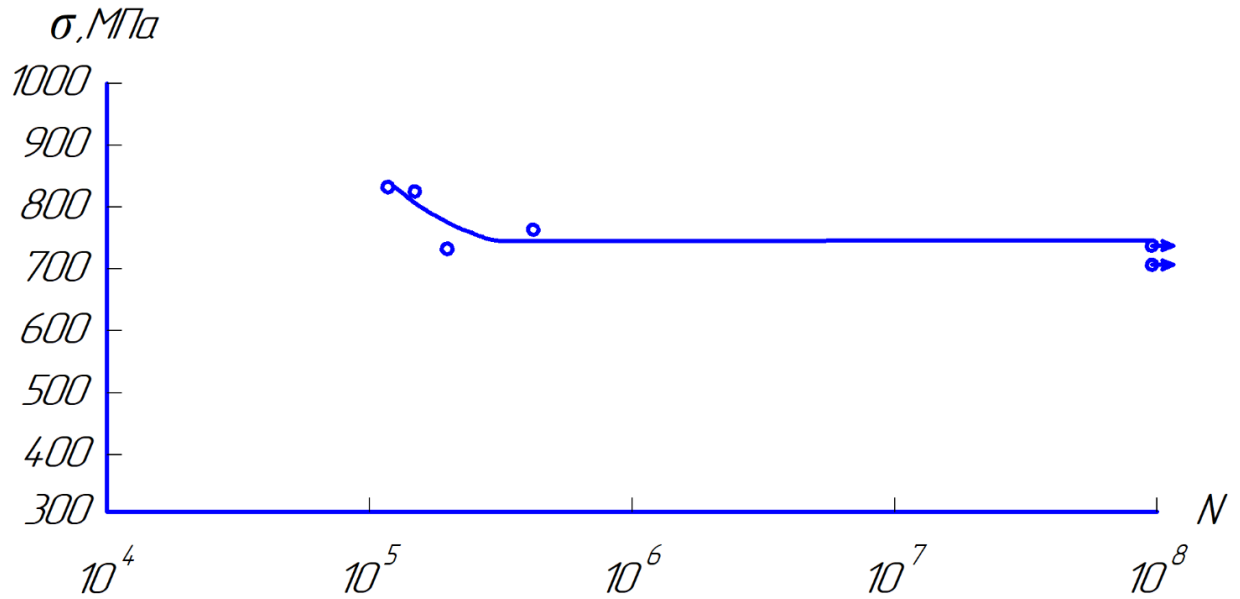


Рис. 5.9. Кривая усталости стали 6ХС с следующим видом ТО: 3+О 500°С

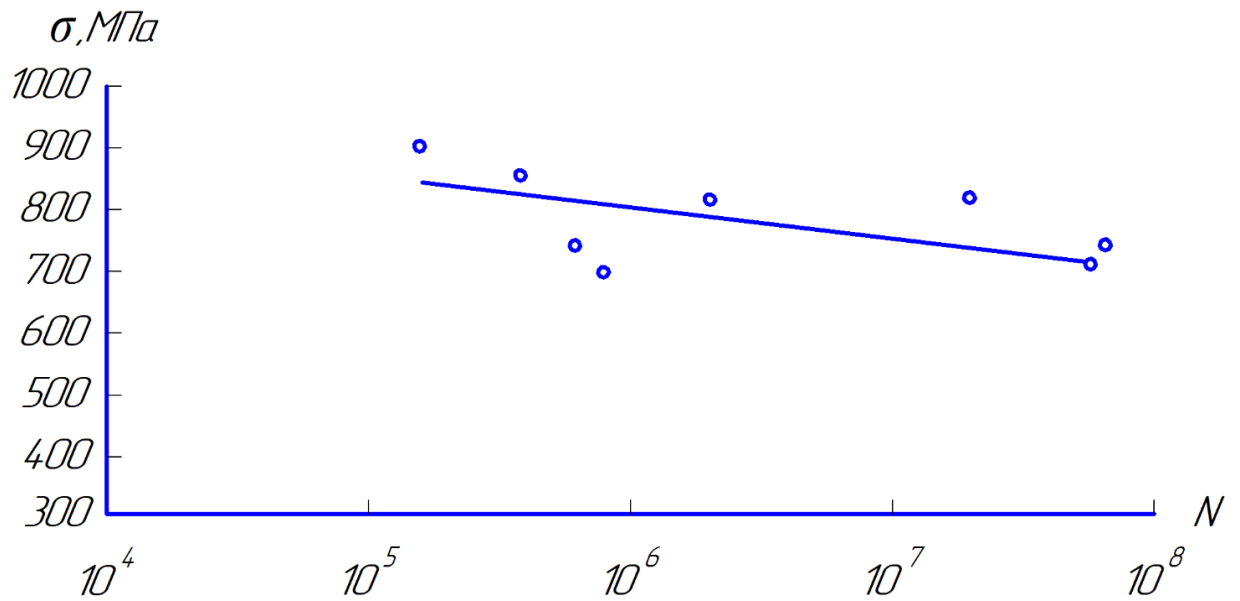


Рис. 5.10. Кривая усталости стали 6ХС с следующим видом ТО: 3+О 150+370°С

Минимальной повреждаемостью с области ограниченной долговечности обладают образцы III партии с ступенчатым отпуском у которых  $\operatorname{tg} \alpha_{\text{w}}^{\text{III}} = 0,055$ , несколько меньшее значение у IV партии  $\operatorname{tg} \alpha_{\text{w}}^{\text{IV}} = 0,086$  – обе партии образцов подвергались низкотемпературному отпуску. Образцы I и II партий

с высоким отпуском показали противоположную картину, на наибольшее значение показали образцы I партии  $\text{tg } \alpha_w^I = 0,1536$ , а у II партии  $\text{tg } \alpha_w^{II} = 0,1426$ .

На рис. 5.11 показаны кривая усталости исследованного сплава ВТЗ-1, испытанного по «мягкой» схеме нагружения консольного изгиба плоских образцов в режиме автоколебаний [303].

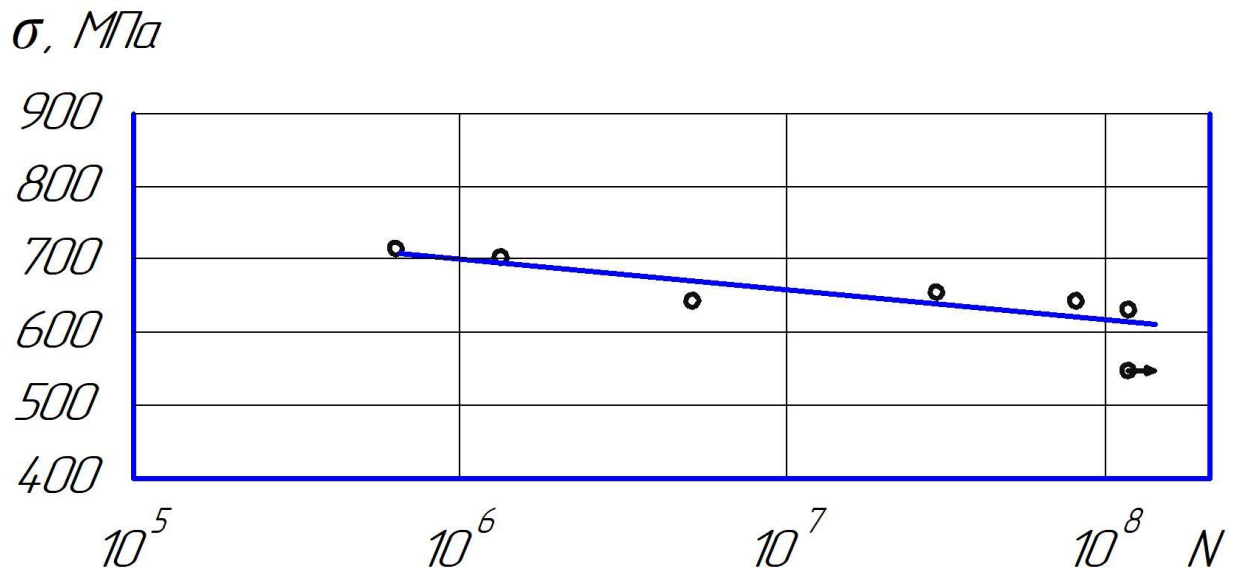


Рис. 5.11. Кривая усталости титанового сплава ВТЗ-1 после отжига  $870^\circ\text{C}$

Обнаружено небольшое значение показателя сопротивления усталости в виде угла наклона кривой усталости  $\text{tg } \alpha_w = 0,0394$  (что в сопоставлении с данными, например, работы [262] очень низкое значение) и высокий предел выносливости  $\sigma_{-1} = 600$  МПа. Результаты испытаний на усталость изображенные на рис. 5.11 показывают небольшой разброс экспериментальных данных относительно аппроксимирующей линии кривой усталости, что свидетельствует о высокой стабильности структурно-чувствительных свойств данного титанового сплава. Из чего следует, что исследуемый сплав обладает небольшой повреждаемостью при циклическом нагружении.

### 5.3 Изменение частоты при нагрузках близких к пределу усталости и динамики показателя частотной стабильности

Наибольший интерес представляет стабильность частоты при нагрузках близких к пределу усталости. Поэтому проанализируем экспериментальные результаты частотных характеристик для отдельных образцов из каждой партии исследованных материалов, которые работали с указанной нагрузкой. Образцы, выбранные для оценки частотных свойств, в процессе испытаний наработали различное число циклов. Для сравнительной оценки принято за максимальное отклонение частоты ( $\Delta\omega$ ) изменения частоты в периоде от начальной за  $50 \cdot 10^6$  циклов. Отклонение частоты ( $\Delta\omega$ ) от начальной в сторону увеличения принят за положительный, в сторону уменьшения – за отрицательный.

При напряжениях, приближающихся к пределу усталости, испытания по времени были длительными, и установка отключалась на ночь. Частота собственных колебаний образца изменяется при остановке на ночь: утром, после 10 часовой паузы, частота больше, чем накануне вечером при остановке испытаний.

На частотных характеристиках испытаний стали 03Н18КМ5Т-Эл, приводимых на рис. 5.12-5.14, *а*, изображены две огибающие кривые, одна из которых (верхняя) соответствует частоте в момент включения, а другая (нижняя) частоте в момент отключения после дневной работы. Следовательно, верхняя кривая показывает изменение начальной частоты (частоте включения) а нижняя - изменение конечной частоты (частоты отключения) [304-305]. Суточные изменения частоты при наработке циклов лежат в области, ограниченной этими двумя кривыми.

На рис. 5.12-5.14, *б* показаны частотные характеристики в виде одной ломаной линии. Вертикальные скачки соответствуют изменению частоты после ночного перерыва испытаний. Наклонные линии показывают ход суточного изменения частоты по мере увеличения числа циклов работы.

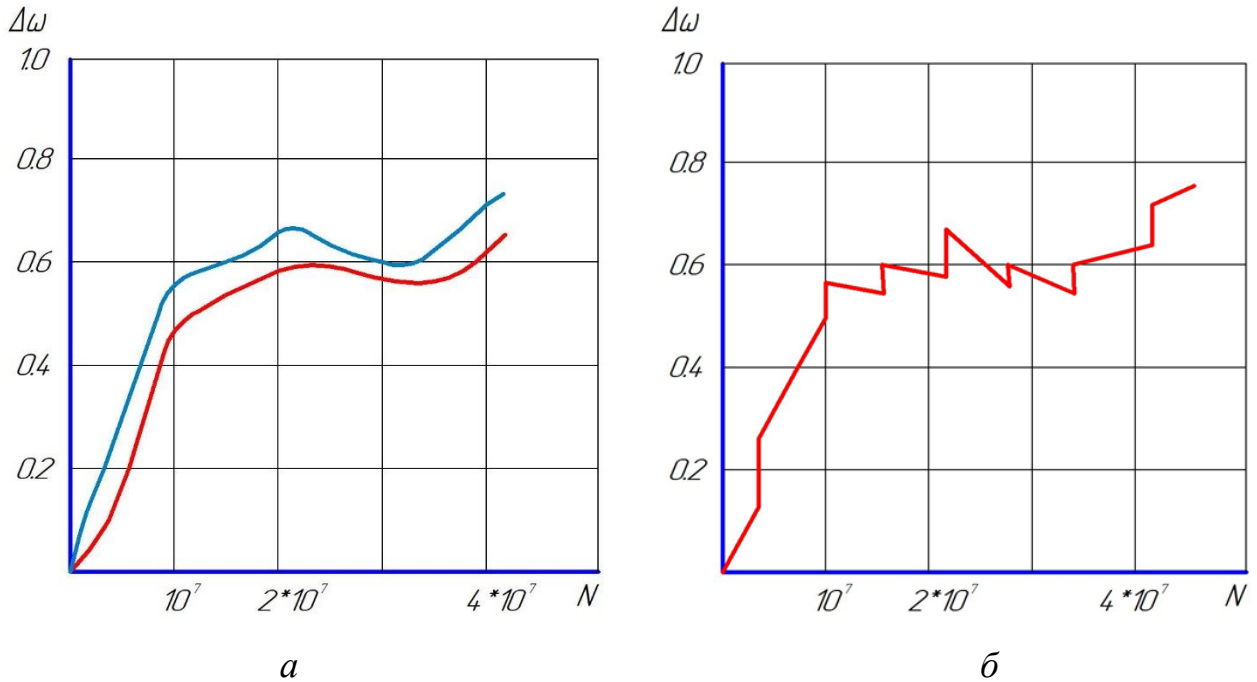
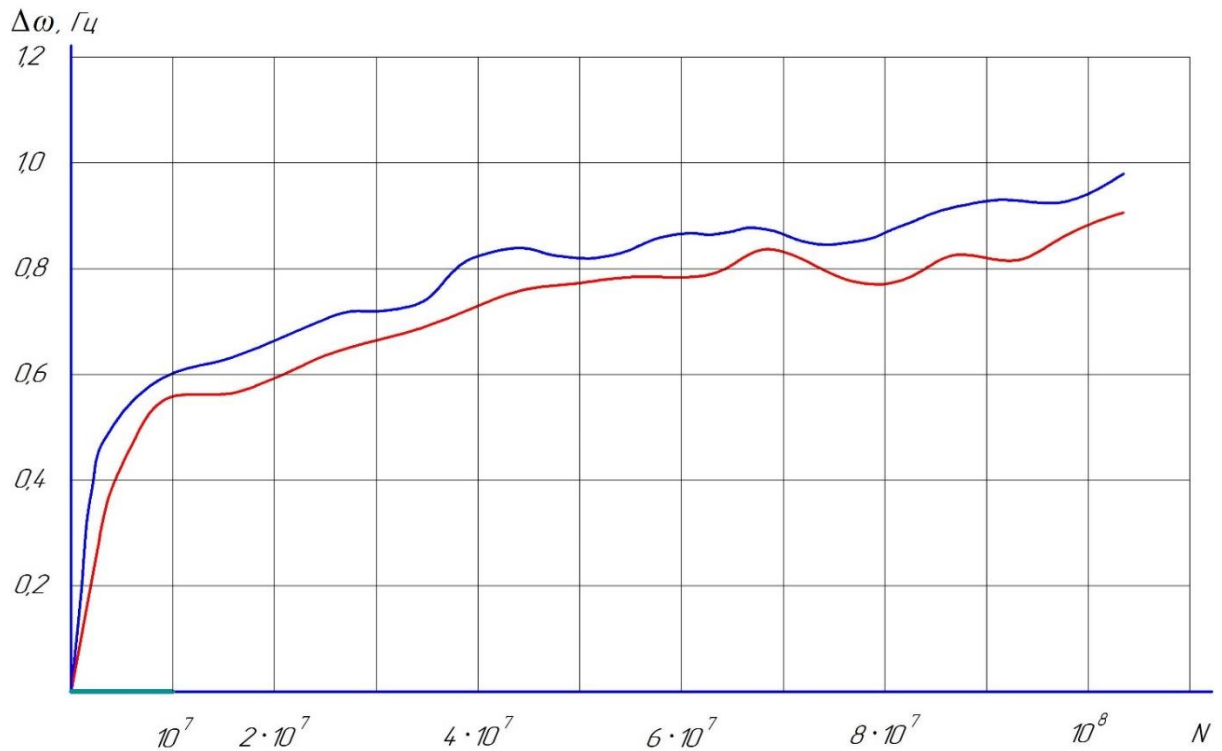


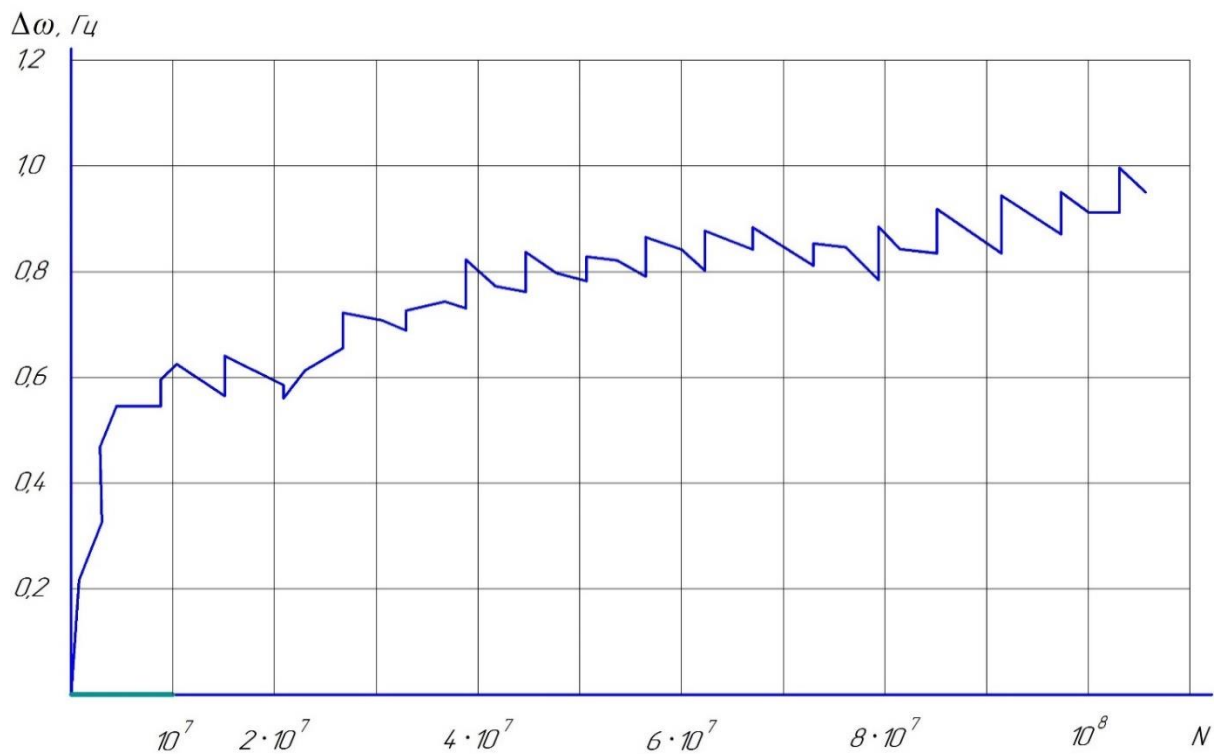
Рис. 5.12. Графическое изображение: *а* – изменения частоты колебаний образца; *б* – отклонение частоты колебаний образца в зависимости от количества циклов нагружения. Режим ТО: 3+С 550°С, начальная частота  $\omega = 198,72$  Гц, нагрузка  $\sigma = 670$  МПа

На рис. 5.12 представлены частотные характеристики образца из первой партии, работавшего при нагрузке 670 МПа. Максимальное изменение частоты за время испытаний составило 0,75 Гц. Наиболее интенсивно частота изменялась при первых 10 млн циклов нагружения, за это время частота изменилась на 0,54 Гц. За последующие 35 млн циклов отклонение частоты ( $\Delta\omega$ ) составило 0,21 Гц.

На рис. 5.13 представлены частотные характеристики образца из второй партии, работавшего при нагрузке 570 МПа. Максимальное изменение частоты за время испытаний составило 0,95 Гц. За контрольное число циклов 50 млн отклонение частоты ( $\Delta\omega$ ) составило 0,82 Гц. Здесь также наиболее интенсивное изменение частоты было за первые 10 млн циклов – 0,6 Гц. За последующие 40 млн циклов отклонение частоты ( $\Delta\omega$ ) составило 0,22 Гц.



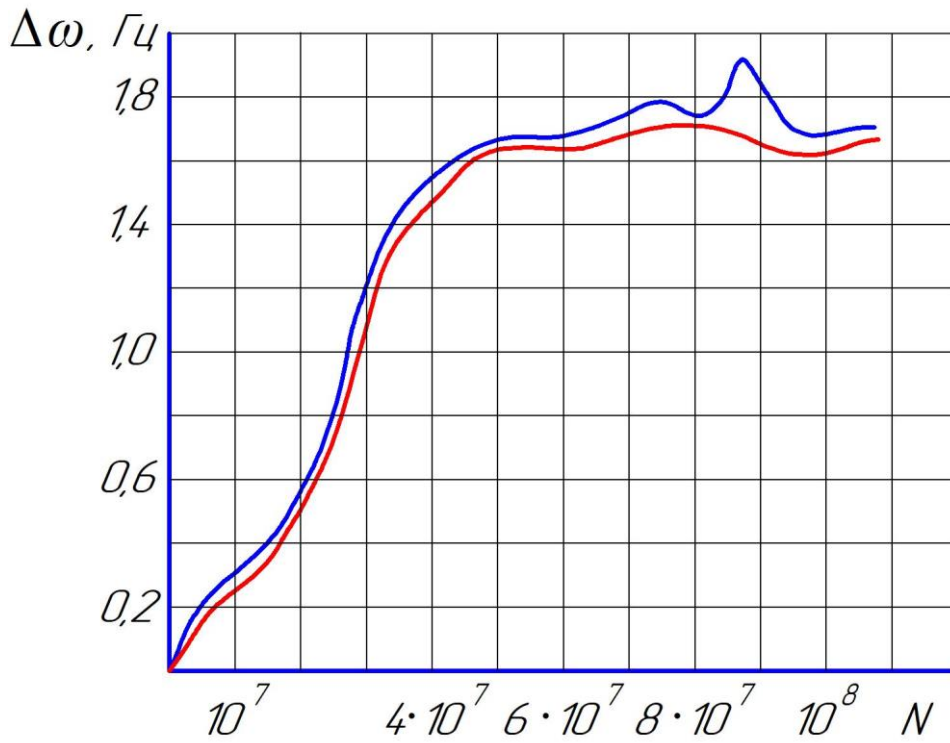
а



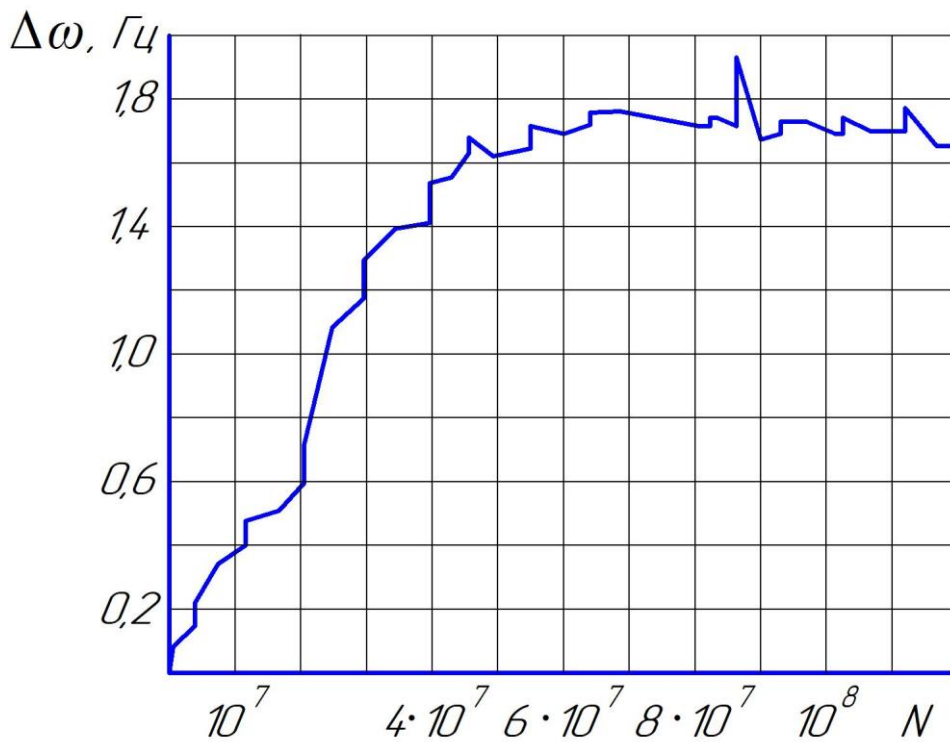
б

Рис. 5.13. Графическое изображение: а – изменения частоты колебаний образца; б – отклонение частоты колебаний образца в зависимости от количества циклов нагружения. Режим ТО: 3+С 525°С, начальная частота  $\omega = 205,62$  Гц, нагрузка  $\sigma = 570$  МПа





а



б

Рис. 5.14. Графическое изображение: *а* – изменения частоты колебаний образца; *б* – отклонение частоты колебаний образца в зависимости от количества циклов нагружения. Режим ТО: 3+С 500°С, начальная частота  $\omega = 196,49$  Гц, нагрузка  $\sigma = 420$  МПа

На рис. 5.14 представлены частотные характеристики образца из третьей партии, работавшего при напряжении 420 МПа. Максимальное изменение частоты за время испытаний составило 1,7 Гц. За контрольное число циклов 50 млн отклонение частоты ( $\Delta\omega$ ) составило 1,65 Гц. В отличие от образцов первых двух партий характер изменения частоты этого образца третьей партии был более равномерным.

На рис. 5.15-5.19, б показаны частотные характеристики стали 6ХС в виде одной ломаной линии. Вертикальные скачки соответствуют изменению частоты после ночного перерыва испытаний. Наклонные линии показывают ход суточного изменения частоты по мере увеличения числа циклов работы.

На рис. 5.15,а и 5.15,б, а также на рис. 5.16 представлены частотные характеристики двух образцов стали 6ХС из первой партии (табл. 5.2). Образец №1 (рис. 5.15) работал при напряжении 670 МПа. Максимальное изменение частоты за время испытаний составило 1,5 Гц. За контрольное число циклов 50 млн отклонение частоты ( $\Delta\omega$ ) составил 1,2 Гц. Наибольшее изменение частоты – 0,8 Гц наблюдалась за первые 10 млн циклов. Образец №2 (рис. 5.16) работал при напряжении 760 МПа. Отклонение частоты ( $\Delta\omega$ ) за 50 млн циклов – 1,30 Гц.

На рис. 5.17. представлены частотные характеристики двух образцов из второй партии. Образец (рис. 5.17,а) работал при напряжении 700 МПа. Максимальное изменение частоты за время испытаний составило 1,1 Гц. За контрольное число циклов 50 млн отклонение частоты ( $\Delta\omega$ ) составило 0,9 Гц. Образец (рис. 5.17,б) работал при напряжении 735 МПа. Отклонение частоты ( $\Delta\omega$ ) за 50 млн циклов – 0,7 Гц. У образца (рис. 5.17,а) 50% изменения частоты ложится на первые 10 млн циклов, у образца (рис. 5.17,б) изменение частоты было более равномерным.

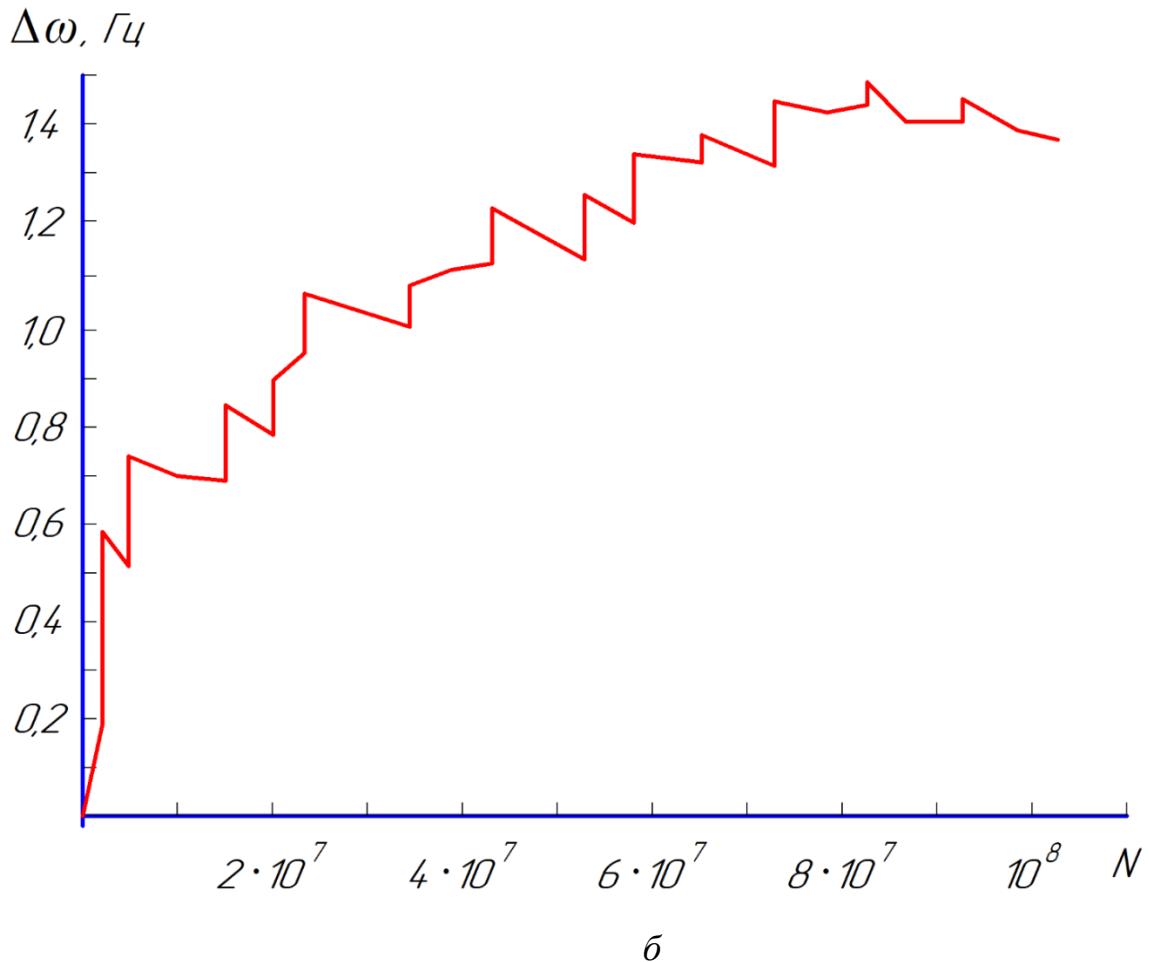
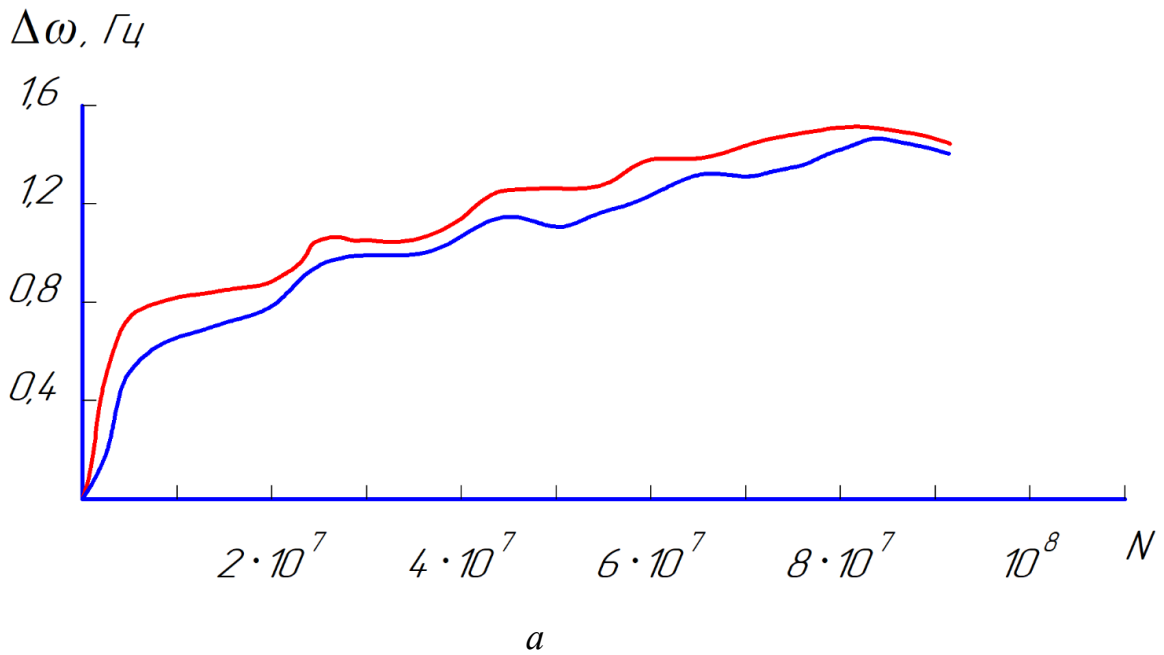


Рис. 5.15. Графическое изображение: *a* – изменения частоты колебаний образца; *б* – отклонение частоты колебаний образца в зависимости от количества циклов нагружения. Режим ТО: З+О 600°C, начальная частота  $\omega = 215,89$  Гц, нагрузка  $\sigma = 670$  МПа

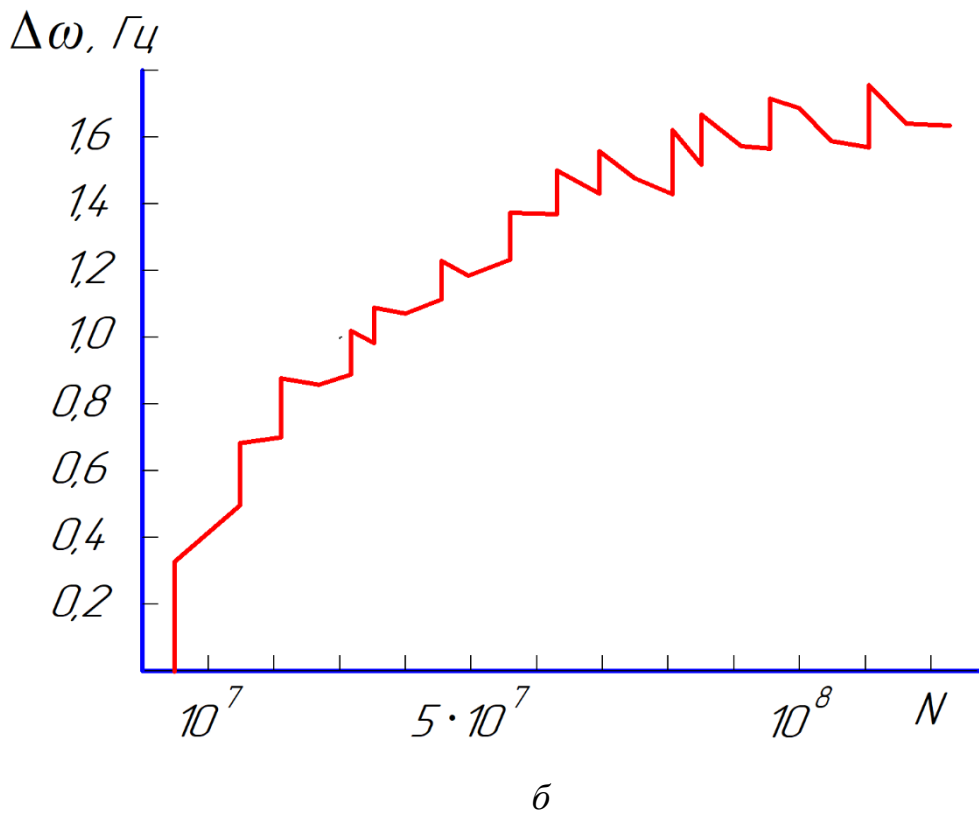
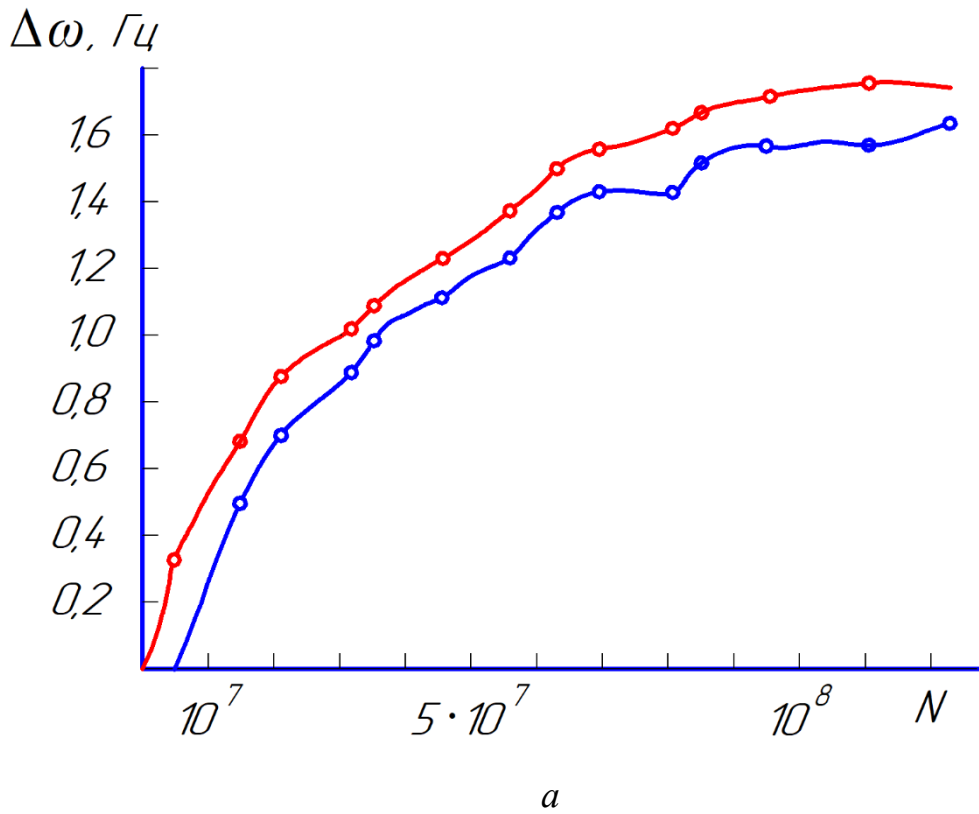


Рис. 5.16. Графическое изображение: *a* – изменения частоты колебаний образца; *б* – отклонение частоты колебаний образца в зависимости от количества циклов нагружения. Режим ТО: 3+0 600°C, начальная частота  $\omega = 216,8$  Гц, нагрузка  $\sigma = 760$  МПа

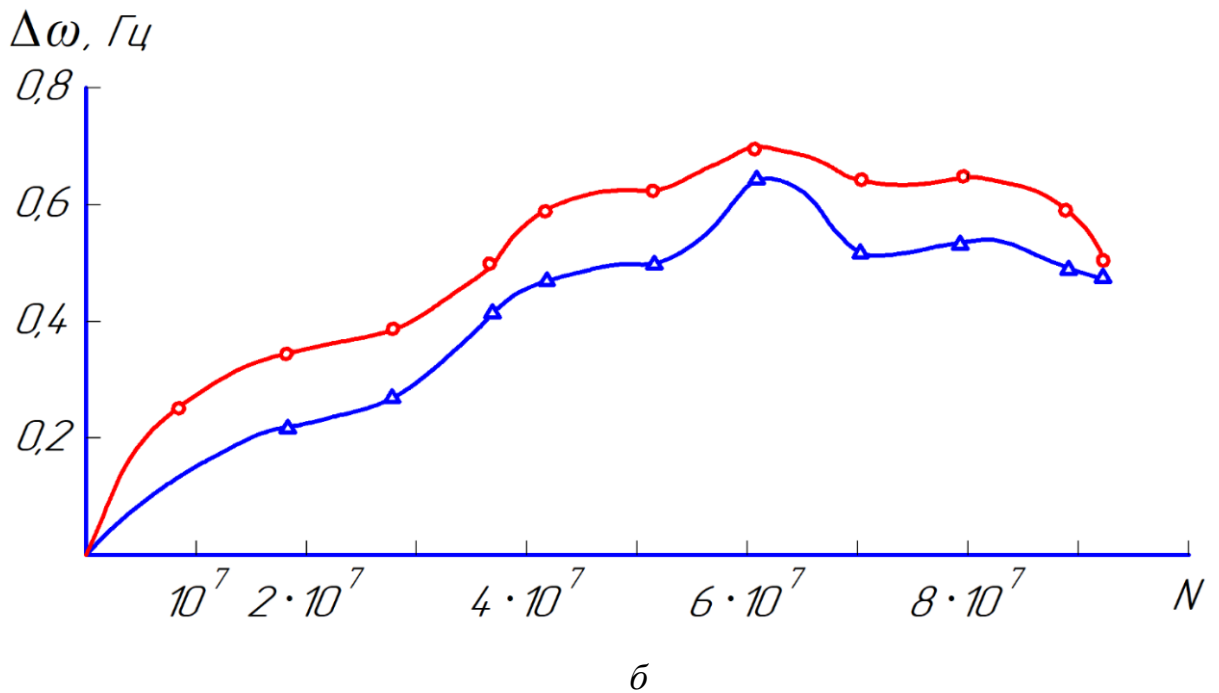
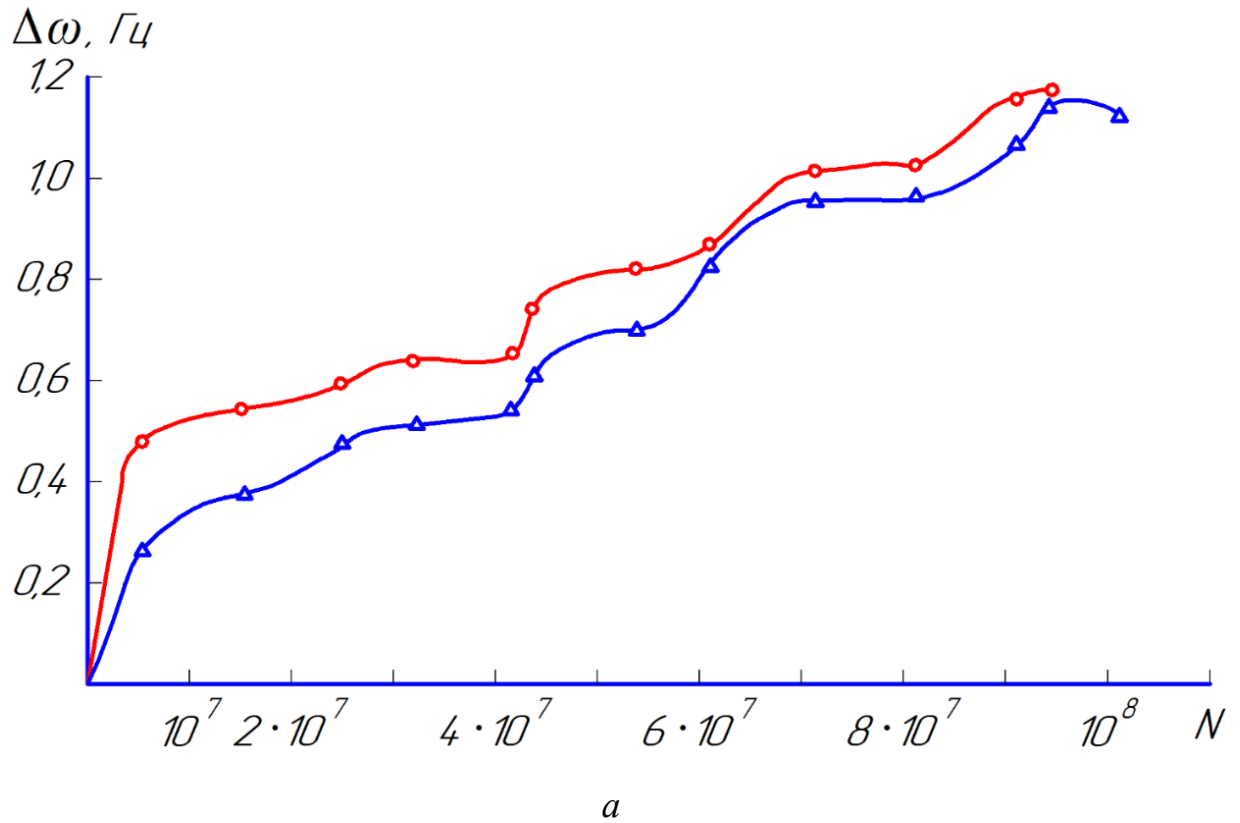


Рис. 5.17. Графическое изображение изменения частоты колебаний образца в зависимости от количества циклов нагружения. Режим ТО: З+О 550°C: а – начальная частота  $\omega = 217,38$  Гц, нагрузка  $\sigma = 700$  МПа; б – начальная частота  $\omega = 216,12$  Гц, нагрузка  $\sigma = 735$  МПа

На рис. 5.18 представлены частотные характеристики образца из третьей партии, работавшего при напряжении 725 МПа. Изменение частоты за 50 млн циклов – 1,4 Гц.

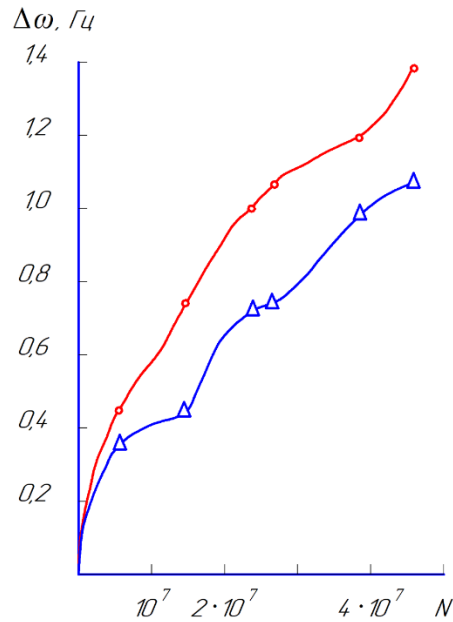


Рис. 5.18. Графическое изображение изменения частоты колебаний образца в зависимости от количества циклов нагружения. Режим ТО: 3+О 150+370°C, начальная частота  $\omega = 213,58$  Гц, нагрузка  $\sigma = 725$  МПа

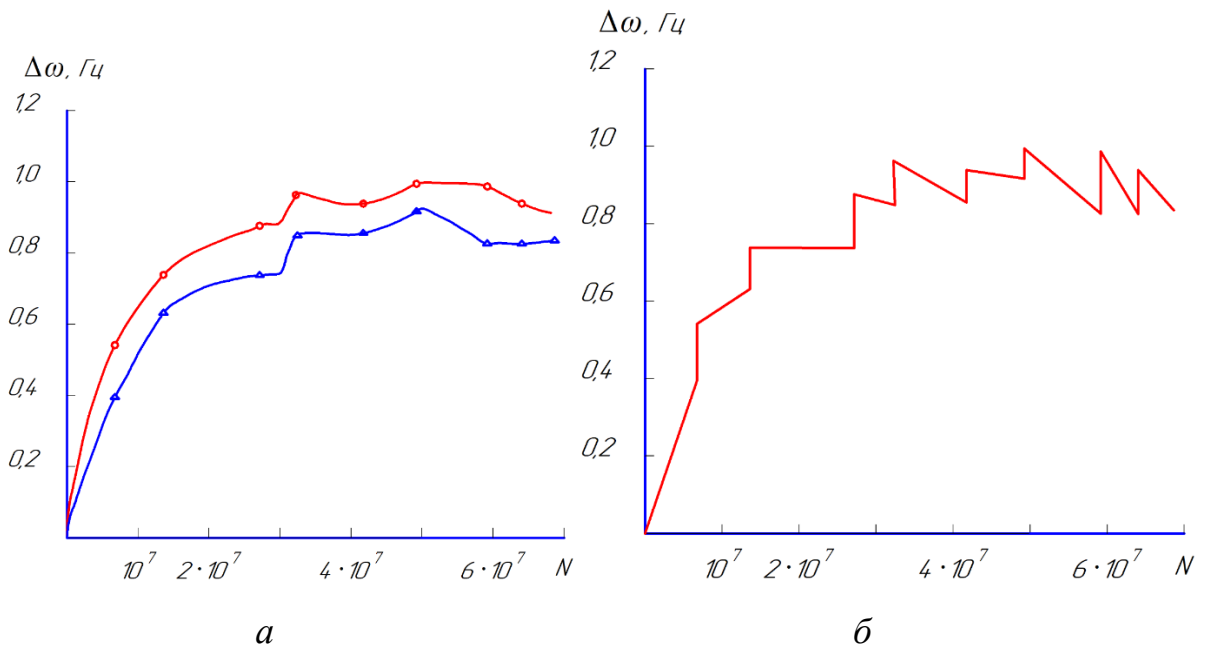


Рис. 5.19. Графическое изображение: а – изменения частоты колебаний образца; б – отклонение частоты колебаний образца в зависимости от количества циклов нагружения. Режим ТО: 3+О 370°C, начальная частота  $\omega = 218,44$  Гц, нагрузка  $\sigma = 870$  МПа

На рис. 5.19 представлены частотные характеристики образца из четвертой партии, работавшего при напряжении 870 МПа. Изменение частоты за 50 млн циклов – 1 Гц. Наибольшее изменение 0,65 Гц наблюдалось за первые 10 млн циклов.

Таким образом, наибольшее отклонение частоты (в сторону увеличения) за 50 млн циклов для стали 6ХС при различной термообработке составил:

Для партии I  $\Delta\omega = 1,2$  Гц (температура отпуска 600°C);

Для партии II  $\Delta\omega = 0,9$  Гц (температура отпуска 550°C);

Для партии III  $\Delta\omega = 1,4$  Гц (температура отпуска 150 + 370°C);

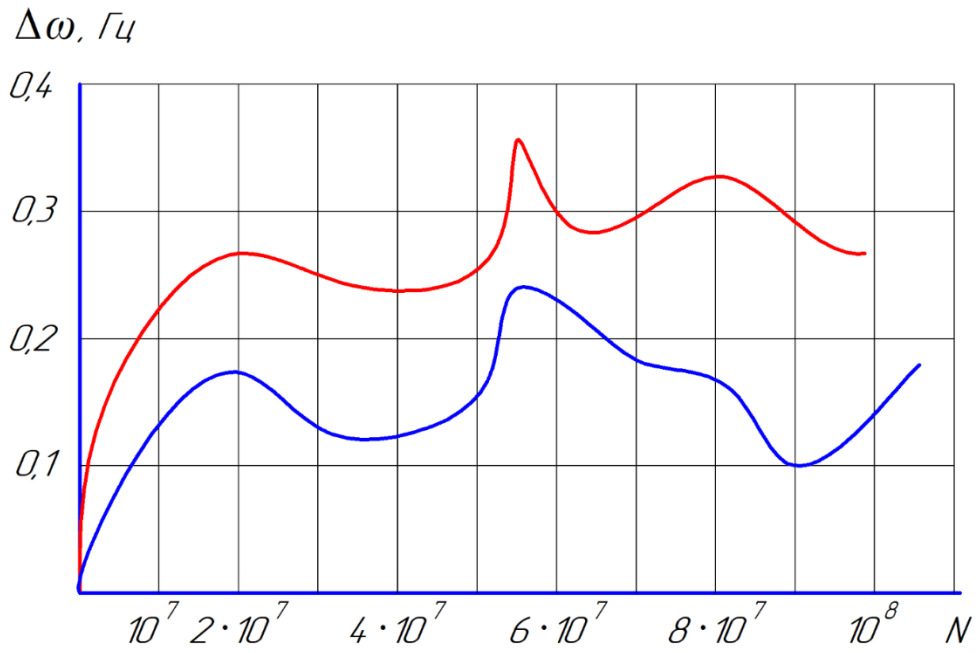
Для партии IV  $\Delta\omega = 1,0$  Гц (температура отпуска 370°C).

На рис. 5.20-5.21 показаны результаты испытаний титанового сплава ВТЗ-1. На рис. 5.20, б показаны частотные характеристики в виде одной ломаной линии. Вертикальные скачки соответствуют изменению частоты после ночного перерыва испытаний. Наклонные линии показывают ход суточного изменения частоты по мере увеличения числа циклов работы.

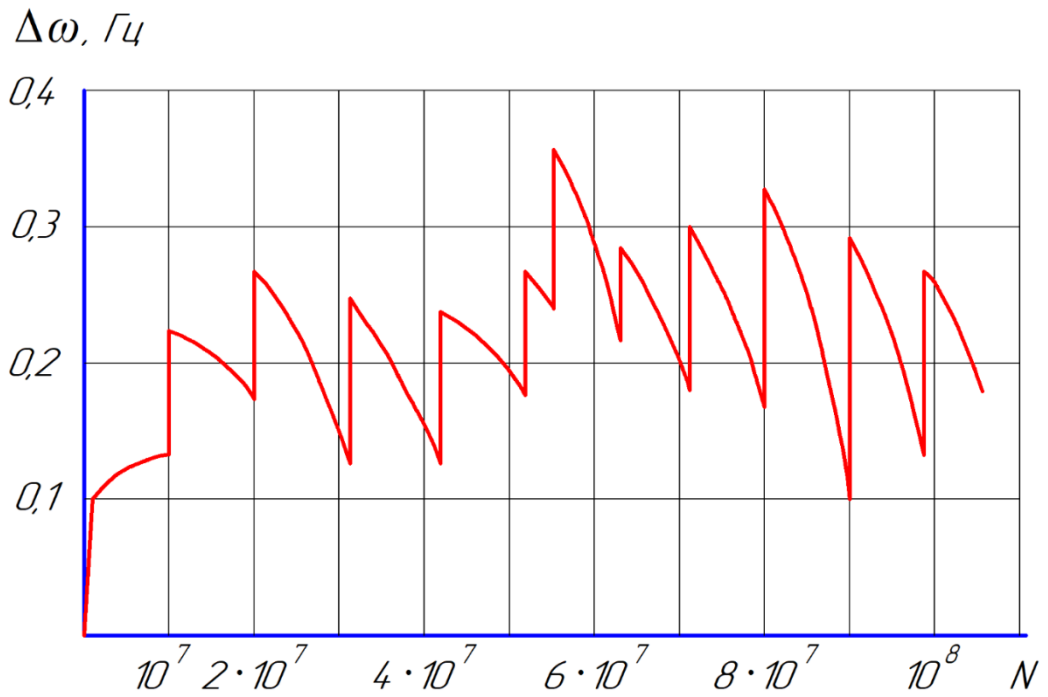
На рис. 5.20 и 5.21 представлены частотные характеристики двух образцов из титанового сплава ВТЗ-1 при нагрузках, близких к пределу усталости.

Для образца (рис. 5.20), работавшего при напряжении 550 МПа, общее отклонение частоты составило 0,27 Гц. Эта же цифра соответствует отклонению частоты за контрольное число циклов 50 млн. Но наибольший отклонение частоты 0,36 Гц наблюдали примерно в середине общего времени работы. Наиболее интенсивно частота изменялась за первые 10 млн циклов.

Для образца (рис. 5.21), работавшего при напряжении 630 МПа, общее отклонение частоты составило 0,34 Гц. За контрольное число циклов 50 млн отклонение частоты – 0,32 Гц. Более значительных изменений частоты в промежуточных точках не наблюдалась. Также наиболее интенсивно частота изменялась за первые 10 млн циклов.



а



б

Рис. 5.20. Графическое изображение: *а* – изменения частоты колебаний образца; *б* – отклонение частоты колебаний образца в зависимости от количества циклов нагружения; начальная частота  $\omega = 231,28$  Гц, нагрузка  $\sigma = 550$  МПа



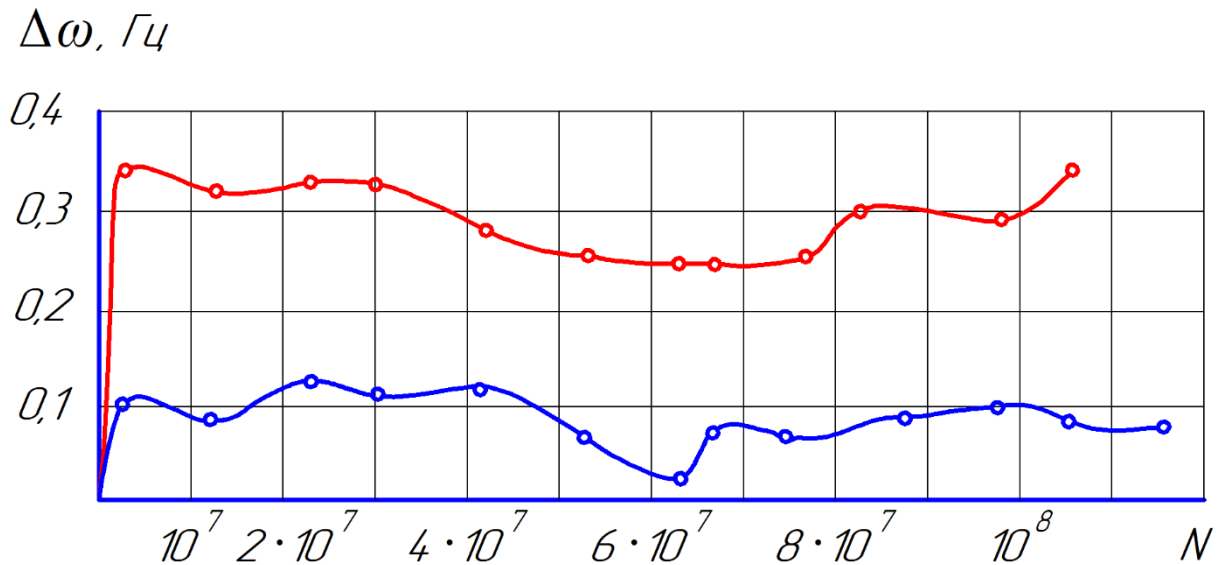


Рис. 5.21. Графическое изображение отклонений частоты колебаний образца в зависимости от количества циклов нагружения; начальная частота  $\omega = 236,9$  Гц, нагрузка  $\sigma = 630$  МПа

Можно отметить следующую особенность поведения титанового сплава: отклонение частоты небольшое – 0,36 Гц; изменение частоты при остановке на ночь – 0,1 Гц.

Сущность природы изменения частоты в процессе циклических испытаний и после остановок теоретически можно объяснить, задействовав атомный механизм разрушения и пластической деформации.

Процесс усталости металлов и сплавов происходит путем постепенного накопления повреждений. Повреждения возникают за счет прохождения пластической деформации, которая связана с изменениями атомно-кристаллической решетки материала. Такие изменения происходят под действием прикладываемых циклических нагрузок и сопровождаются перестроением и передвижением атомов и дефектов кристаллического строения, как одномерных точечных, в виде отдельных атомов, так и двумерных линейных – дислокации и дисклинации, которые стремятся занять более равновесное положение в структуре металла. Четкое пространственное расположение атомов в кристаллической решетке и их высокая плотность не позволяет закрепляться в объеме материала дефектам при воздействии

различного рода нагрузок, поэтому дислокации выходят на поверхность, образуя выступы и впадины в виде экструзий и энтрुзий в зонах локализации деформации, что в конечном итоге определяет усталостные характеристики. Дислокации в поверхностных слоях двигаются более свободно при низких напряжениях, чем глубинные дислокации. Это связано с тем, что окружение атома или частицы, находящейся на поверхности объекта, имеет значительно более низкую симметрию по сравнению с атомом внутри тела вследствие неуравновешенности со стороны окружающей среды. На характер такого движения существенным образом влияет вид и частота циклического нагружения. При испытаниях материалов по схеме консольного поперечного изгиба в одной плоскости наибольшее растяжение-сжатие происходит в слое материала на поверхности образцов, сопровождаемое местной пластической деформацией, а внутренние объемы деформируются упруго в виде сильной кривизны кристаллических решеток, обусловленных силами межатомных связей и оказывающих согласованное влияние на поверхностную локальную деформацию. При циклическом нагружении напряжения возрастают и убывают со скоростью, которая регламентируется частотой нагружения. В нашем случае, частота нагружения задается частотой собственных колебаний образца, которая зависит как от самой геометрической формы образца, так и упругости материала из которого сделан этот образец, что в целом определяет жесткость этой системы. Упругость любого материала заложена физической природой и основана на силе межатомного взаимодействия, а атомы в свою очередь так же совершают колебания относительно положений равновесия – узлов решетки.

Совокупность изложенных факторов может принимать любую конфигурацию в реальном материале, что в общем виде можно рассмотреть, как конкуренцию процессов упрочнения-разупрочнения материала, в процессе приложения внешней нагрузки. Упрочнение характеризуется снижением частоты собственных колебаний, разупрочнение – ростом. При этом необходимо иметь в виду что, при циклическом нагружении скорость

нарастания и убывания напряжений, а также время нахождения под нагрузкой, определяется частотой циклов, что приводит к различию в искажениях кристаллической решетки и степени локализации деформации на поверхности образца.

В случае длительной остановки (как у нас на ночь) при циклических испытаниях происходит возврат в структуре материала:

- в объеме материала снижаются искажения в кристаллической решетке за счет межатомных сил;

- на поверхности и в поверхностном слое (по Ивановой В. С. такой слой равен от 5-ти периодов решетки до размеров нескольких зерен) происходит перегруппировка всех типов дефектов, нередко сопровождаемая дроблением зерен на фрагменты и блоки и их поворотами.

Таким образом, перерыв в испытаниях приводит к росту частоты, за счет отдыха, а последующее циклическое нагружение для образцов данной марки стали приводит к отклонению частоты в сторону увеличения или снижения и динамике такого изменения за счет процессов упрочнения-разупрочнения на разных структурных уровнях: микро (изменения атомно-кристаллической решетки и движения дислокаций), мезо (локальная деформация в поверхностном слое), макроуровень в виде трещин в данном анализе не затрагиваем, т.к. при образовании и старт магистральной трещины сопровождается резким скачком частоты собственных колебаний, что в целях данного исследования неприемлемо.

#### **5.4. Анализ изменения частоты циклов нагружения материалов в истинных координатах**

В пункте 5.3 представленной работы описание и анализ изменения частоты от долговечности проводили представив  $\Delta\omega = f(N)$  в обычных координатах (рис. 5.12-5.21). В данном разделе перестроив зависимости  $\Delta\omega = f(N)$  в истинных координатах, т.е. в двойных логарифмических, получили

графики, представленные на рисунках (5.22-5.37). В результате такого перестроения получили спрямленные графики (прямые с изломами).

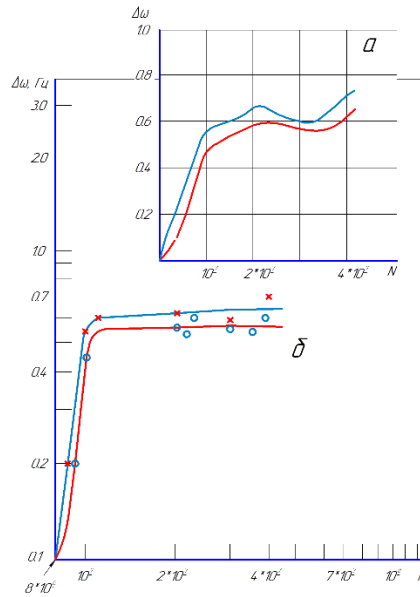


Рис. 5.22. Графическое изображение частотных характеристик стали 03Н18КМ5Т-Эл: *a* – изменения частоты колебаний образца; *б* – зависимости  $\Delta\omega = f(N)$  в истинных координатах; Режим ТО: 3+С 550°C, начальная частота  $\omega_0 = 198,72$  Гц, действующее напряжение  $\sigma = 670$  МПа

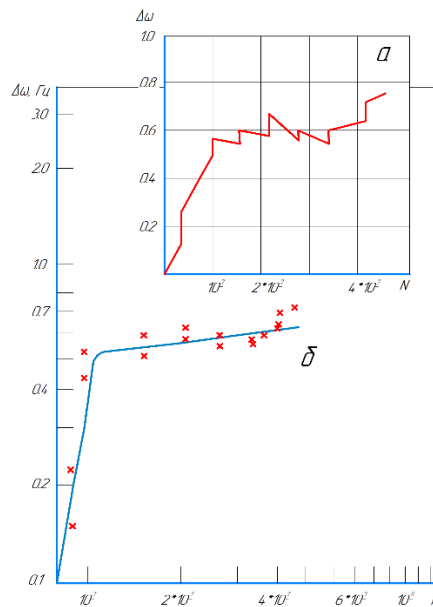


Рис. 5.23. Графическое изображение частотных характеристик стали 03Н18КМ5Т-Эл: *a* – отклонение частоты колебаний образца в зависимости от количества циклов нагружения; *б* – зависимости  $\Delta\omega = f(N)$  в истинных координатах; Режим ТО: 3+С 550°C, начальная частота  $\omega_0 = 198,72$  Гц, действующее напряжение  $\sigma = 670$  МПа

Зависимость  $\Delta\omega = f(N)$  стали 03Н18КМ5Т-Эл после закалки и отпуска при 550°C имеет вид двух прямых с изломом в районе долговечности около  $10^7$  циклов (рис. 5.22). До  $10^7$  циклов прямая имеет крутой наклон, что говорит об области интенсивного упрочнения на сравнительно небольшой базе. Прямая после излома имеет небольшой наклон, по крайней мере значительно меньше наклона первой прямой, которая располагается до излома. Небольшой наклон свидетельствует об умеренном упрочнении материала, т.е. сталь набирает циклы долговечности не разрушаясь, выйдя как бы на участок «стабилизации». Изменение частоты нарастает медленно, материал работает стабильно, упрочнение – разупрочнение относительно значительно менее интенсивное.

Для сравнения даны два графика одного и того же материала (5.22, 5.23) в истинных координатах и в обычных (на этих рисунках, кривые *a*) с рис. 5.12. Графики практически идентичны. Далее будем рассматривать полученные зависимости только в истинных координатах, чтобы не перегружать графическое изображение. Анализируя поведение стали 03Н18КМ5Т-Эл после закалки и отпуска 525°C можно сказать (рис. 5.24, 5.25), что в общем картина похожая с предыдущими 2 графиками (рис. 5.22, 5.23), т.е. быстрое упрочнение на базе  $10^7$  циклов, и даже раньше, излом и неинтенсивное упрочнение на втором участке. Здесь испытания проводились до  $10^8$  циклов. Надо заметить, что после набора долговечности  $\sim 4 \cdot 10^7$  проявился еще один излом (слабо). После этого излома упрочнение – разупрочнение пошло еще менее интенсивно (рис. 5.24, 5.25).

Даже проводились испытания той же стали 03Н18КМ5Т-Эл после закалки и отпуска при 500°C (рис. 5.26, 5.27). Имеется тот левый крутой участок упрочнения на базе  $10^7$  циклов. Далее после излома наметился еще один маленький участок с менее интенсивным упрочнением, продолжавшийся всего до  $\sim 1.5 \cdot 10^7$  циклов. Снова излом, и идет крутой участок, т.е. с весьма интенсивным упрочнением достигая базы  $\sim 4 \cdot 10^7$  циклов. Здесь опять излом,

и наблюдается участок с менее сильным упрочнением. Испытания шли до достижения базы  $10^8$  циклов (рис. 5.26, 5.27).

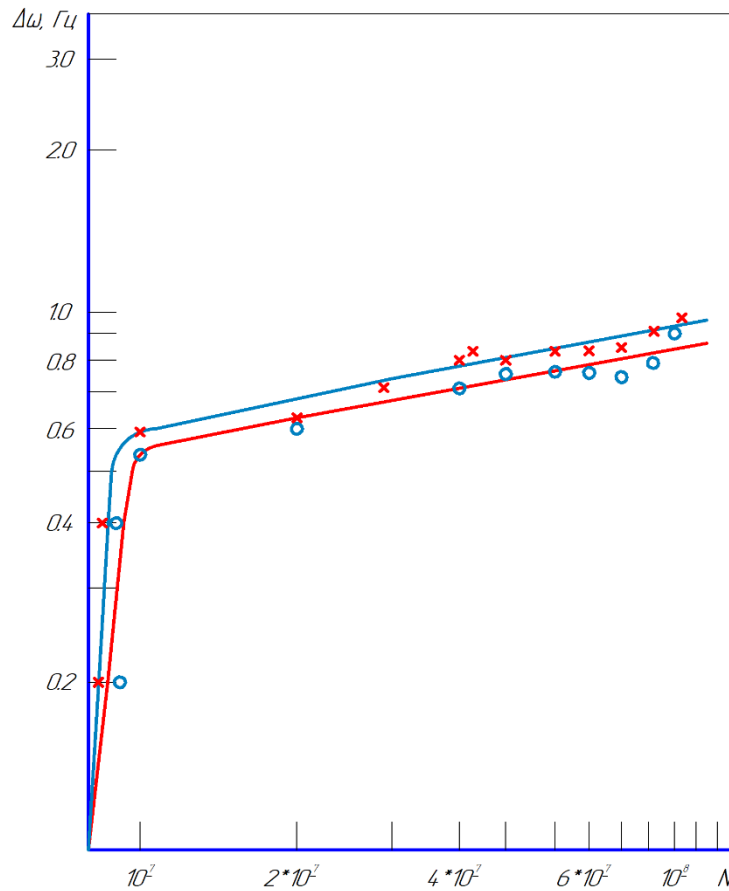


Рис. 5.24. Графическое изображение изменения частоты колебаний образца из стали 03Н18КМ5Т-Эл: Режим ТО: 3+С 525°C, начальная частота  $\omega_0 = 205,62$  Гц, действующее напряжение  $\sigma = 570$  МПа

Надо отметить, что при всех термообработках сталь 03Н18КМ5Т-Эл показала интенсивное упрочнение на базе  $10^7$  циклов. База  $4 \cdot 10^7$  является ей граничной. Отпуск при 500°C дал промежуточный участок, надо отметить, что крутой, т.е. от  $1.5 \cdot 10^7$  до  $4 \cdot 10^7$  циклов идет повторное интенсивное упрочнение материала. Стабилизация упрочнения наблюдается после достижения долговечности равной  $4 \cdot 10^7$  циклов. Стабилизация упрочнения — это тот фактор, который положен во главу угла. Только при выраженном длительном стабильном неинтенсивном упрочнении ограниченного ресурса детали или конструкции.

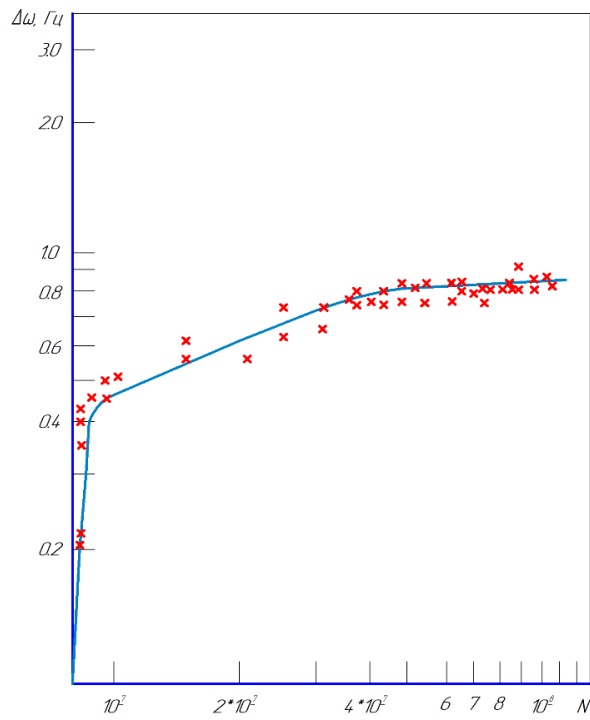


Рис. 5.25. Графическое изображение отклонения частоты колебаний образца из стали 03Н18КМ5Т-Эл: Режим ТО: 3+С 525°С, начальная частота  $\omega_0 = 205,62$  Гц, действующее напряжение  $\sigma = 570$  МПа

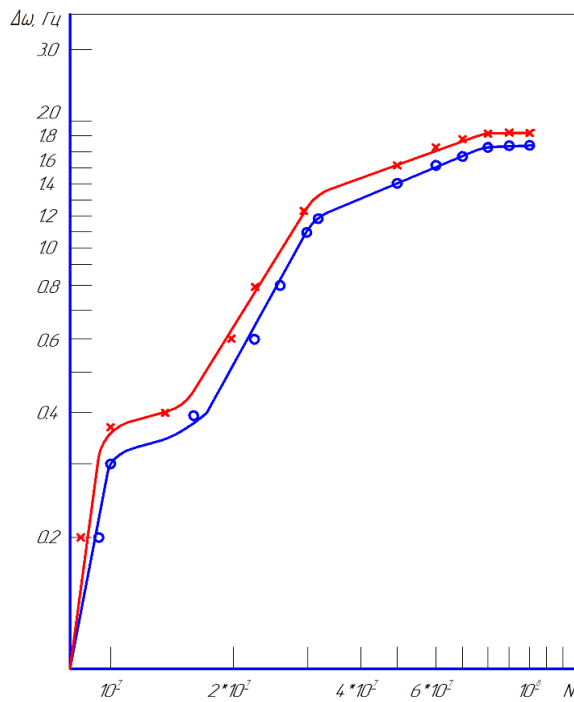


Рис. 5.26. Графическое изображение изменения частоты колебаний образца из стали 03Н18КМ5Т-Эл: Режим ТО: 3+С 500°С, начальная частота  $\omega_0 = 196,46$  Гц, действующее напряжение  $\sigma = 420$  МПа

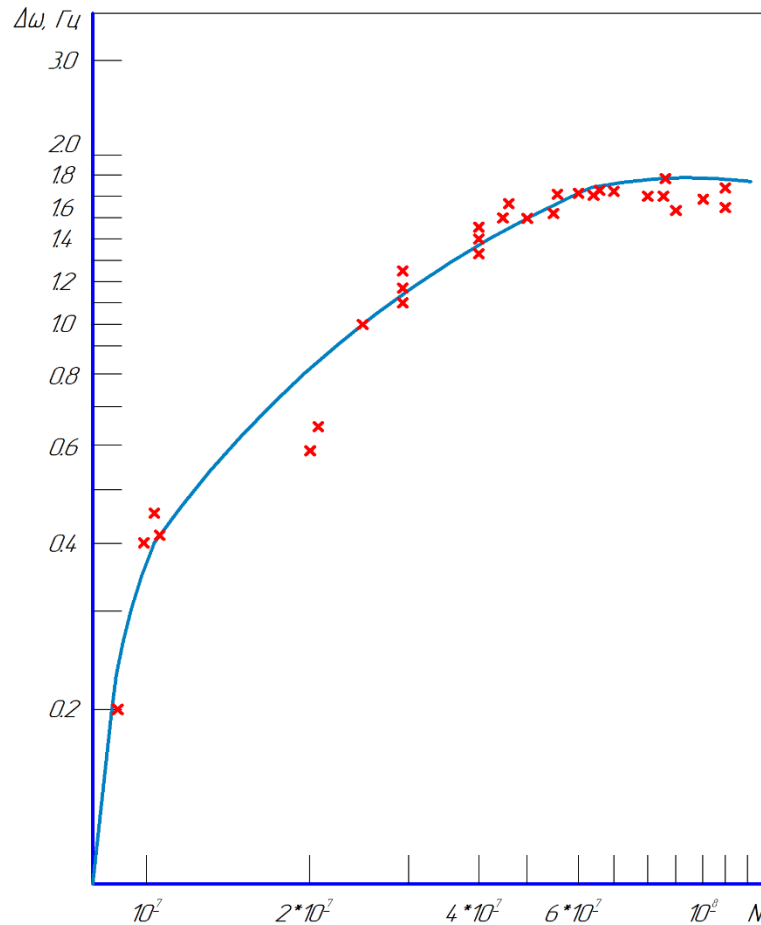


Рис. 5.27. Графическое изображение отклонения частоты колебаний образца из стали 03Н18КМ5Т-Эл: Режим ТО: 3+С 500°С, начальная частота  $\omega_0 = 196,49$  Гц, действующее напряжение  $\sigma = 420$  МПа

Рассмотрим поведение титана ВТЗ-1 (рис. 5.28, 5.29). Здесь картина ясней и определённой. Мы имеем быстрое упрочнение на базе  $10^7$  циклов и ранее (рис. 5.29), и далее идет медленное неинтенсивное упрочнение, при более низкой начальной частоте и более низком напряжении (рис. 5.28). Этот медленный процесс идет до базы  $10^8$  циклов нагружения, т.е. до заданной техническим заданием базы. Во втором случае ( $\omega_0$  более высокая и  $\sigma$  тоже) (рис. 5.29) мы имеем быстрое упрочнение и далее длительный участок до ( $10^8$  циклов нагружения) упрочнения – разупрочнения, едва-ли не параллельной оси долговечности. В принципе это почти идеальный случай для назначения ограниченного ресурса детали или конструкции.



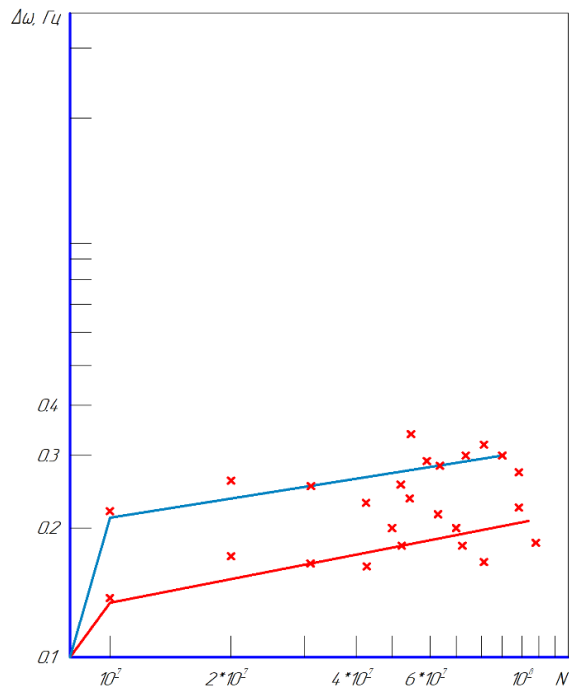


Рис. 5.28. Графическое изображение изменения частоты колебаний образца из титанового сплава ВТЗ-1: начальная частота  $\omega_0 = 231,28$  Гц, действующее напряжение  $\sigma = 550$  МПа

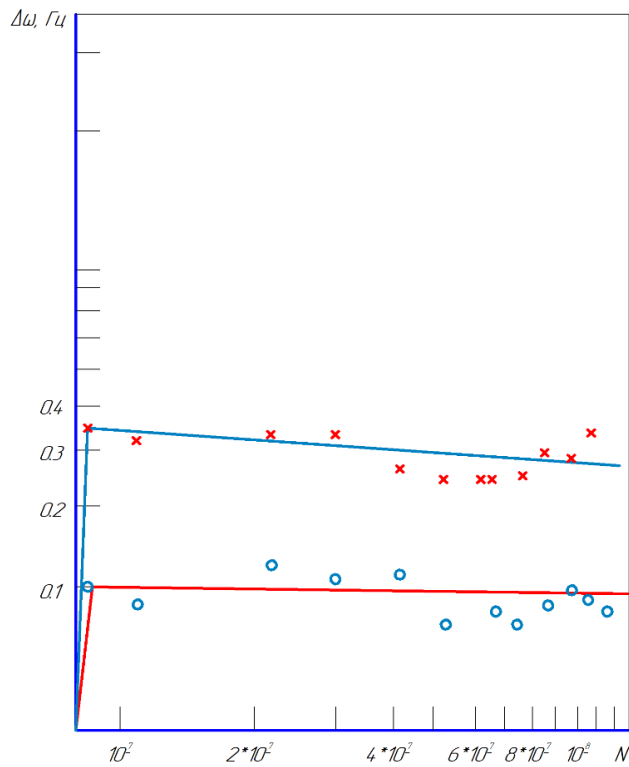


Рис. 5.29. Графическое изображение изменения частоты колебаний образца из титанового сплава ВТЗ-1: начальная частота  $\omega_0 = 236,9$  Гц, действующее напряжение  $\sigma = 630$  МПа

Далее рассмотрим поведения стали 6ХС после закалки и различными температурами отпуска (рис. 5.30÷5.37). Испытанная сталь 6ХС после отпуска при 600°C сильно напоминает своим поведением сталь 03Н18КМ5Т-Эл, а именно наблюдается сильное упрочнение на базе менее  $10^7$  циклов, затем излом и идет длительный участок с менее интенсивным упрочнением (рис. 5.30, 5.31). Собственно та картина наблюдается у стали 6ХС, отпущенной тоже при 600°C, но испытанной при более высоких начальной частоте и напряжении (рис. 5.32). Сталь 6ХС, отпущенная при 500°C отличается в поведении тем, что более пологий участок в сущности не имеет постоянного наклона, что свидетельствует о нестабильности упрочнения (рис. 5.33, 5.34). Отпуск стали 6ХС при 150+370°C (двойной) не дал нужных результатов (рис. 5.35). И только отпуск стали 6ХС при 370°C дал необходимый результат (рис. 5.36, 5.37). Здесь наблюдается быстрое упрочнение на базе  $\sim 10^7$  циклов, излом и медленное стабильное упрочнение материала. Мы достигаем необходимого результата, о котором уже было сказано выше.

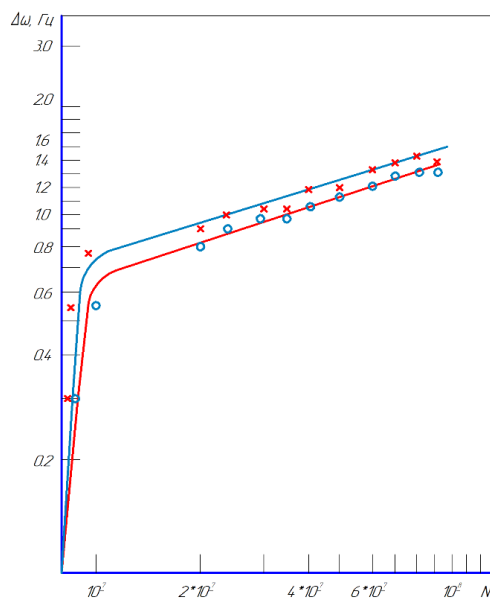


Рис. 5.30. Графическое изображение изменения частоты колебаний образца из стали 6ХС: Режим ТО: З+О 600°C, начальная частота  $\omega_0 = 215,89$  Гц, действующее напряжение  $\sigma = 670$  МПа

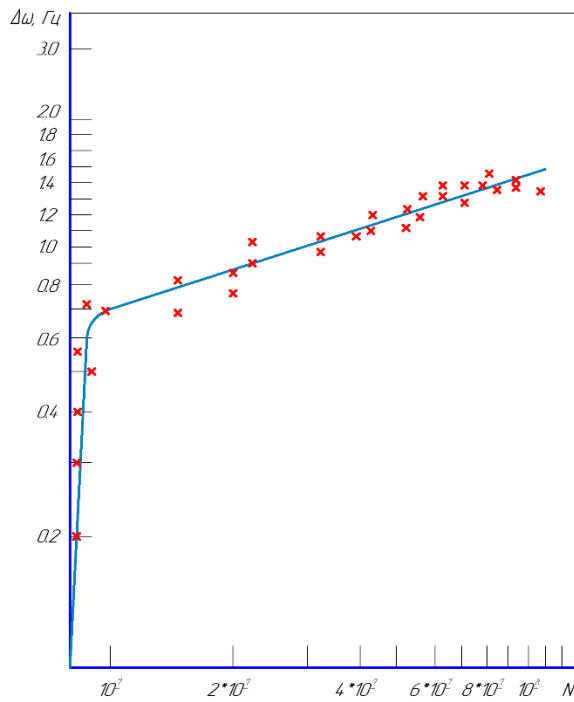


Рис. 5.31. Графическое изображение отклонения частоты колебаний образца из стали 6ХС: Режим ТО: 3+О 600°C, начальная частота  $\omega_0 = 215,89$  Гц, действующее напряжение  $\sigma = 670$  МПа

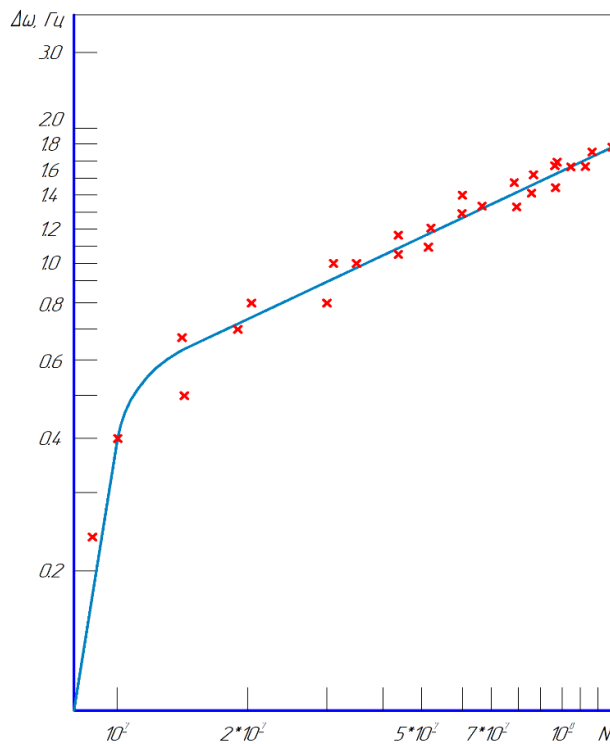


Рис. 5.32. Графическое изображение изменения частоты колебаний образца из стали 6ХС: Режим ТО: 3+О 600°C, начальная частота  $\omega_0 = 216,48$  Гц, действующее напряжение  $\sigma = 760$  МПа

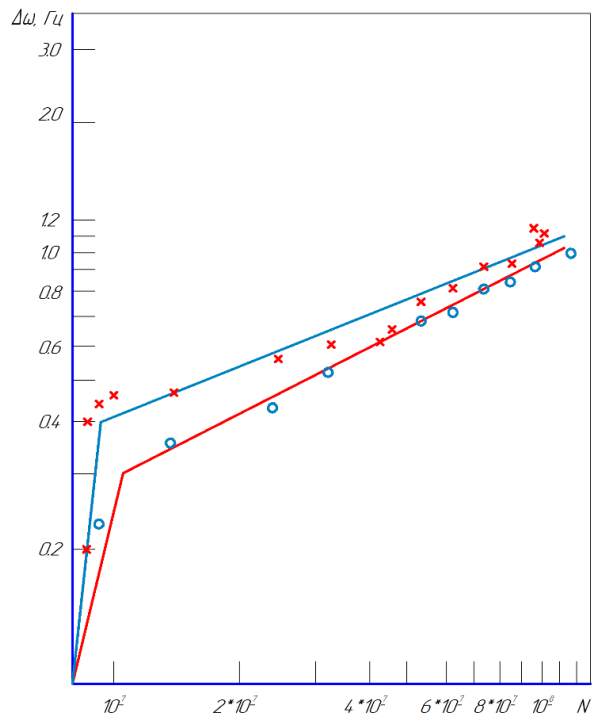


Рис. 5.33. Графическое изображение изменения частоты колебаний образца из стали 6ХС: Режим ТО: 3+О 500°C, начальная частота  $\omega_0 = 217,38$  Гц, действующее напряжение  $\sigma = 700$  МПа

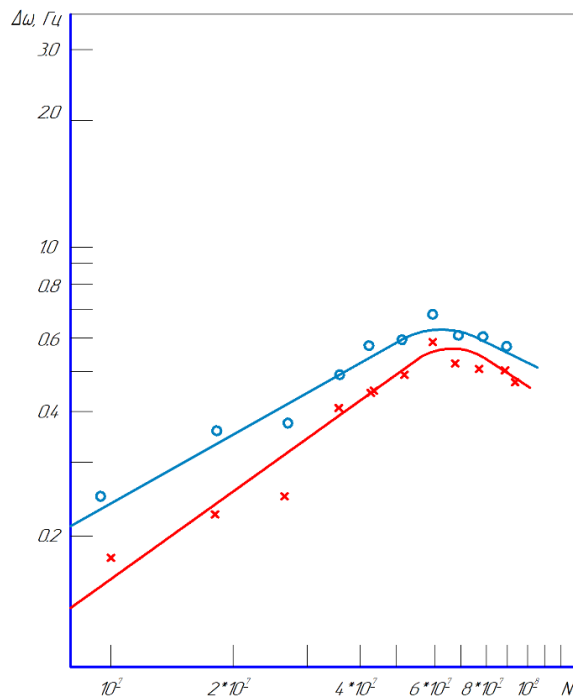


Рис. 5.34. Графическое изображение изменения частоты колебаний образца из стали 6ХС: Режим ТО: 3+О 500°C, начальная частота  $\omega_0 = 216,12$  Гц, действующее напряжение  $\sigma = 735$  МПа

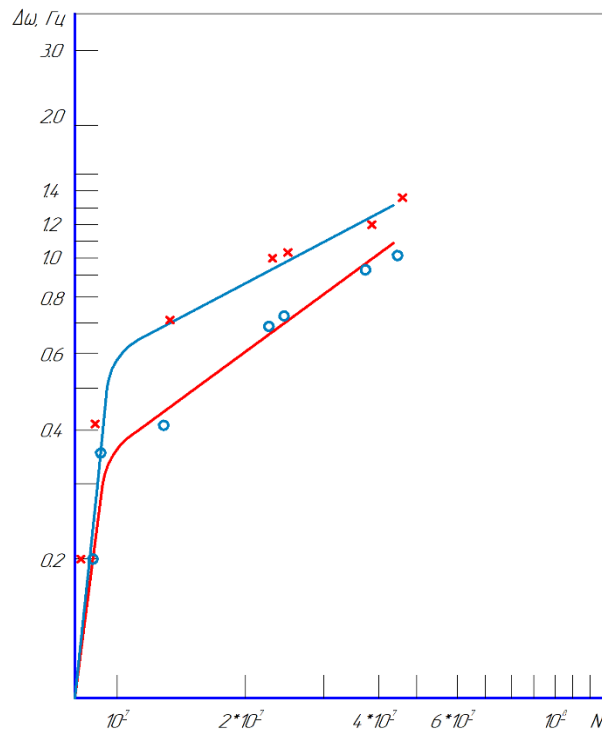


Рис. 5.35. Графическое изображение изменения частоты колебаний образца из стали 6ХС: Режим ТО: 3+ДО 150+370°C, начальная частота  $\omega_0 = 213,58$  Гц, действующее напряжение  $\sigma = 725$  МПа

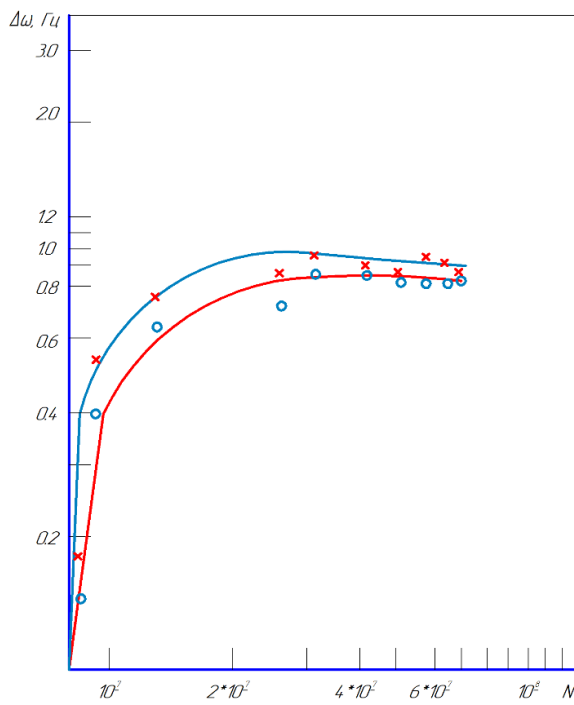


Рис. 5.36. Графическое изображение изменения частоты колебаний образца из стали 6ХС: Режим ТО: 3+О 370°C, начальная частота  $\omega_0 = 218,44$  Гц, действующее напряжение  $\sigma = 870$  МПа

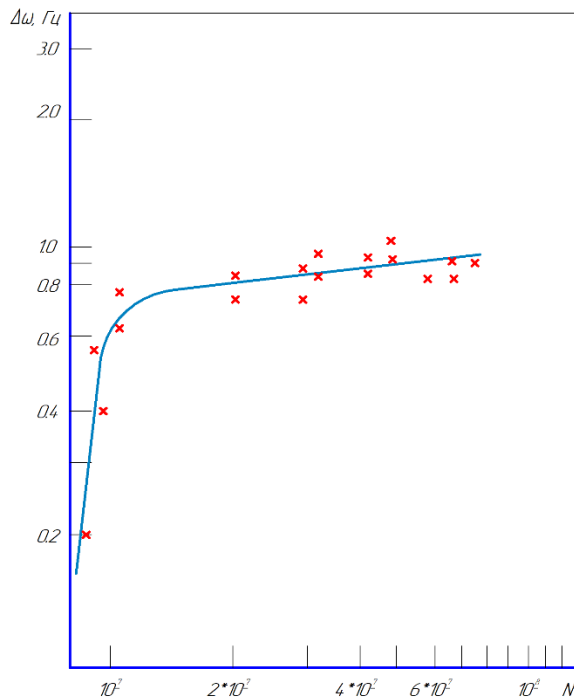


Рис. 5.37. Графическое изображение отклонения частоты колебаний образца из стали 6ХС: Режим ТО: 3+О 370°C, начальная частота  $\omega_0 = 218,44$  Гц, действующее напряжение  $\sigma = 870$  МПа

### 5.5 Влияние перерывов процесса длительных испытаний на параметры усталости и частотной стабильности материалов

В литературе имеются указания на то, что при усталостных испытаниях перерывы приводят к росту числа циклов до разрушения, практически не влияя на величину предела усталости материалов [306-310]. Что касается частотных испытаний, то как видно из результатов данной работы, при частотных испытаниях перерывы влияли на частоту собственных колебаний образцов: при включении утром частота увеличивалась на 0,1 Гц по сравнению с той частотой, которая была зафиксирована при отключении накануне вечером.

Для сравнения были проведены непрерывные испытания двух образцов из титанового сплава ВТЗ-1, результаты которых, показаны в табл. 5.3. Из таблицы видно, что максимальное изменение частоты для образца №1

составил +0,45 Гц, а для образца №2 = -0,09 Гц, т.е. у образца №1 частота непрерывно увеличивалась, а у образца № 2 незначительно уменьшалась.

Таблица 5.3.

Результаты непрерывных испытаний образцов из титанового сплава ВТЗ-1

Образец №1 Напряжение 550 Мпа Начальная частота 231.28 Гц		Образец №2 Напряжение 580 Мпа Начальная частота 238.8 Гц	
Число циклов, млн	Изменение частоты, Гц	Число циклов, млн	Изменение частоты, Гц
1.9	0.13	2	0.01
5.4	0.15	4.5	-0.03
9.5	0.12	5.4	-0.07
12.8	0.22	10.5	-0.06
14.5	0.27	14.8	-0.04
20.3	0.31	19	-0.04
23.1	0.38	23.3	-0.05
24.7	0.37	24.2	-0.07
26.3	0.37	25.9	-0.08
27.2	0.43	26.1	-0.11
29.8	0.42	27.6	-0.1
32.3	0.45	28.6	-0.09
33.5	Разр.*	29.4	Разр.*

\* образец разрушен

Сравнение частотных характеристик, полученных при непрерывных испытаниях, с теми, что получены при испытаниях с перерывами, показало, что при непрерывных испытаниях нет скачков частоты, характерных для остановки на ночь, однако общее отклонение частоты от первоначальной к

концу испытаний примерно одинаковое. Данные испытания еще раз подтвердили высокую частотную стабильность титанового сплава.

## 5.6 Выводы по пятой главе

1. При проведении исследований на усталостную прочность и частотную стабильность при высокочастотном циклическом деформировании конструкционных сплавов получены новые интерпретации результатов частотной стабильности материалов с применением оригинальной электромагнитной установки для испытаний. На частотных характеристиках испытаний материалов, приводимых на графиках изображены две огибающие кривые, одна из которых (верхняя) соответствует частоте в момент включения, а другая (нижняя) частоте в момент отключения после дневной работы. Следовательно, верхняя кривая показывает изменение начальной частоты (частоте включения) а нижняя - изменение конечной частоты (частоты отключения). Суточные изменения частоты при наработке циклов лежат в области, ограниченной этими двумя кривыми. Показаны частотные характеристики в виде одной ломаной линии. Вертикальные скачки соответствуют изменению частоты после ночного перерыва испытаний. Наклонные линии показывают ход суточного изменения частоты по мере увеличения числа циклов работы.

2. В ходе проведенных исследований матренично-старееющей стали 03Н18КМ5Т-Эл на усталость и частотную стабильность установлено, что наибольшую долговечность показали образцы первой партии, подвергнутые режиму ТО: 3+О 550°С. Они имеют более высокий предел выносливости  $\sigma_{-1} = 670$  МПа и более высокую частотную стабильность. Максимальное отклонение частоты ( $\Delta\omega$ ) составило 0,75 Гц во всем диапазоне многоцикловых испытаний.

3. При испытании стали 6ХС установлено, что лучшие показатели сопротивления усталости имеют образцы после низкотемпературного отпуска,



но при этом наблюдается наибольший разброс экспериментальных данных на кривой усталости, что свидетельствует о низкой стабильности прочностных свойств. Результаты частотных испытаний показали, что лучшей частотной стабильностью обладают образцы после термической обработки с высокотемпературными отпусками. У всех партий образцов выявлен прирост частоты  $\Delta\omega > 0$ , т.е. отклонение частоты в положительную сторону.

4. Титановый сплав ВТЗ-1, испытанный по «мягкой» схеме нагружения консольного изгиба плоских образцов в режиме автоколебаний имеет высокие характеристики показателей сопротивления усталости ( $\text{tg } \alpha_w = 0,0394$ ) и предела выносливости ( $\sigma_{-1} = 600$  МПа). Результаты испытаний на усталость показали небольшой разброс относительно аппроксимирующей линии кривой усталости, что свидетельствует о высокой стабильности структурно-чувствительных свойств данного титанового сплава. Оценка частотных характеристик показала высокие значения частотной стабильности данного сплава: максимальное отклонение частоты составило 0,36 Гц.

5. Установлено, что перерывы в циклических испытаниях приводят к скачкообразному приросту частоты на 0,1 Гц, при этом сравнительный анализ с результатами непрерывных испытаний показал, что общее отклонение частоты примерно одинаковое за весь цикл наработки в обоих случаях.

## **ГЛАВА 6. КРИТЕРИИ И МЕТОДЫ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ ЦИКЛИЧЕСКОЙ ПРОЧНОСТИ И ДОЛГОВЕЧНОСТИ С УЧЕТОМ ПОЛУЧЕННЫХ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ РЕЗУЛЬТАТОВ**

### **6.1 Эффект частоты как фактор, необходимый к применению в расчетах действительного запаса прочности деталей машин и конструкций**

Исследования влияния частоты циклов нагружения как фактора, влияющего на изменение показателей сопротивления усталости, наталкивает на мысли об использовании этого факта в целях прогноза долговечности деталей машин и конструкций [311-312].

В реальности мы наблюдаем эффекты упрочнения-разупрочнения при циклических нагрузках, действующих на материал. При воздействии фактора частоты эти эффекты различные, если действует разная частота циклов. Разная частота возбуждает разные эффекты упрочнения-разупрочнения. Стало быть, по этим эффектам можно «засечь» частоту циклов нагружения.

Когда в детали действует заданное напряжение при заданной частоте циклов, то идет процесс упрочнения-разупрочнения материала (как уже упоминалось), из которого она сделана. Если деталь упрочняется, то амплитуда уменьшается, если – разупрочняется, то наоборот. Изменение прочности в ту или другую сторону приводит к изменению частоты на  $\Delta\omega$  тоже в ту или другую сторону. Отсюда следует, что надо зафиксировать изменение величины частоты  $\Delta\omega$ .

Для того, чтобы это осуществить разработан и изготовлен электромагнитный стенд для испытаний образцов плоского сечения на изгиб, подробно описанный во второй главе этой работы. Стенд снабжен аппаратурой для фиксирования изменения частоты циклов  $\Delta\omega$ , но прежде всего выбранную группу материалов надо было испытать на усталость с построением кривых усталости с определением пределов усталости. Такие

эксперименты проведены и изложены выше по тексту. Это изложение касается больше практического (не исключая теоретического) применения результатов исследования. Речь пойдет, в данном случае, о высокопрочных конструкционных материалах, поскольку практическая реализация нашего исследования касается авиации, где такие материалы по-большой части и применяются.

Высокопрочные материалы попали во вторую группу материалов (табл.4.4, рис. 3.35,б), у которых усталостная прочность увеличивается с ростом частоты циклов нагружения. Взяв за основу рис. 3.35,б снимаем данные частоты ( $\omega$ ) и соответствующие их результаты показателя сопротивления усталости –  $tg\alpha_w$ . Затем берем формулу, выведенную Д.И. Шетуловым:

$$\sigma_{-1} = A \frac{(tg\alpha_w)^2 + 1}{tg\alpha_w}, \quad (6.1)$$

где  $A$  – коэффициент для высокопрочных материалов равен 58 МПа.

По приведенной формуле рассчитываем пределы усталости –  $\sigma_{-1}$ , соответствующие  $tg\alpha_w$ , выписанным с рис. 3.35,б. Потом вводим понятие эффекта частоты –  $\varepsilon_\omega^m$ . Эффект частоты циклов нагружения, который обозначили как частотно-скоростного параметр определяется как отношение:

$$\varepsilon_\omega^m = \frac{(\sigma_{-1})_{исх}}{(\sigma_{-1})_{тек}}, \quad (6.2)$$

где  $(\sigma_{-1})_{исх}$  – исходные значения предела усталости соответствующее минимальной частоте циклов нагружения, (рис. 3.35,б),  $(\sigma_{-1})_{тек}$  – текущее, каждое последующее значение предела усталости (табл. 3.35,б).

За основу берется первое значение предела усталости –  $(\sigma_{-1})_{исх}$  и делится на каждый последующий предел усталости –  $(\sigma_{-1})_{тек}$ . После расчетов составляем таблицу 6.1.

Данные приведенные в табл.6.1 позволяют построить график (рис.6.1), из которого видно, что эффект частоты сильно изменяется в пределах от самой низкой частоты (0,01 Гц) и до 10-15 Гц. Из этих частот параметр  $\varepsilon_{\omega}^m$  резко затухает и его влияние нивелируется.

Таблица 6.1

Эффект частоты, параметры сопротивления усталости и частота циклов нагружения

$\omega$ , Гц	$\text{tg}\alpha_w$	$\sigma_{-1}$ , МПа	$\frac{(\sigma_{-1})_{\text{исх}}}{(\sigma_{-1})_{\text{тек}}} = \varepsilon_{\omega}^m$
0,05	0,40	168,2	1,000
0,10	0,35	186,0	0,904
0,50	0,30	210,7	0,798
1,10	0,25	246,5	0,682
7,50	0,20	301,5	0,558
64,80	0,15	395,4	0,425
100,00	0,13	453,7	0,371
215,2	0,12	490,3	0,343

Существует понятие действительного запаса прочности ( $n_g$ ), т.е. запаса прочности по усталости. Он представляется выражением вида:

$$n_g = \frac{\sigma_{-1}}{K_{\Sigma}\sigma}, \quad (6.3)$$

$\sigma_{-1}$  – предел усталости материала, из которого сделана деталь,  $\sigma$  – действующее напряжение в детали (естественно циклическое),  $K_{\Sigma}$  – коэффициент суммарного воздействия реальных факторов, действующих на деталь.

К этим факторам относятся масштабный эффект, температурная концентрация напряжений, чистота поверхности, фреттинг-процесс, вид

агрессивной среды, вид термической обработки, асимметрия и частота циклического нагружения и ряд других [313-316].

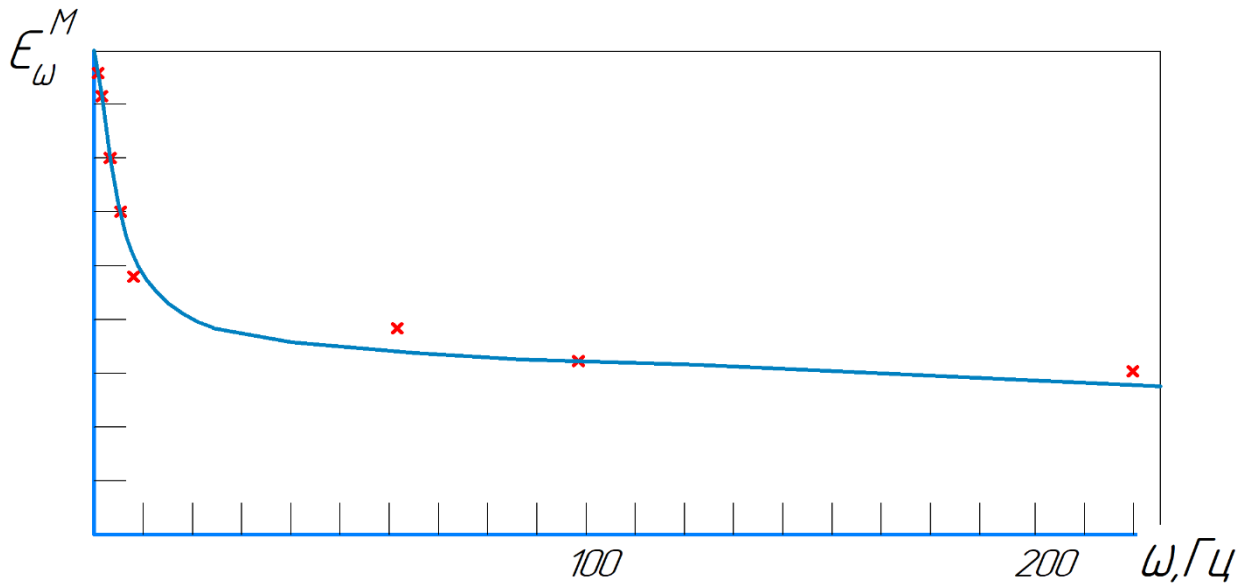


Рис. 6.1. Зависимости: частотно-скоростного параметра от частоты нагружения

Влияние частоты циклов проявлялось не ясно. Эта трудность не исчерпывается и нашим исследованием. Вносится некоторая определенность касательно высокопрочных материалов. Именно эти материалы фигурируют в практической части нашего исследования. Поэтому более подробно изложено в настоящем разделе.

Надо иметь в виду что коэффициент  $K_{\Sigma}$  предоставляется как произведение параметров, учитывающих выше названные факторы в виде числовых значений. Масштабный эффект, например, учитывается величиной от 1 до 2. Или от 1 до 0,5, когда график построен наоборот не от образца к детали, а от детали к образцу. Все факторы, выраженные величинами больше 1, идут в  $K_{\Sigma}$  как произведение этих чисел. Факторы, выраженные числом меньше, подставляются в  $K_{\Sigma}$  как обратные величины. Эффект частоты будет входить в произведения для  $K_{\Sigma}$  в виде  $\frac{1}{\epsilon_{\omega}^M}$ .

Можно найти точку излома прогнозируемой кривой усталости, воспользовавшись работой [127]. Таким образом можем спрогнозировать

кривую усталости и тем самым в несколько раз сэкономить временные затраты и материальные, особенно на этапах проектирования, где нужно произвести предварительный отбор материалов для дальнейшего производства деталей и элементов машин и конструкций. А уже далее особо ответственные детали испытывать с учетом этого прогноза.

Параметры предложенной системы оценки материалов, рассмотренные во второй главе  $\text{tg}\alpha_w$ ,  $\chi$ ,  $\sigma_b$  имеют явную взаимосвязь, но наблюдается большой разброс экспериментальных данных. Это объясняется тем, что основой исследования являются поверхностные усталостные эффекты. Как известно при усталостных испытаниях наблюдается большой разброс экспериментальных данных, особенно он большой, когда изучаются процессы типа повреждаемости поверхности материалов.

## **6.2. Влияние различных параметров на закономерности поведения материалов при усталости**

Проведенные эксперименты [152-153; 181-189; 191-192; 196; 202-220; 226-258; 271-277; 281; 298-305; 311-326] позволили построить следующие зависимости:

По результатам проведенных исследований установили зависимость коэффициента  $A$  (имеющего размерность напряжения) от предела прочности материала (рис. 6.2), получаемого при статическом одноосном растяжении.

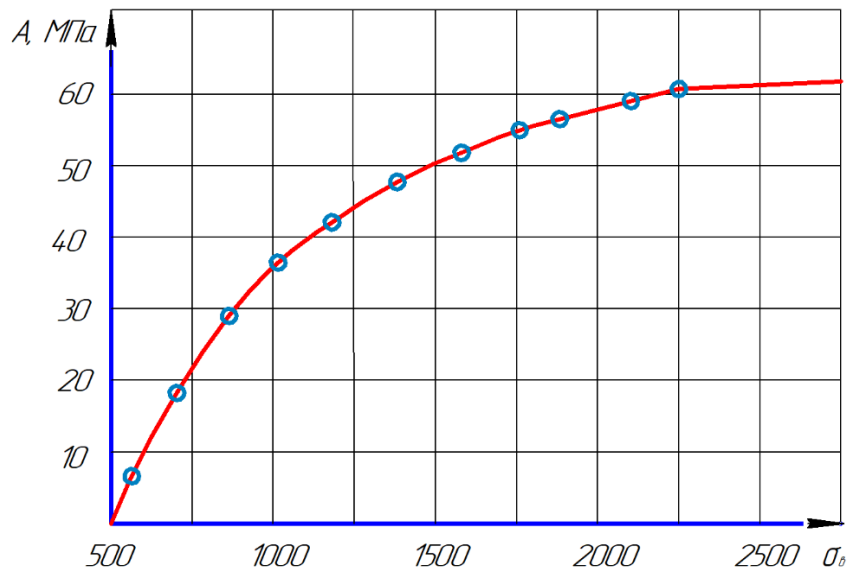


Рис. 6.2. Зависимость коэффициента  $A$  от истинного предела прочности

Установлены соотношения прочностных характеристик материалов.

Этот коэффициент необходим для определения предела усталости по формуле 6.1

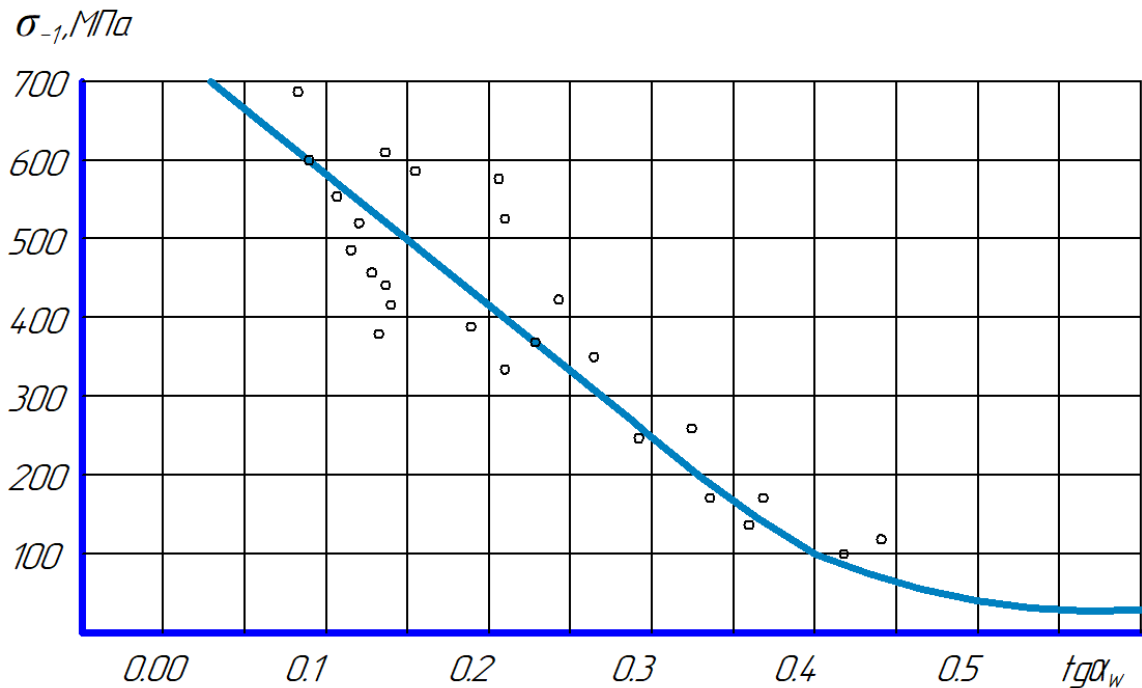


Рис.6.3. Зависимость предела выносливости от показателя сопротивления усталости

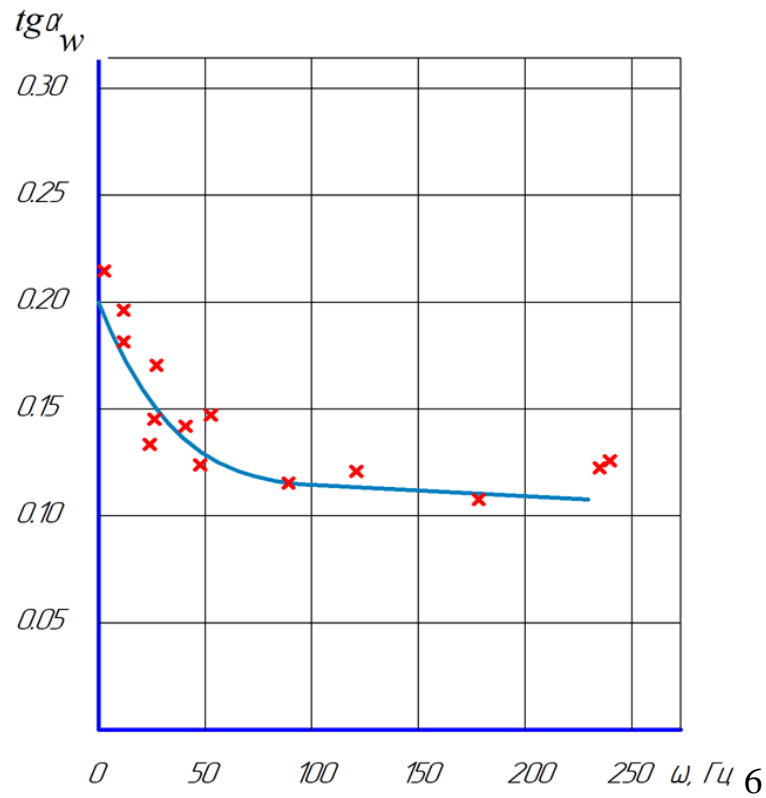


Рис.6.4. Зависимость показателя сопротивления усталости от частоты нагружения

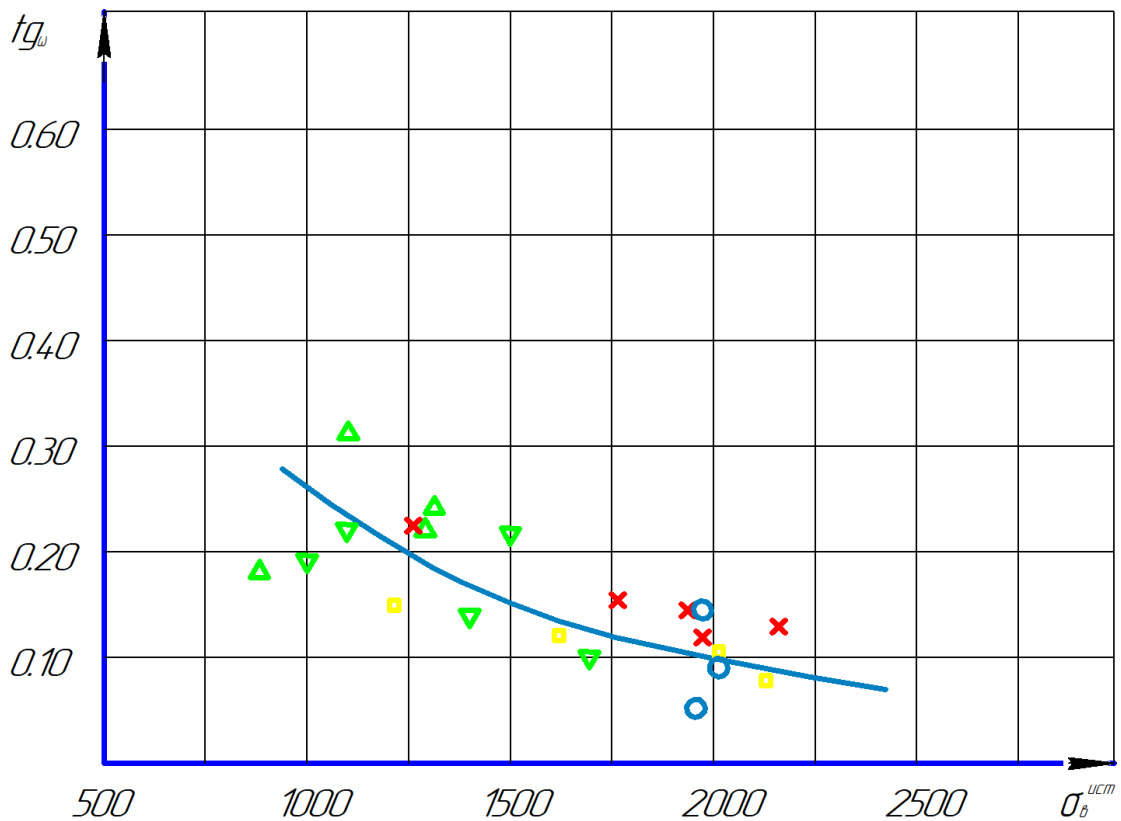


Рис.6.5. Зависимость показателя сопротивления усталости от истинного предела прочности



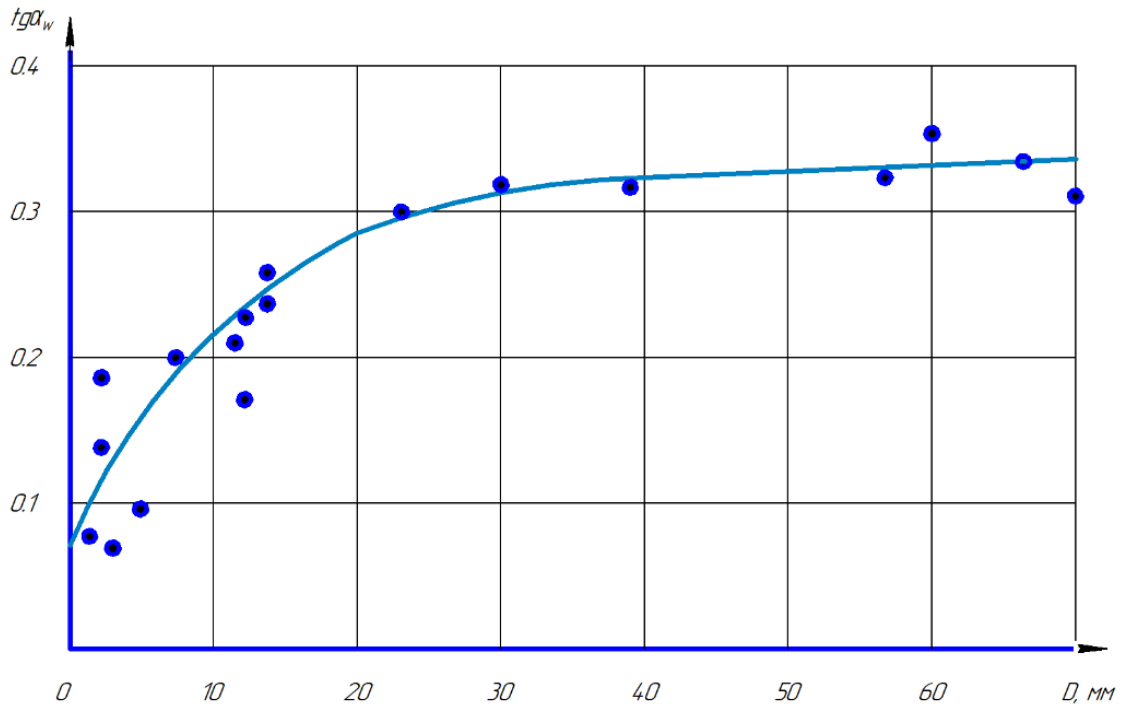


Рис.6.6. Зависимость показателя сопротивления усталости от абсолютных размеров детали

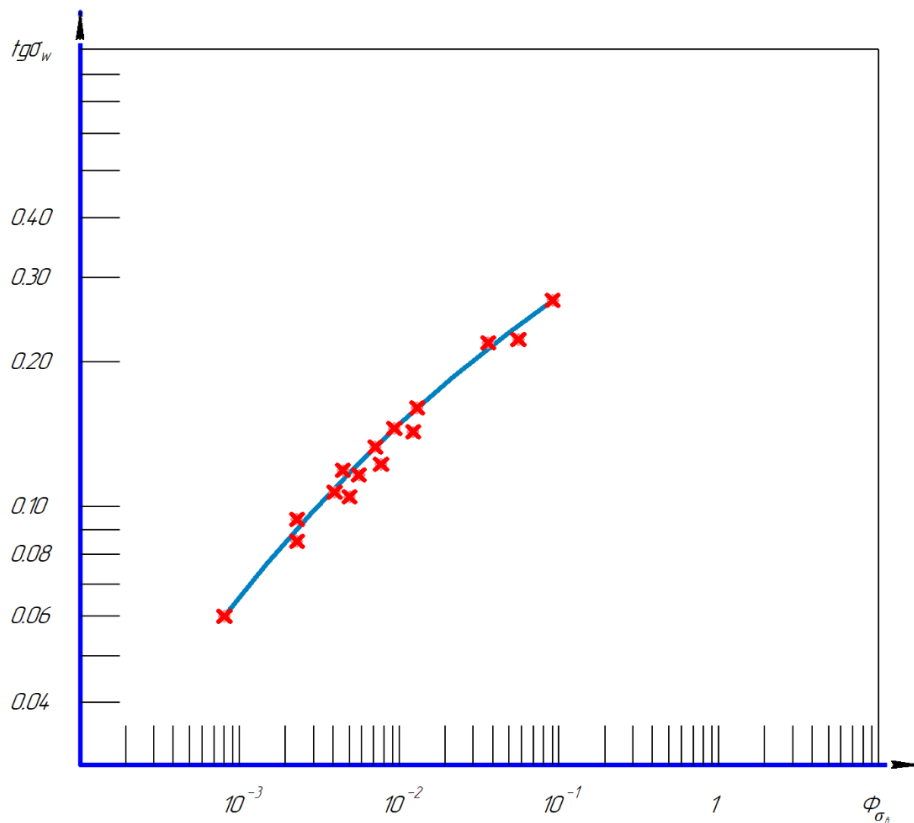


Рис.6.7. Зависимость показателя сопротивления усталости от повреждаемости поверхности при изменении предела прочности вследствие термообработки

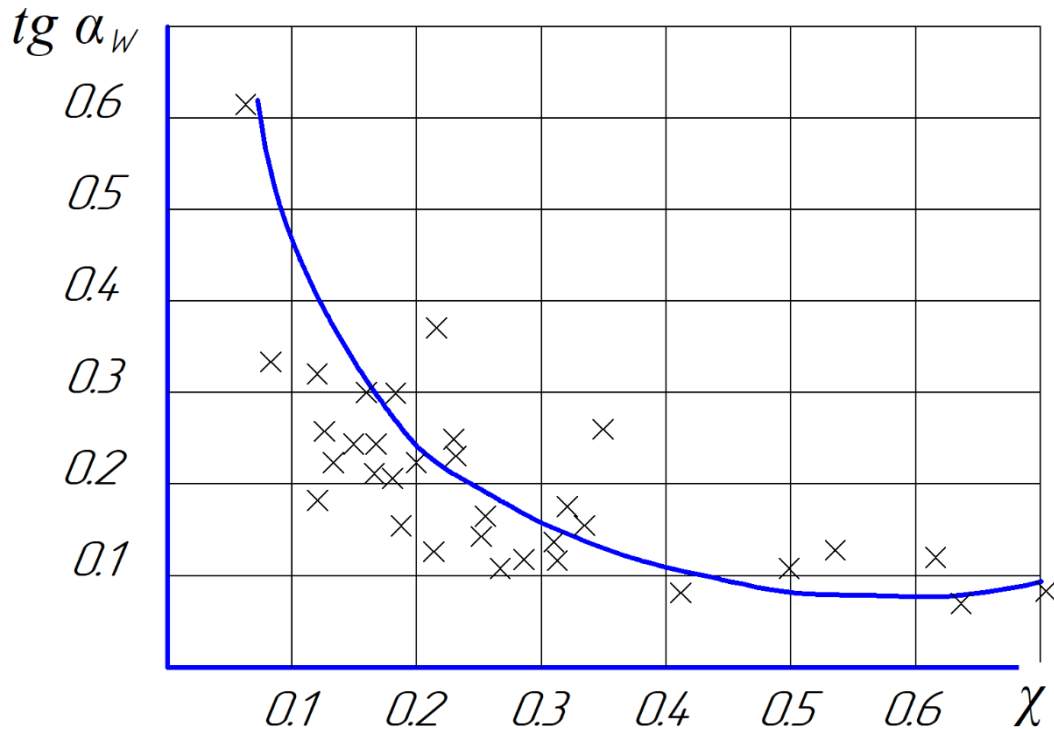


Рис.6.8. Зависимость показателя сопротивления усталости от коэффициента ограниченной выносливости

### 6.3. Общие аналитические уравнения для описания поведения кривых усталости

Если переменную нагрузку описывать с помощью законов (графиков) нагружения, то оно может быть нерегулярным, случайным или подчиняться определенному закону. Идентичное повторение нагрузок в течении постоянных интервалов времени, называемых периодами, характерно для периодического циклического нагружения. За один период происходит полный цикл изменения нагрузки и соответственно полный цикл изменения напряжения и деформации в структуре материала. Когда параметры, определяющие цикл, постоянны вовремя нагружения, циклическое нагружение стабильно. Если цикл стабильного нагружения характеризуется одним максимумом и одним минимумом, то такое нагружение является регулярным. Частным его случаем является нагружение, характеризуемое изменением нагрузки по синусоиде. Это нагружение принято в технике в

качестве основы для определения усталостных свойств материалов и элементов конструкций [6; 118].

Поведение материалов в различных областях циклического нагружения очень различно и может зависеть как от их состояния, так и от условий испытания.

В качестве критериев повреждений при циклическом нагружении может служить ширина петли гистерезиса [259-260], параметры теории дислокаций [8; 262-263], размах напряжений (формула Мэнсона-Коффина) и их интенсивности [265-266], связь с размером зерна (уравнение Холла-Петча) [268-269] и т.д.

Между тем, до сих пор нет общего комплексного математического уравнения, отражающего влияние на повреждение металлов при усталости таких важных характеристик поликристаллов, как плотность (дефектность), скорость релаксации напряжений, скорость нагружения, структурно-энергетическое состояние материала (прочность, твердость) и приложенное возникающее напряженно-деформированное состояние.

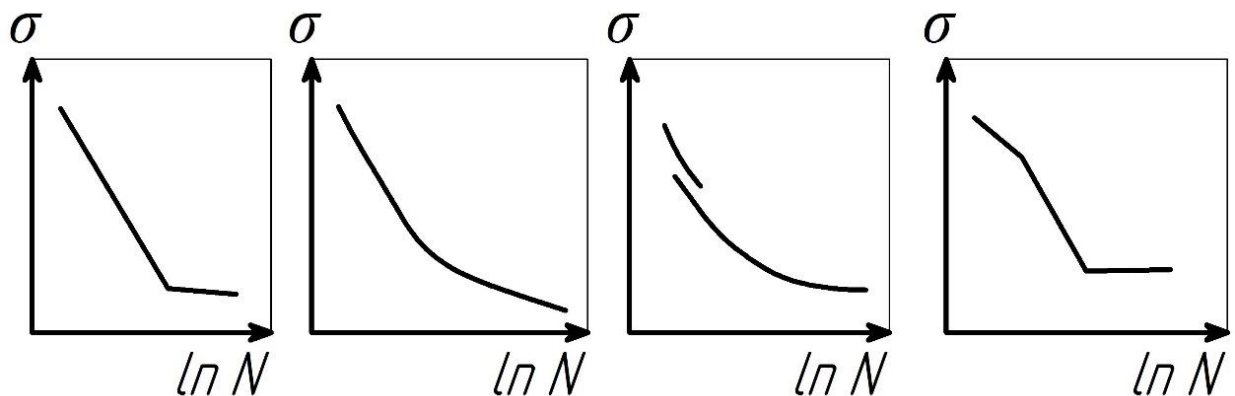


Рис. 6.9. Основные типы экспериментальных кривых усталости

Получаемые из опытов кривые усталости (диаграммы Велера) [34] систематизированы в несколько характерных типов (рис. 1) и даются в координатах оптимальное ( $\sigma_{\max}$ ) или амплитудное ( $\sigma_a$ ) напряжение-долговечность ( $\ln N$ ). Как обычно, они описываются лишь эмпирическим

уравнением Вейбулла  $\sigma N^Q = \text{const}$  [327-328]. Перечисленных параметров состояния поликристаллов в явном виде в этом уравнении не содержится.

Как известно, [6, 118] процесс усталостного разрушения металлов и сплавов происходит путем постепенного развития и накопления повреждений, вначале субмикроскопических, затем микроскопических с последующим переходом к макроскопическим нарушениям сплошности – образованием усталостных трещин.

Учет влияния условий циклического нагружения оценивается уровнем напряжений при различном напряженном состоянии (изгиб с вращением, растяжение-сжатие, кручение и т.д.), частотой нагружения и температурой.

Теоретически возможные значения показателя напряженного состояния  $\Pi$  получены из анализа выражения  $\Pi = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{\sigma_i}$  при условии, что значения  $\sigma_1 > \sigma_2 > \sigma_3 \neq 0$ . Они представлены на рис. 6.10 в системе координат  $\Pi = \varphi(i_1, i_2, i_3)$ , где  $i_1 = \sigma_1 / \sigma_1 = 1.0$ ;  $i_2 = \sigma_2 / \sigma_1$ ;  $i_3 = \sigma_3 / \sigma_1$  (рис. 6.11). Графики линии одинаковой концентрации  $\Pi$  (рис. 6.10) при значениях  $\Pi > 2$  будут эллипсом, при  $\Pi = 2$  – параболой и при  $\Pi < 2$  – гиперболой. Область применения функции находится из неравенств  $1 \geq i_2 \geq i_3$  и  $1 \leq i_2 \leq i_3$ . Область, определенная первым неравенством (рис. 2, а), обозначена буквой А, вторым неравенством – В. Функция  $\Pi$  будет положительна в области В лишь в обозначенном штриховкой треугольнике, ограниченном прямыми линиями:  $i_3 = i_2$ ;  $i_2 = 1,0$  и  $i_2 + i_3 = 1,0$ . Во всех остальных случаях области В, а также во всей области А величина  $\Pi$  отрицательна.

Значения  $\Pi$  в интервале от - 18 до + 18, охватывающие практические области напряженных состояний механических испытаний представлены на рис. 6.11 (при  $\sigma_1 > \sigma_2 > \sigma_3 \neq 0$ ). Они могут быть отнесены к любой стадии поведения деформируемого твердого тела, включая упругую, пластическую области и момент его разрушения.

Влияние частоты нагружения на усталость можно рассматривать как влияние на сопротивление усталости (пластическому деформированию) скорости деформирования, либо продолжительности времени действия

напряжений. Частота повторения нагрузки определяет важные параметры циклического нагружения, влияющие на характеристики металлов и сплавов: скорость нарастания и убывания нагрузки (напряжения), а, следовательно, и скорость деформирования и время действия максимальной и минимальной нагрузок цикла.

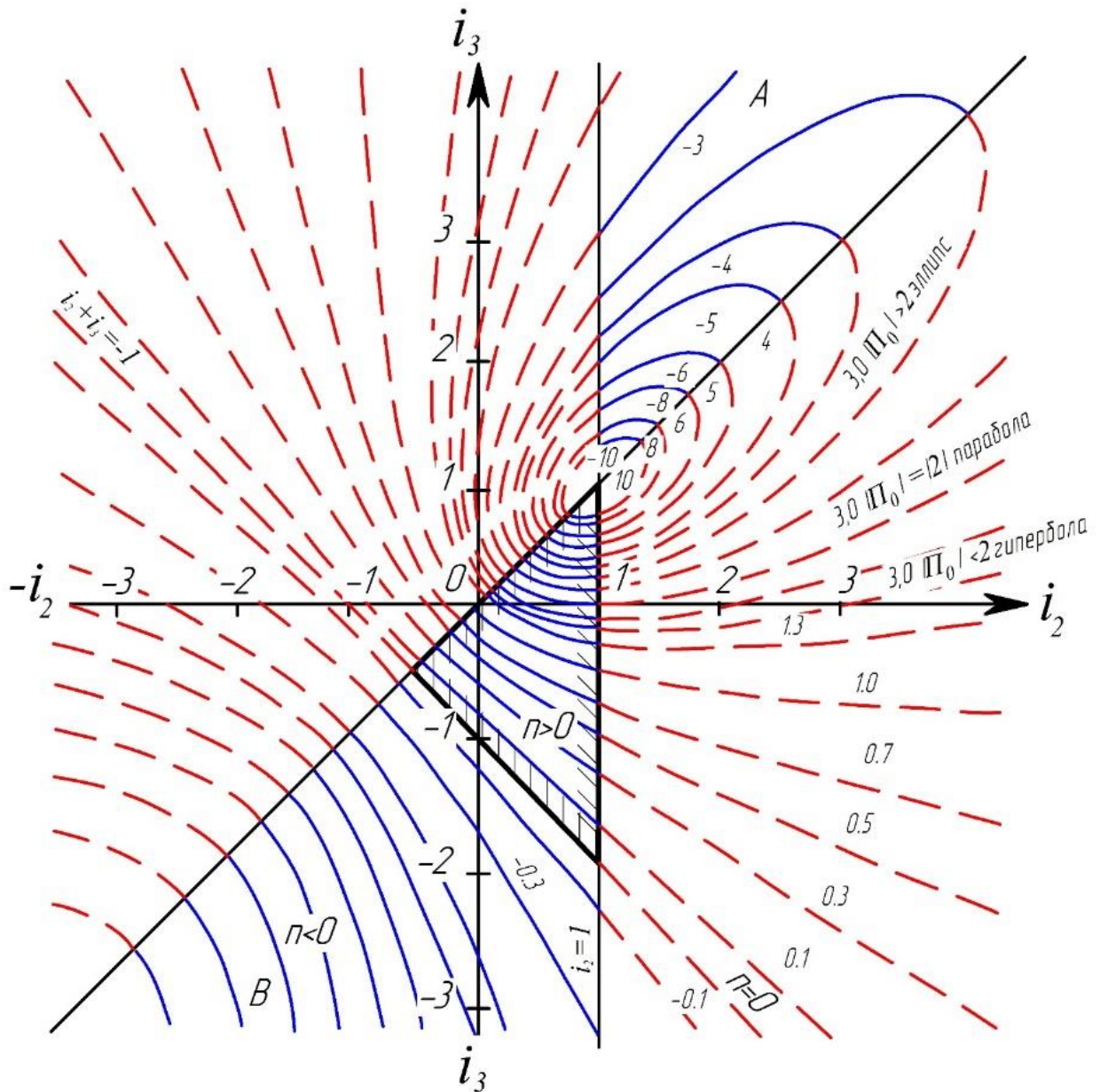


Рис. 6.10. Теоретическое значение показателя напряженного состояния  $\Pi$ , вычисленное из выражения  $\Pi = \pm (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3) / \sigma_1$  в зависимости от безразмерных величин  $i_1 = \sigma_1 / \sigma_1 = 1.0$ ;  $i_2 = \sigma_2 / \sigma_1$ ;  $i_3 = \sigma_3 / \sigma_1$  (области действительных значений  $\Pi$  обозначены сплошными линиями)

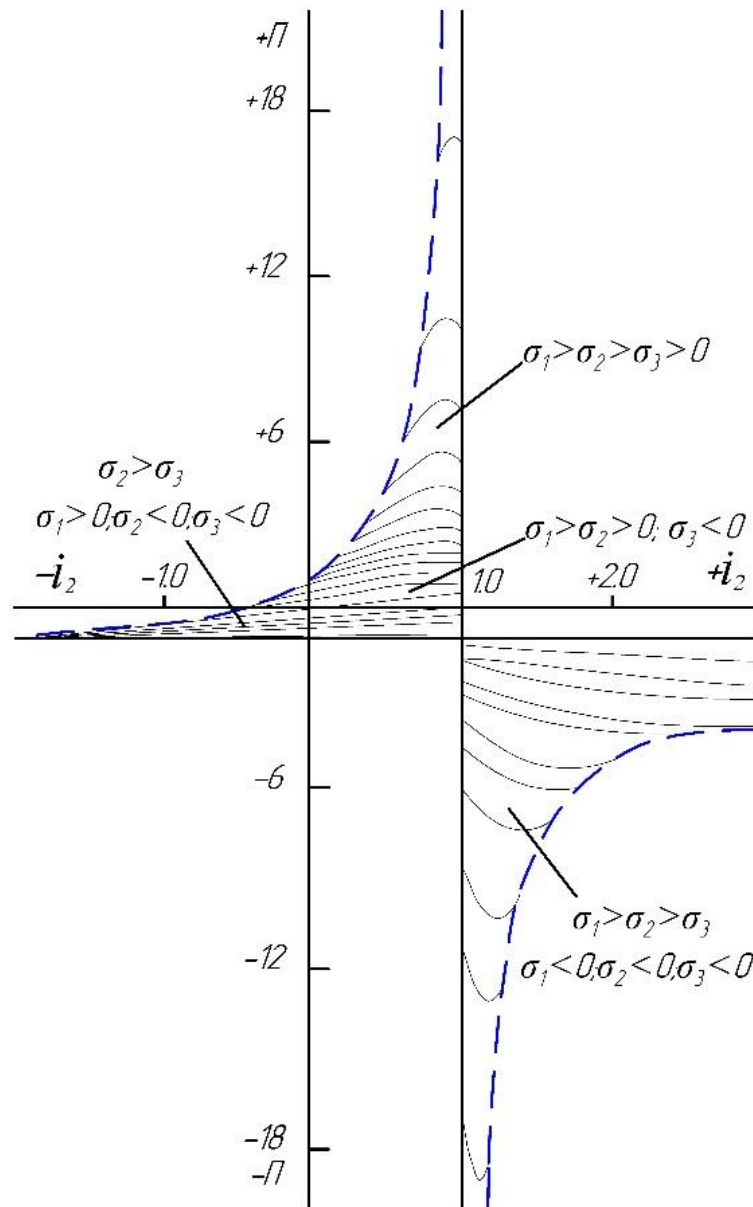


Рис. 6.11. Теоретическое значение показателя напряженного состояния  $\Pi$ , вычисленное из выражения  $\Pi = \pm (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3) / \sigma_1$  в зависимости от безразмерных величин  $i_1 = \sigma_1 / \sigma_1 = 1.0$ ;  $i_2 = \sigma_2 / \sigma_1$ ;  $i_3 = \sigma_3 / \sigma_1$  (области действительных значений  $\Pi$  обозначены сплошными линиями) в интервале значений  $\Pi$  от -18 до +18

С увеличением частоты циклического нагружения (скорости деформирования) время нарастания напряжения сокращается, при этом напряжение, соответствующее определенной пластической деформации, увеличивается. За каждый цикл нагружения металл теряет меньшую долю запаса пластичности. При этом учитывается, что пластическая деформация

сопровождается одновременным протеканием как минимум трех процессов: упрочнения, разрыхления и разупрочнения, зависящих от скорости деформирования.

Если рассмотреть сущность циклического нагружения и разрушения, то фактически оно сводится к конкуренции скоростей нагружения ( $\dot{\epsilon}_H$ ) и скорости релаксации внутренних напряжений ( $\dot{\epsilon}_{\text{рел}} = \dot{\epsilon}_p$ ), заключающихся в накоплении повреждений и фактически являющихся скоростью падения сопротивления разрушению ( $\sigma_k$ ) материала, т.е.  $\dot{\epsilon}_p$ . Скорость нагружения за цикл примем равной:

$$\dot{\epsilon}_H = \Delta\sigma/\Delta t^{(1)} \approx \sigma_a/\Delta t^{(1)}, \quad (6.4)$$

где  $\Delta t^{(1)}$  – время, в течение которого достигается максимальное напряжение в цикле (для симметричного цикла  $\Delta t^{(1)} = 0,25t_{\text{ц}}$ , где  $t_{\text{ц}}$  – время цикла).

Скорость релаксации ( $\dot{\epsilon}_{\text{рел}}$ ) примем как скорость снижения сопротивления разрушению ( $\sigma_k$ ), описываемую для поликристалла уравнением вида:

$$\dot{\epsilon}_{\text{рел}} = \dot{\epsilon}_p = \sigma_k/(\Delta t^{(1)} K_{\text{ц}} N), \quad (6.5)$$

где  $\sigma_k$  – сопротивление разрушению поликристалла при однократном нагружении на разрыв цилиндрического образца;  $K_{\text{ц}}$  – коэффициент цикла, учитывающий отношение времени  $\Delta t^{(1)}$  ко времени всего цикла (изменяется от нуля до единицы);  $N$  – число циклов до разрушения при заданном максимальном или амплитудном напряжениях.

Соотношение скоростей  $\dot{\epsilon}_p/\dot{\epsilon}_H$  из отношения уравнений (6.5) и (6.4) будет таким:

$$\dot{\epsilon}_p/\dot{\epsilon}_H = \sigma_k/(\sigma_a K_{\text{ц}} N), \quad (6.6)$$

Поскольку любой поликристалл в произвольном термомеханическом состоянии характеризуется определенными величинами предельной деформации (пластичностью)  $\varepsilon_i^{\text{пр}}$  и сопротивлением разрушению (прочностью на разрыв)  $\sigma_k$ , зависящими, как правило, от четырех факторов состояния: дефектности, структурно-энергетического состояния, релаксационной способности, напряженно-деформированного состояния, то конкуренция скоростей  $\dot{\varepsilon}_p/\dot{\varepsilon}_n$  будет всегда протекать в подобных состояниях одной самоорганизующейся системы, отличающейся соотношением (диапазонами) указанных параметров состояния. На основании работ [72, 75] Скудновым В.А. [329] было предложены уравнения (6.7) и (6.8) для оценки предельной деформации металлических сплавов и сопротивления деформации поликристаллов в зависимости от факторов их состояния: соотношение плотности в исходном и конечном состоянии, структурно-энергетического состояния (соответствие твердости и предела текучести), показателей напряженно-деформированного состояния и соотношение скоростей релаксации внутренних напряжений и скорости нагружения.

$$\varepsilon_i^{\text{пр}} = \varepsilon_0 + \frac{\ln(\rho_{\text{м0}}/\rho_{\text{мкр}})}{\left(\frac{HB}{\sigma_T} - 2\right)e^{\alpha\Pi} - \dot{\varepsilon}_{\text{рел}}/\dot{\varepsilon}_n} \quad (6.7);$$

$$\sigma_k = \sigma_{k_0} e^{\left\{\left(\frac{HB}{\sigma_T} - 2\right) - \frac{\dot{\varepsilon}_{\text{рел}}}{\dot{\varepsilon}_n} \varepsilon_{\text{рх}} e^{\alpha\Pi}\right\}(\varepsilon_i^{\text{пр}} - \varepsilon_0)} \quad (6.8),$$

где  $\varepsilon_0$  – упругая деформация;  $(\rho_{\text{м0}}/\rho_{\text{мкр}})$  – исходная плотность металла;  $HB$  – твердость материала (сплава) в заданном термомеханическом состоянии;  $\sigma_T$  – предел текучести (упругости) основы материала при котором возможны сдвиги при циклическом нагружении;  $\Pi$  – показатель напряженного состояния, изменяющийся от  $-\infty$  (при сжатии) до  $+\infty$  (при растяжении);  $\alpha$  – коэффициент, учитывающий влияние коэффициентов Лодэ – вида деформаций и напряжений.



Из уравнений (6.7) и (6.8) следует, что предельная деформация сплавов снижается с уменьшением исходной плотности и с повышением твердости в заданном термомеханическом состоянии, а так же с возрастанием жесткости напряженного состояния и с увеличением скорости деформирования и повышается с увеличением скорости релаксации. Эти уравнения получены в рамках традиционного рассмотрения пластической деформации без учета диссипативных процессов происходящих в локальных объемах циклически деформируемых металлических материалов. В качестве примера рассмотрим высокопластичные материалы с относительным сужением  $\psi = 50-70\%$  применяемых для производства трубных сталей. Эксплуатация трубных сталей отличается характерной особенностью, состоящая в том, что при работе под давлением, коррозионной среды и т.д. пластичность стали снижается до 1-2% при сохранении геометрических размеров труб, хотя при высокой релаксационной способности под давлением труба должна увеличивать свой диаметр, что практически не происходит. Из этого следует, что уравнения (6.7) и (6.8) не отражают поведение предельной деформации трубной стали и нуждается в корректировке.

Академиком Паниным В.Е. [69] убедительно показано, что в условиях сильного возбужденного состояния материала, за исходное нужно брать состояние, характеризуемое максимумом неравновесного термодинамического потенциала, для которого функция распределения атомов в пространстве качественно отличается от таковой для идеального кристалла. Наряду со структурными состояниями исходного кристалла в условиях сильного возбуждения и пространстве междоузлий появляются новые разрешенные структурные состояния, вакантные либо занятые возбужденными ионами. Учет их приводит к предсказанию теорией принципиально нового заключения о возникновении в деформируемом кристалле внутреннего механического поля волновой природы.

В зависимости от вида и условий нагружения формируется различный спектр волн пластической деформации и разрушения при различных видах и условиях нагружения.

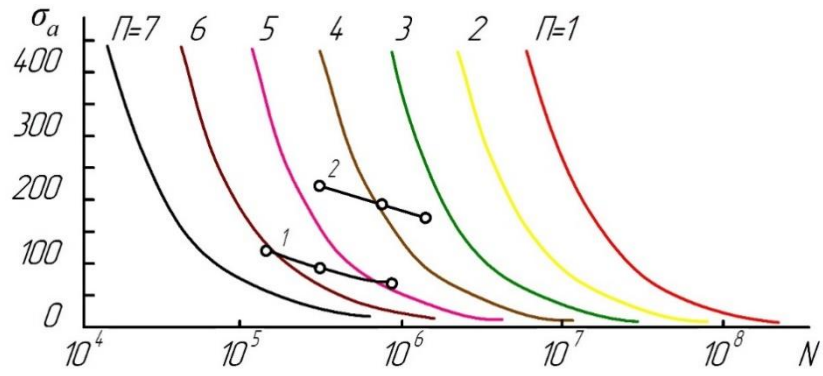
При знакопеременном нагружении встречные сдвиги и повороты возникают в пределах отдельных конгломератов зерен, окруженных зонами слабдеформированных зерен. В областях всестороннего сжатия возникает фрагментация материала, его экструзия, в областях всестороннего растяжения наблюдается появление трещин. При знакопеременном нагружении встречные повороты происходят на низком структурном уровне, материал может накапливать большое число микротрещин без разрушения. Переход встречных поворотов на высокий структурный уровень (крупные конгломераты зерен) приводит к возникновению протяженных трещин и разрушению материала. Крупнозернистая структура способствует низкой усталостной прочности. Каждый структурный уровень пластической деформации характеризуется своей эффективностью релаксации внутреннего механического поля с определенной последовательностью вовлечения в деформацию различных структурных уровней [69].

Таким образом, при усталостном нагружении сталей релаксационному механизму пластической деформации предшествует волновой характер, при котором размеры изделия не меняются, а пластичность падает практически до нуля. Следовательно, уравнения (6.7) и (6.8) примут следующий вид:

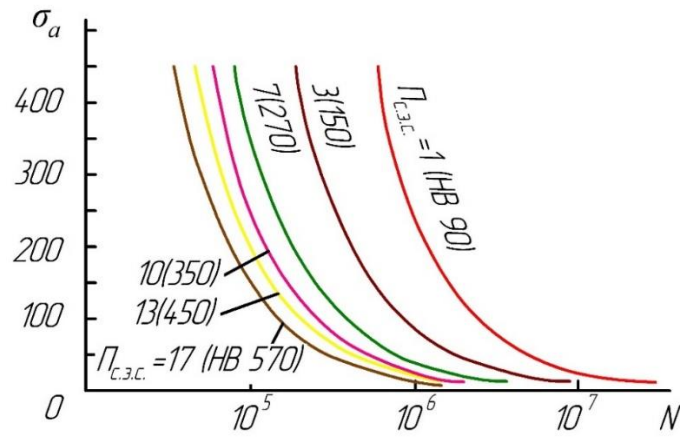
$$\varepsilon_i^{\text{пр}} = \varepsilon_0 + \frac{\ln(\rho_{\text{м0}}/\rho_{\text{мкр}})}{\left(\frac{HB}{\sigma_T} - 2\right)e^{\alpha\Pi} - \left[\frac{\dot{\varepsilon}_p}{\dot{\varepsilon}_H} - \left(\frac{\dot{\varepsilon}_p}{\dot{\varepsilon}_H}\right)_{\text{волн}}\right]} \quad (6.9);$$

$$\sigma_K = \sigma_{K_0} e^{\left\{\left(\frac{HB}{\sigma_T} - 2\right) - \left[\frac{\dot{\varepsilon}_{\text{рел}}}{\dot{\varepsilon}_H} - \left(\frac{\dot{\varepsilon}_p}{\dot{\varepsilon}_H}\right)_{\text{волн}}\right]\varepsilon_{\text{рх}}e^{\alpha\Pi}\right\}(\varepsilon_i^{\text{пр}} - \varepsilon_0)} \quad (6.10),$$

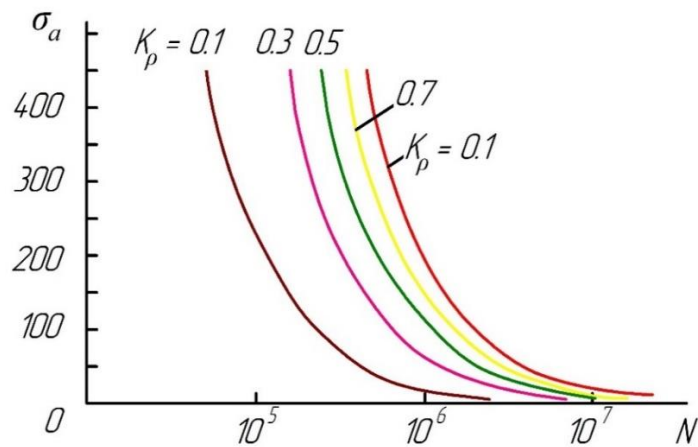
где  $\left(\frac{\dot{\varepsilon}_p}{\dot{\varepsilon}_H}\right)_{\text{волн}}$  – соотношение скоростей с учетом спектра волн пластической деформации;  $\varepsilon_{\text{рх}} = e^{\omega}$  – коэффициент разрыхления, зависящий от поврежденности  $\omega$ , изменяющейся от нуля до единицы.



а



б



в

Рис. 6.12. Теоретические кривые усталости при различных значениях показателей: а –  $\Pi$  для стали 16ХСН в состояниях I (1) и II (2); б –  $\Pi_{\text{э.з.с.}}$ ; в – при различных значениях плотности

Подставим соотношения (6.6) в уравнение (6.9) и (6.10) и, выразив зависимости  $N(\sigma_a)$ , получим выражение для связи диаграмм усталости с

интересующими нас параметрами состояния. Они будут иметь следующий вид:

$$N = \frac{\sigma_K}{\sigma_a K_{цл} \left[ \left( \frac{HB}{\sigma_T} - 2 \right) e^{\alpha \Pi} - \frac{\ln(\rho_{M0}/\rho_{MKP})}{\varepsilon_i^{pp} - \varepsilon_0} + \left( \frac{\dot{\varepsilon}_p}{\dot{\varepsilon}_H} \right)_{\text{волн}} \right]} \quad (6.11);$$

$$N = \frac{\sigma_K \varepsilon_{px} e^{\alpha \Pi}}{\sigma_a K_{цл} \left[ \left( \frac{HB}{\sigma_T} - 2 \right) - \frac{\ln(\sigma_K/\sigma_{K0})}{\varepsilon_i^{pp} - \varepsilon_0} + \left( \frac{\dot{\varepsilon}_p}{\dot{\varepsilon}_H} \right)_{\text{волн}} \varepsilon_{px} e^{\alpha \Pi} \right]} \quad (6.12).$$

Теоретические закономерности кривых усталости, определяемые из уравнений (6.11) и (6.12), представлены на рис. 6.12.

Уравнение (6.11) и (6.12) позволяют моделировать различные ситуации поведения поликристаллов при усталости в металлах, а так же анализировать кривые усталости материалов, находящихся в различных состояниях [330-333]. В качестве примера на рисунке 6.12, а приведены экспериментальные точки поведения стали 16ХСН в двух состояниях. Видно, что в состоянии I (кривая 1) реализовывалось более опасное приложенное напряженное объемное состояние растяжения, характеризуемое показателем  $\Pi = 6 \dots 4$ , тогда как в состоянии II (кривая 2) имеем  $\Pi = 4,5 \dots 3,0$ , т.е. состояние II менее опасно.

Кривая усталости располагалась выше и правее. На рис. 6.12, б, в построены кривые усталости при различных показателях структурно-энергетического состояния ( $\Pi_{с.э.с}$ ) – твердости по Бринеллю – и коэффициентах  $K_p$ , зависящих от плотности.

#### **6.4. Метод расчета параметров сопротивления усталости при любой частоте нагружения в пределах заданного спектра**

За основу метода расчета параметров сопротивления усталости при любой частоте нагружения в пределах заданного спектра [334-338] были применены интерполяционные функции Ньютона. Которые были переработаны для получения экспериментальных зависимостей параметра

сопротивления усталости материала от частоты циклов нагружения, что есть  $tg\alpha_w=f(\omega)$ . Эти зависимости позволяют определять значение  $tg\alpha_w$  при любой частоте циклов нагружения в пределах тех экспериментальных данных которые имеются в наличии. Иными словами, нет необходимости проводить эксперимент, если при данной частоте циклов нагружения его нет, но величина  $\omega$  входит в пределы величин, по которым опытные данные есть. Математическое выражение для этой цели выглядит так:

$$tg\alpha_w = G_0 + G_1(\omega - \omega_0) + G_2(\omega - \omega_0)(\omega - \omega_1) \quad (6.13)$$

далее развернуть его:

$$tg\alpha_{w\omega_0} = G_0$$

$$tg\alpha_{w\omega_2} = G_0 + G_1(\omega_2 + \omega_0) + G_2(\omega_2 - \omega_0)(\omega_2 - \omega_1) \dots \quad (6.14)$$

$$tg\alpha_{w\omega_1} = G_0 + G_1(\omega_1 + \omega_0); G_1 = \frac{tg\alpha_{w\omega_1} - G_0}{\omega_1 - \omega_0}; G_0 = tg\alpha_{w\omega_0};$$

$$G_0 = \frac{tg\alpha_{w\omega_2} - G_0 - G_1(\omega_2 - \omega_0)}{(\omega_2 - \omega_0)(\omega_2 - \omega_1)}$$

Рассмотрим сталь марки 40X (рис.4.10). Присвоим экспериментальным данным  $\omega_i$  и  $tg\alpha_{w\omega_i}$ , соответствующие им значения, имеем:

$$\omega_0=2; \omega_1=2,7; \omega_2=100 \text{ Гц};$$

$$tg\alpha_{w\omega_0} = 0,2655; tg\alpha_{w\omega_1} = 0,3293; tg\alpha_{w\omega_2} = 0,1337.$$

Произведя расчеты получим коэффициенты выражения:

$$G_0=0,2655; G_1=9,5695 \cdot 10^{-2}; G_2=-9,9699 \cdot 10^{-4}.$$

Подставив числовые значения в выражение (6.13) получим:

$$tg\alpha_w(\omega)|_{Ст.40X} = 6,889 \cdot 10^{-2} + 10,035 \cdot 10^{-2}\omega - 9,9699 \cdot 10^{-4}\omega^2. \quad (6.15)$$

Взяв экспериментальные данные по кадмию с рис. 3.22 и присвоив соответствующим значениям  $\omega_i$  и  $tg\alpha_{w\omega_i}$  имеем:

$$\omega_0=0,033; \omega_1=1; \omega_2=46,7 \text{ Гц};$$

$$tg\alpha_{w\omega_0} = 0,3214; tg\alpha_{w\omega_1} = 0,2323; tg\alpha_{w\omega_2} = 0,1247.$$

Подсчитаем коэффициенты выражения  $G_i$ :

$$G_0=0,3214; G_1=-9,4238 \cdot 10^{-2}; G_2=1,9724 \cdot 10^{-3}.$$

Используя выражение (6.13) получаем выражение для кадмия:

$$tg\alpha_w(\omega)|_{Cd}=0,3264-9,6276 \cdot 10^{-2}\omega+1,9724 \cdot 10^{-3}\omega^2. \quad (6.16)$$

Аналогично рассмотрим данные испытаний титана ВТ-1-00 (рис. 3.27)

$$\omega_0=46,7; \omega_1=100; \omega_2=233,3 \text{ Гц};$$

$$tg\alpha_{w\omega_0} = 0,2436; tg\alpha_{w\omega_1} = 0,1298; tg\alpha_{w\omega_2} = 0,1298.$$

$$G_0=0,2436; G_1=-2,1225 \cdot 10^{-3}; G_2=1,1386 \cdot 10^{-5}.$$

В результате получим:

$$tg\alpha_w(\omega)|_{BT-1-00}=0,39579-3,7924 \cdot 10^{-3}\omega+1,13864 \cdot 10^{-5}\omega^2. \quad (6.17)$$

По стали 12Х18Н12Т имеем (рис. 4.2):

$$\omega_0=46,7; \omega_1=100; \omega_2=233,3 \text{ Гц};$$

$$tg\alpha_{w\omega_0} = 0,1181; tg\alpha_{w\omega_1} = 0,1085; tg\alpha_{w\omega_2} = 0,1192.$$

$$G_0=0,1181; G_1=-1,8 \cdot 10^{-4}; G_2=1,394 \cdot 10^{-6} \text{ и получаем:}$$

$$tg\alpha_w(\omega)|_{12X18P12T}=0,1338-3,845 \cdot 10^{-4}\omega+1,39 \cdot 10^{-6}\omega^2. \quad (6.18)$$

Экспериментальные данные по никелю (рис. 3.31) позволяют записать:

$$\omega_0=46,7; \omega_1=100; \omega_2=233,3 \text{ Гц};$$

$$tg\alpha_{w\omega_0} = 0,2179; tg\alpha_{w\omega_1} = 0,126; tg\alpha_{w\omega_2} = 0,1386.$$

$$G_0=0,2179; G_1=-1,723 \cdot 10^{-3}; G_2=9,735 \cdot 10^{-6} \text{ и получить:}$$

$$tg\alpha_w(\omega)|_{Ni} = 0,3234 - 3,146 \cdot 10^{-3}\omega + 9,735 \cdot 10^{-6}\omega^2. \quad (6.19)$$

Данные по лантану представлены на рис. 3.7, они позволяют записать:

$$\omega_0=46,7; \omega_1=100; \omega_2=233,3 \text{ Гц};$$

$$tg\alpha_{w\omega_0} = 0,1573; tg\alpha_{w\omega_1} = 0,2133; tg\alpha_{w\omega_2} = 0,3391.$$

Затем подсчитать коэффициенты  $G_i$ :

$$G_0=0,1573; G_1=1,03 \cdot 10^{-3}; G_2=-4,22 \cdot 10^{-7}$$

В конечном итоге получаем:

$$tg\alpha_w(\omega)|_{Ni} = 0,1112 + 9,681 \cdot 10^{-4}\omega + 4,22 \cdot 10^{-7}\omega^2. \quad (6.20)$$

По цинку (рис. 3.11) имеем следующие данные:

$$\omega_0=46,7; \omega_1=100; \omega_2=233,3 \text{ Гц};$$

$$tg\alpha_{w\omega_0} = 0,2243; tg\alpha_{w\omega_1} = 0,2244; tg\alpha_{w\omega_2} = 0,6294.$$

Коэффициенты  $G_i$ :

$$G_0=0,2243; G_1=1,88 \cdot 10^{-6}; G_2=1,6263 \cdot 10^{-5}$$

Окончательное выражение выглядит так:

$$tg\alpha_w(\omega)|_{Zn} = 0,3001 - 21,9724 \cdot 10^{-6}\omega + 1,6263 \cdot 10^{-3}\omega^2. \quad (6.21)$$

По висмуту имеем (рис. 3.18):

$$\omega_0=0,033; \omega_1=1; \omega_2=46,7 \text{ Гц};$$

$$tg\alpha_{w\omega_0} = 0,3111; tg\alpha_{w\omega_1} = 0,1621; tg\alpha_{w\omega_2} = 0,14$$

$$G_0=0,3111; G_1=-0,1541; G_2=3,29 \cdot 10^{-3}$$

$$tg\alpha_w(\omega)|_{Bi} = 0,3163 - 0,1577\omega + 0,0329\omega^2. \quad (6.22)$$

Аналогично по стали марки 40 имеем (рис. 4.14):

$\omega_0=2; \omega_1=2,7; \omega_2=46,7$  Гц;

$tg\alpha_{w\omega_0} = 0,0877; tg\alpha_{w\omega_1} = 0,1311; tg\alpha_{w\omega_2} = 0,16$

$G_0=8,77 \cdot 10^{-2}; G_1=6,51 \cdot 10^{-2}; G_2=-1,4427 \cdot 10^{-3}$

$$tg\alpha_w(\omega)|_{Ст.40} = -5,0194 \cdot 10^{-2} + 7,183 \cdot 10^{-2}\omega + 1,4427 \cdot 10^{-3}\omega^2. \quad (6.23)$$

По стали марки 45 (рис. 4.18):

$\omega_0=46,7; \omega_1=100; \omega_2=233,3$  Гц;

$tg\alpha_{w\omega_0} = 0,1444; tg\alpha_{w\omega_1} = 0,1473; tg\alpha_{w\omega_2} = 0,1853$

$G_0=0,1444; G_1=5,62 \cdot 10^{-5}; G_2=-1,22 \cdot 10^{-6}$  и получить:

$$tg\alpha_w(\omega)|_{Ст.45} = 0,1444 - 1,2227 \cdot 10^{-7}\omega + 1,22 \cdot 10^{-6}\omega^2. \quad (6.24)$$

Экспериментальные данные по галлию позволяют записать уравнения кривых усталости в виде:

$\omega_0=26,7; \omega_1=46,6; \omega_2=100$  Гц;

$\lg \sigma = 1,409 - 0,4049 \lg N$  при  $K_{кор} = -0,736$

$\lg \sigma = 1,09 - 0,2688 \lg N$  при  $K_{кор} = -0,991$  (6.25)

$\lg \sigma = 0,858 - 0,20347 \lg N$  при  $K_{кор} = -0,697$

При  $\omega = 1; 26,7; 46,7$  и  $100$  Гц принимаем  $\omega_0 = 1; \omega_1 = 26,7; \omega_2 = 46,3; \omega_3 = 100$  Гц,

а так же  $tg\alpha_w$  из уравнений (6.25).

$tg\alpha_{w\omega_0} = 0,4049; tg\alpha_{w\omega_1} = 0,2688; tg\alpha_{w\omega_2} = 0,2016; tg\alpha_{w\omega_3} = 0,2347;$

И записываем функцию  $tg\alpha_w(\omega)$  в общем виде:

$$tg\alpha_w(\omega)|_{Ga} = G_0 + G_1(\omega - \omega_0) + G_2(\omega - \omega_0)(\omega - \omega_1) + G_3(\omega - \omega_0)(\omega - \omega_1)(\omega - \omega_2) \quad (6.26)$$

После подстановки числовых значений имеем:

$G_0=40,49; G_1=-5,3025 \cdot 10^{-3}; G_2=4,14795 \cdot 10^{-5}$  и  $G_3=1,38449 \cdot 10^{-7}$

В результате получаем:



$$tg\alpha_w(\omega)|_{Ca} = 0,4111278 - 6,2677 \cdot 10^{-3}\omega + 3,118882 \cdot 10^{-5}\omega^2 + 1,38449 \cdot 10^{-7}\omega^3 \quad (6.27)$$

Сопоставляя между собой полученные зависимости  $tg\alpha_w(\omega)=f(\omega)$  можно отметить некоторую тенденцию к усилению функции при увеличении повреждаемости поверхности, например, у Вi (рис. 3.19), ВТ-1-00 (рис. 3.29) и Сd (рис. 3.23).

Для случаев, когда нет экспериментальных данных по показателям сопротивления усталости и задан достаточно большой частотный диапазон, при котором будет работать изделие (требуется большое количество испытаний и времени) разработан способ определения параметров сопротивления усталости материалов (решение обратной задачи) по аналогии предложенного метода экспресс-оценки показателей сопротивления усталости [339]. Он заключается в том, что образцы исследуемого материала циклически нагружают до разрушения при фиксируемом уровне напряжения и определяют числа циклов нагружения. Испытаниям подвергают как минимум две группы образцов материала до разрушения при максимальной и минимальной частоте заданного режима испытаний, с определением их параметров и последующей корреляции на этих значениях области частотно-скоростного спектра нагружения с использованием интерполяционных функций Ньютона. Параметры сопротивления усталости материалов для любых значений из данного диапазона определяют по полученной расчетно-экспериментальной зависимости, по величине которых судят о степени эксплуатационной пригодности материалов. Достигается снижение трудоемкости испытаний и повышение достоверности результатов определения степени эксплуатационной пригодности материалов.

## 6.5. Ускоренный прогноз параметров сопротивления усталости

Для оперативного определения параметров сопротивления усталости разработан следующий алгоритм с использованием зависимостей по экспериментальным данным полученных в ходе данной работы с учетом частотного фактора [340-341]. Было показано, что влияние частоты на показатели сопротивления усталости материалов является сложным, что затрудняет получение закономерностей, позволяющих прогнозировать долговечность деталей машин с учетом  $\omega$ . В виду изложенного является перспективным накопление статистических данных по повреждаемости поверхности ( $\Phi$ ) в виде широких полос скольжения и количественная оценка  $\Phi$ , а так же связь последней характеристики с показателем сопротивления усталости – тангенсом угла наклона кривой усталости к оси количества циклов ( $\text{tg}\alpha_w = \frac{d\lg\sigma}{d\lg N}$ ).

Наличие экспериментальных данных, приведенных на рис. 3.35, позволяет получить некоторый практический выход результатам исследования для прогнозирования прочности и долговечности. На основе указанных данных разработан метод прогноза усталостных свойств конструкционных материалов. Так, например, зная частоту циклов нагружения, по рис. 3.35 определяем показатель сопротивления усталости  $\text{tg}\alpha_w$ . В результате получаем два значения параметра  $\text{tg}\alpha_w$  для 1-ой и 2-ой группы материалов. Используя значения  $\text{tg}\alpha_w$  с рис. 6.8 снимаем два значения параметра  $\chi = \frac{\sigma_{N=10^6}}{\sigma_B}$ . Данные на однократный разрыв образцов дают возможность знать предел прочности ( $\sigma_e$ ) и уточнить показатели  $\chi$  и  $\sigma_{N=10^6}$ .

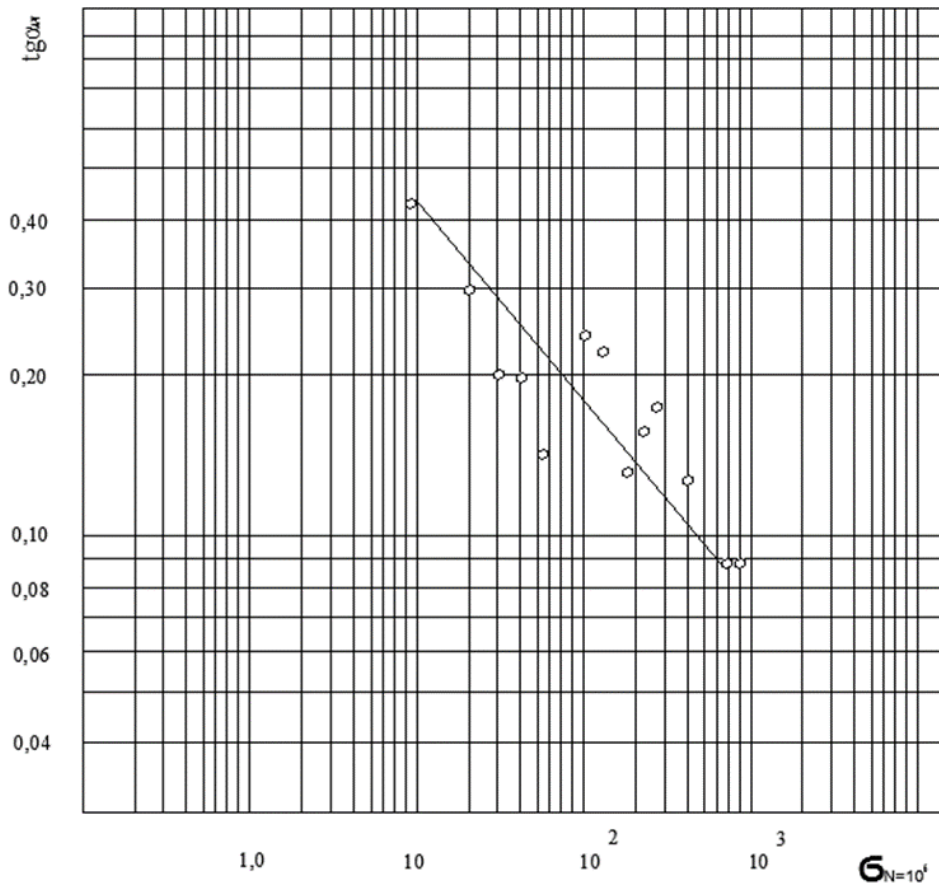


Рис. 6.13. Зависимость показателя сопротивления усталости ( $\text{tg } \alpha_w$ ) от напряжения, соответствующего долговечности  $N=10^6$  циклов

Используя данные рис. 6.13  $\text{tg } \alpha_w$  и  $\sigma_{N=10^6}$  можно построить левую ветвь прогнозируемой кривой усталости. В тех случаях, когда излом кривой усталости соответствует точке  $\sigma_{N=10^6}$ , можно построить всю кривую, проведя правый параллельный оси  $N$  участок (см. рис. 6.15).

Таким образом, получаем экспресс-метод ускоренного построения кривой усталости, когда известна величина предела прочности ( $\sigma_\theta$ ). Используя предложенный метод ускоренного прогноз существенно можно сэкономить как временные, так и материальные затраты, особенно на этапе проектирования и разработки машин и конструкций. При этом с использованием данного прогноза планировать режимы нагружения при испытаниях особо ответственных деталей.

### 6.6. Прогнозирование кривых усталости деталей для оценки прочности и долговечности в процессе циклического нагружения

В основу прогнозирования кривых усталости положен метод Шетулова Д.И. Для решения задачи оценки прочности и долговечности использовали критерии и их зависимости, показанные на рис. 6.2-6.8 [342-346].

В этом случае используется дифференциальное уравнение вида:

$$K_0 \frac{d^n \operatorname{tg} \alpha_w}{d\Phi^n} + K_1 \frac{d^{(n-1)} \operatorname{tg} \alpha_w}{d\Phi^{(n-1)}} + \dots + K_{(n-1)} \frac{d \operatorname{tg} \alpha_w}{d\Phi} + K_n \operatorname{tg} \alpha_w = 0, \quad (6.28)$$

где  $K_0, K_1, \dots, K_n$ , – коэффициенты.

Корни уравнения обозначены как  $\lambda_1, \lambda_2, \dots, \lambda_n$ . Зависимость  $\operatorname{tg} \alpha_w = f(\Phi)$  представляется в виде отдельных функций  $\operatorname{tg} \alpha_{w_1} = e^{\lambda_1 \Phi}$ ;  $\operatorname{tg} \alpha_{w_2} = e^{\lambda_2 \Phi}$ ; ...;  $\operatorname{tg} \alpha_{w_n} = e^{\lambda_n \Phi}$ . Решением представленного дифференциального уравнения является функция:

$$\operatorname{tg} \alpha_w = c_1 \operatorname{tg} \alpha_{w_1} + c_2 \operatorname{tg} \alpha_{w_2} + \dots + c_n \operatorname{tg} \alpha_{w_n},$$

где,  $C_1, C_2, C_3, \dots, C_n$  - константы интегрирования. После преобразований получим систему уравнений вида:

$$c_1 \operatorname{tg} \alpha_{w_1}^{(k)}(\Phi_0) + \dots + c_n \operatorname{tg} \alpha_{w_n}^{(k)}(\Phi_0) = \operatorname{tg} \alpha_w^{(k)}, \quad (6.29)$$

$$\Phi_0 = 0; k = 0, 1, 2, \dots, n-1.$$

Определитель этой системы уравнений имеет вид:

$$\Delta_{on} = (\lambda_2 - \lambda_1) \dots (\lambda_n - \lambda_{n-1}), \quad (6.30)$$

Показатель  $\lambda$  представляет собой характеристику зависимости  $\operatorname{tg}\alpha_w$  от  $\Phi$  при воздействии того или иного фактора:

$$\operatorname{tg}\alpha_{w_i} = e^{\lambda_i\Phi}, \quad (6.31)$$

Любой корень  $\lambda_i$  учитывает один из факторов, влияющий на параметры сопротивления усталости. Поскольку в нашем случае исследуется влияние частоты ( $\omega$ ) циклов, то для определения  $\lambda_\omega$  и  $\operatorname{tg}\alpha_{w_\omega}$  пользуясь рис. 3.34, 3.35, в частности  $\lambda_\omega=0,295$ .  $\operatorname{tg}\alpha_{w_\omega}$  определяется в каждом конкретном случае отдельно:  $\lambda_T$ ;  $\lambda_K$ ;  $\lambda_{ac}$ ;  $\lambda_{м.ф}$  при удовлетворительных коэффициентах корреляции. Индексы означают влияние фактора: температура, концентрация напряжений, асимметрию, масштабный эффект [347-349]. Каждая экспериментальная кривая  $\operatorname{tg}\alpha_{w_i} = e^{\lambda_i\Phi}$  начинается от минимальных средних значений  $\operatorname{tg}\alpha_w$  и  $\Phi_0$ . По этим величинам строилась отдельная зависимость  $\operatorname{tg}\alpha_w = f(\lambda_i)$  (при  $\Phi_0=0$ ) и была определена  $\lambda_0 = 0,1805$ .

Далее с учетом факторов составляется уравнение вида (6.29), определяются константы интегрирования:

$$c_i = \frac{\Delta_{оп_i}}{\Delta_{оп}}, \quad (6.32)$$

где  $\Delta_{оп}$  рассчитывается по формуле (6.30), а  $\Delta_{оп_i}$  получается из этой формулы путем замены  $\lambda_i$  на  $\lambda_0$ .

### **6.6.1. Прогнозирование кривой усталости коромысла тележки главного шасси самолета**

При прогнозировании параметров усталости коромысла (рис. 6.14) учитываем три фактора частоту и асимметрию цикла нагружения, а также материал детали, т.е. термообработку на соответствующую категорию прочности ( $\sigma_B$ ).

Из (6.29) следует, что прогнозируемый наклон кривой усталости детали:

$$tg\alpha_{w_{\Pi}}^{(k)} = c_1 tg\alpha_{w_{\omega}}^{(k)} + c_2 tg\alpha_{w_{ac}}^{(k)} + c_3 tg\alpha_{w_{\sigma_b}}^{(k)}$$

В результате получена система трех уравнений, где  $c_1$ ,  $c_2$  и  $c_3$  – константы интегрирования, которые можно вычислить через определитель вида:

$$\Delta_{оп} = \prod_{j>i} (\lambda_j - \lambda_i) = (\lambda_{ac} - \lambda_{\omega}) \cdot (\lambda_{\sigma_b} - \lambda_{\omega}) \cdot (\lambda_{\sigma_b} - \lambda_{ac})$$

и  $\Delta_{оп_i}$  получается путем подстановки числовых значений:  $\Delta_{оп} = 0,00153823$ ;  $\Delta_{оп_{i1}} = 0,00153823$ ;  $\Delta_{оп_{i2}} = 0,000634858$ ;  $\Delta_{оп_{i3}} = 0,002690522$ ;  $\Delta_{оп_{i3}} = 0,001787149$  и  $C_1 = 0,12719814$ ;  $C_2 = 1,749102769$  и  $C_3 = -1,16822287$

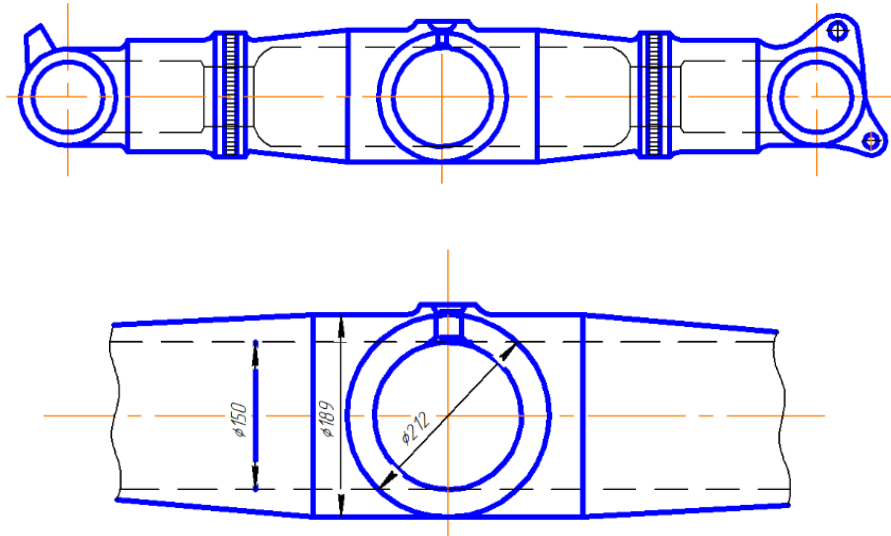


Рис. 6.14. Эскиз коромысла тележки главного шасси самолета и сечение испытанного коромысла.

Выражение для прогнозируемого наклона кривой усталости коромысла (рис. 6.14) имеет вид:

$$tg\alpha_{w_{\Pi}} = 0,41272tg\alpha_{w_{\omega}} + 1,749103tg\alpha_{w_{\sigma_b}} - 1,1618223tg\alpha_{w_{ac}}, \quad (6.33)$$

Определим факторные значения наклонов  $tg\alpha_{w_\omega}$ ,  $tg\alpha_{w_{\sigma_B}}$ ,  $tg\alpha_{w_{a_c}}$ .

По рис. 6.4 при частоте испытаний на стенде равной 0,17 Гц  $tg\alpha_{w_\omega} = 0,155$ , по рис. 6.5  $tg\alpha_{w_{\sigma_B}} = 0,15$  при  $\sigma_B = 1500$  МПа и  $tg\alpha_{w_{a_c}} = 0,12$  по работе [184]. Тогда прогнозируемое приращение наклона кривой усталости детали  $tg\alpha_{w_{\Pi}} = 0,2055$ . Общее значение наклона кривой усталости детали с учетом  $tg\alpha_w$  образца будет  $\approx 0,3$ . Далее надо определить предел усталости при базе  $10^6$  циклов по формуле (6.1).

Коэффициент  $A=58$  по рис. 6.2, поскольку сталь 30ХГСН2А высокопрочная. Получаем  $\sigma_{-1} = 210$  МПа.

Наносим кривую усталости на рис. 6.15.

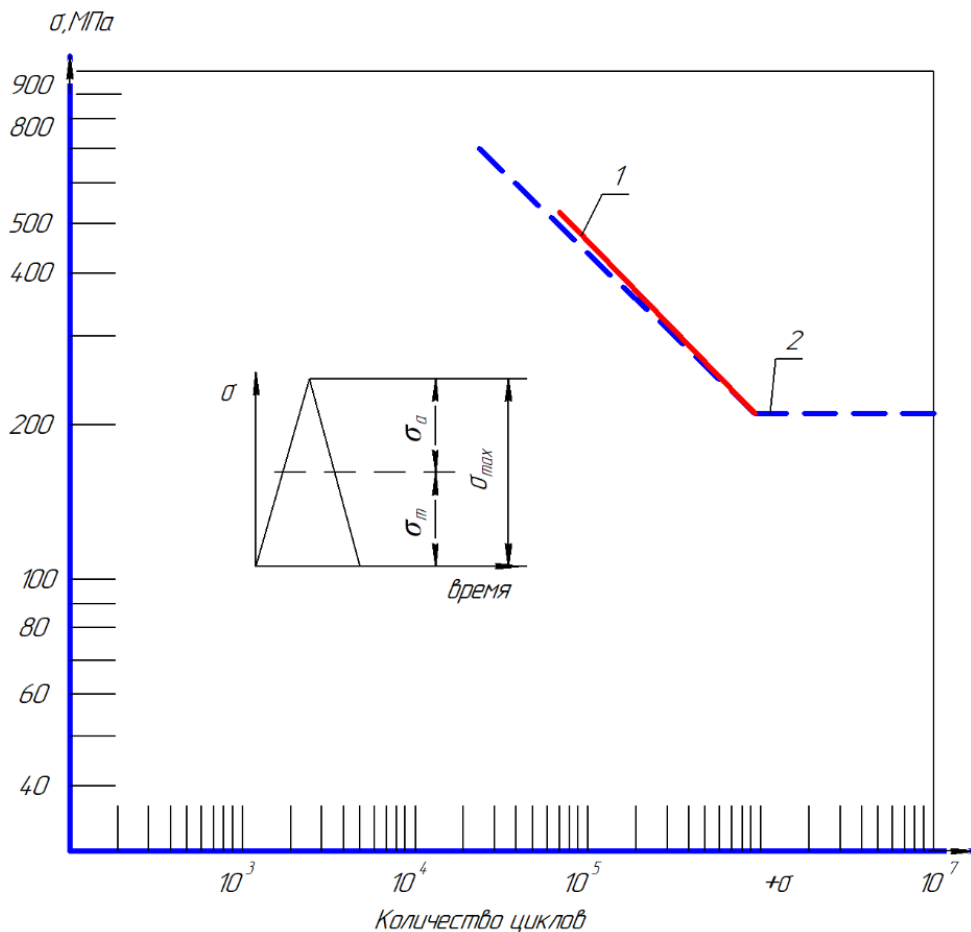


Рис.6.15. Кривые усталости коромысла тележек по целому сечению (сталь 30ХГСН2А,  $\sigma_B = 1650$  МПа): 1 – после испытаний; 2 – прогнозная кривая усталости; и показан цикл нагружения детали на стенде

### 6.6.2. Прогнозирование кривых усталости деталей упругих элементов приборостроения

Экспериментальные данные по показателю сопротивления усталости высокопрочных сталей представлены в зависимости от истинного предела прочности, т.е.  $tg\alpha_w = f(\sigma_B^{ист})$  (рис. 6.5).

Спрогнозируем кривую усталости конкретной детали (рис. 6.16,а) изготовленной из стали 6ХС.

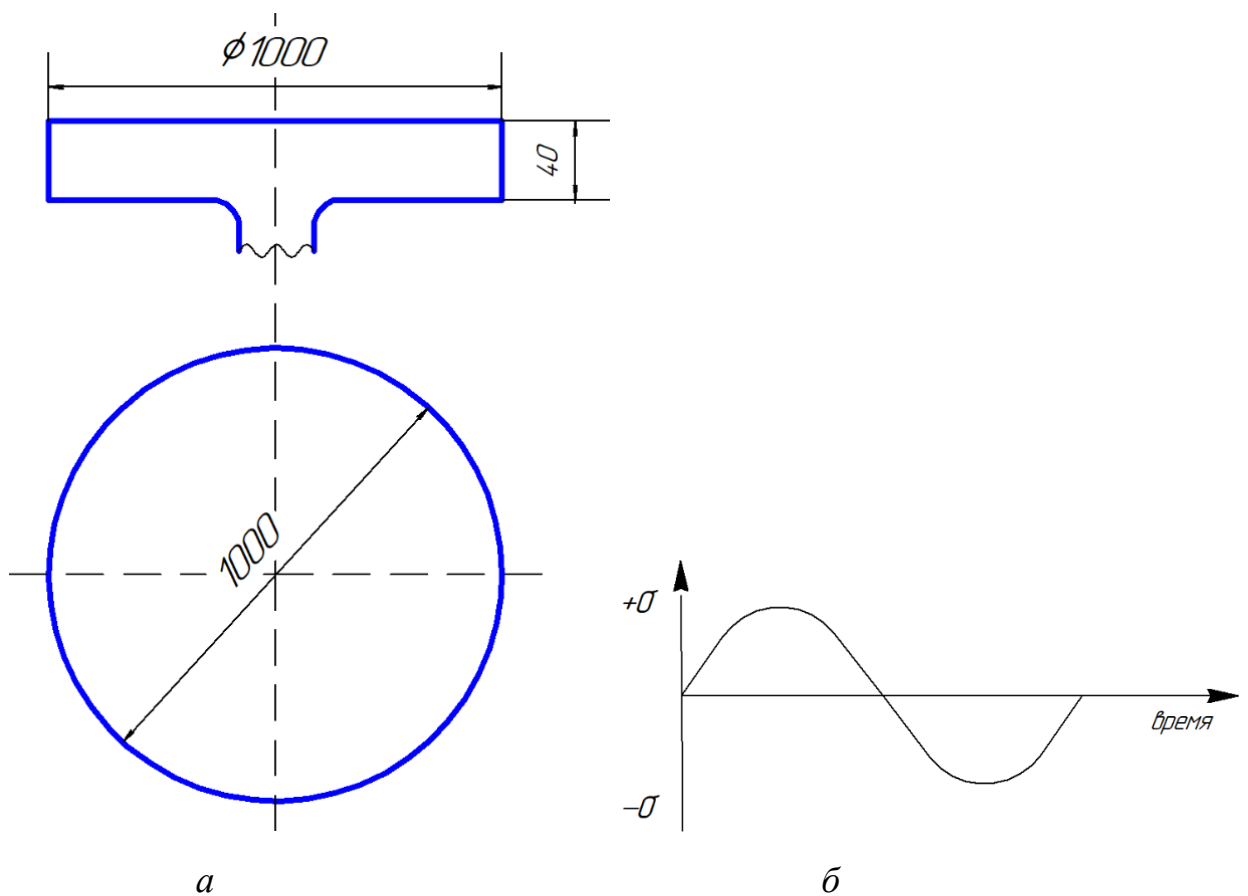


Рис. 6.16. Изображения: а – эскиз детали акустического прибора; б – цикл её нагружения

Деталь нагружается по симметричному циклу (рис. 6.16,б). Учтем влияние частоты циклов, фактора термообработки и масштабного эффекта. Система уравнений для определения приращения показателя сопротивления усталости будет иметь следующий вид:



$$tg\alpha_{w_0} = C_1 tg\alpha_{w_\omega} + C_2 tg\alpha_{w_{m.o.}} + C_3 tg\alpha_{w_{m.ф.}} \quad (6.34)$$

Исходя из формулы (6.30) определитель данной системы уравнений представляется в виде выражения:

$$\Delta_{OP} = (\lambda_{m.o.} - \lambda_w)(\lambda_{m.ф.} - \lambda_w)(\lambda_{m.o.} - \lambda_{m.o.}) \quad (6.35)$$

Используя данные работы [177] и настоящего исследования (рис. 6.7) назначим  $\lambda_\omega = 0,109$ ,  $\lambda_{m.o.} = 0,3351$ ,  $\lambda_{m.ф.} = 0,30103$  и  $\lambda_0 = 0,3175$ .

Подставляя числовые значения в формулу (6.35) получаем  $\Delta_{OP} = 0,0007436$ ; далее заменяя каждое значение  $\lambda_i$  на  $\lambda_0 = 0,1805$  определим  $\Delta_{OP1} = 0,000271962$ ;  $\Delta_{OP2} = 0,00220194$ ;  $\Delta_{OP3} = 0,00178719$ . По выражению (4.6) для констант  $C_i$  посчитаем их  $C_1 = 0,36$ ;  $C_2 = 2,96$ ;  $C_3 = -2,32$ . Выражение для прогнозируемого наклона  $tg\alpha_{w_{\Pi}}$  будет иметь вид:

$$tg\alpha_{w_{\Pi}} = 0,36 tg\alpha_{w_\omega} + 2,96 tg\alpha_{w_{m.o.}} - 2,32 tg\alpha_{w_{m.ф.}}$$

Используя рисунки 6.4, 6.5 и 6.6 определяем  $tg\alpha_{w_\omega} = 0,12$ ;  $tg\alpha_{w_{m.o.}} = 0,1$  и  $tg\alpha_{w_{m.ф.}} = 0,32$ .

Рассчитываем прогнозируемый наклон кривой усталости натурной детали. Он получится равным 0,4032. Используя формулу (6.1) находим величину предела усталости  $\sigma_{-1} = 180$  МПа на базе  $10^6$  циклов. Строим прогнозируемую кривую усталости натурной детали, показанной на рис. 6.16 и представляем ее на рисунке 6.17. Аналогичным образом рассчитаны и построены прогнозируемые кривые усталости деталей машин и рычага шасси самолета [350-352].

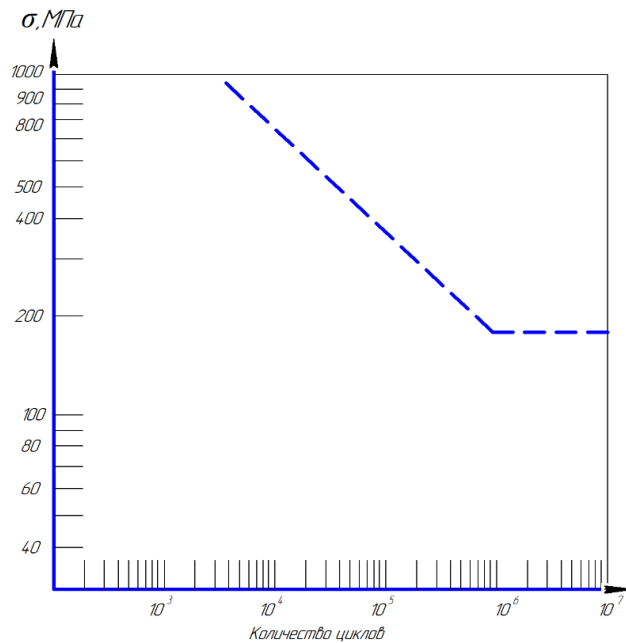


Рис. 6.17. Спрогнозированная кривая усталости натурной детали из стали 6ХС.

### 6.7. Выводы по шестой главе

1. Рассмотрен эффект частоты как фактор, необходимый к применению в расчетах действительного запаса прочности деталей машин и конструкций. Предложен частотно-скоростной параметр  $\varepsilon_{\omega}^M$  в зависимости от частоты нагружения при циклической деформации образцов и деталей. Эффект частоты сильно изменяется в пределах от самой низкой частоты (0,01 Гц) и до 10-15 Гц. За пределами этих частот параметр  $\varepsilon_{\omega}^M$  резко затухает и его влияние нивелируется при нормальных условиях испытаний.

2. По результатам проведенных исследований установлены зависимости влияния различных параметров на закономерности поведения материалов при усталости. Эти зависимости являются нелинейными и применимы для прогнозной оценки циклической прочности и долговечности деталей в различных отраслях техники.

3. Получено общее теоретическое уравнение для описания связи  $\sigma_a(N)$ , в котором содержатся необходимые параметры состояния материала с учетом особенностей циклического нагружения. Оно отражает поведение поликристаллов при усталости и общий характер кривой усталости Велера, а

так же объясняет характер различных типов диаграмм усталости различных материалов: 1) с ростом  $\sigma_a$  число циклов до разрушения снижается, что соответствует феноменологическим представлениям об усталостном разрушении [8, 11, 261-262, 353]; 2) с ростом параметров  $\sigma_k, \rho_{M_0}, \rho_{M_0}/\rho_{M_{кр}}, \sigma_{рх}$  и снижением относительной твердости кривая усталости расположена выше; 3) с ростом показателя напряженного состояния от  $- \Pi$  до  $+ \Pi$ , что соответствует переходу от схем сжатия к схемам растяжения, картина обнаруживается двойственная – из уравнения (6.11) рост показателя  $\Pi$  сам по себе снижает уровень кривой усталости, но т.к. с увеличением этого показателя уменьшается пластичность, то окончательный итог определится соотношением их вкладов; из уравнения (6.12), наоборот, следует, что рост величины  $\Pi$  сам по себе приведет к росту уровня кривой  $N(\sigma_a)$ , но т.к. одновременно должны изменяться пластичность и сопротивление разрушению, то итог определится их соотношением; 4) проведя математические преобразования уравнений (6.11) и (6.12) с учетом величины  $\varepsilon_i^{pp}$ , и подставив вместо  $\sigma_k \varepsilon_i^{pp}$  величину  $A_{уд}(1+n)$  ( $A_{уд}$  – удельная работа материала,  $n$  – показатель деформационного упрочнения), получили, что с ростом удельной работы (вязкости) разрушение и коэффициента упрочнения кривая пойдет выше; 5) поскольку скорость релаксации в поликристаллах – величина векторная  $\vec{\varepsilon} = \vec{\varepsilon}_{пл,д} + \vec{\varepsilon}_р$ , представляющая сумму векторов скорости пластической деформации ( $\vec{\varepsilon}_{пл,д}$ ) и скорости собственно разрушения  $\vec{\varepsilon}_р$  – зарождение и рост трещин, то с учетом этого можно получить, что с ростом  $\vec{\varepsilon}_{пл,д}$  при постоянстве общей скорости релаксации скорость разрушения снизится, кривая усталости пойдет ниже (положе).

4. Установлено количественное выявление и формулировка фактора частоты назначенного к применению в расчетах действительного запаса прочности или точнее запаса прочности по усталости ( $n_g$ ). Действительный запас прочности, выступает в формулах, предложенных для расчета  $n_g$  в неопределенном виде, поскольку концепции влияния частоты циклов

нагружения на усталостную прочность по-существу и в явном виде нет, и необходимо проведение дальнейшего анализа.

5. Предложен метод экспресс оценки расчета показателей сопротивления усталости в заданной области частотно-скоростного спектра нагружения. Расчет позволяет определять численное значение угла наклона левой ветви кривой усталости, который может быть использована при оценке степени эксплуатационной пригодности материалов на стадии проектировании машин и конструкций.

6. Предложен ускоренный способ определения параметров сопротивления усталости материалов заключается в том, что образцы исследуемого материала циклически нагружают до разрушения при фиксируемом уровне напряжения и определяют числа циклов нагружения. Испытаниям подвергают как минимум две группы образцов материала до разрушения при максимальной и минимальной частоте заданного режима испытаний, с определением их параметров и последующей корреляции на этих значениях области частотно-скоростного спектра нагружения с использованием интерполяционных функций. Параметры сопротивления усталости материалов для любых значений из данного диапазона определяют по полученной расчетно-экспериментальной зависимости, по величине которых судят о степени эксплуатационной пригодности материалов.

7. Предложены методы прогноза прочности и долговечности деталей с использованием критериев и графических зависимостей, полученных по результатам экспериментальных и теоретических исследований, проведенных в данной работе и проведена оценка сходимости полученных прогнозных значений в сравнении с испытанием на усталость натуральных деталей. Значения прогноза отличаются не более чем на 10% от данных испытаний на усталость, что является хорошим результатом, т.к. при испытаниях на усталость может наблюдаться разброс данных до 25% и более.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Разработаны новые методики исследования макро- и микроструктур металлических материалов в 2-D и 3-D изображениях с использованием новейшего цифрового материаловедческого микроскопа Keyence VHX-1000 с расширенными возможностями за счет усовершенствованной длиннофокусной оптической системы и цифровой обработки изображения в режиме Optimal Image с использованием функций автоматического распознавания объектива и приближения DOUBLE'R. Для этого были решены две задачи: 1 – необходимо было изучить, проанализировать и выделить из этого многообразия наиболее важные функции наблюдения, записи и измерения, интегрированные в этот микроскоп для исследования структуры металлических материалов в соответствии с целями и задачами, поставленными в наших исследованиях; 2 – разработать методики исследования структуры материалов с применением продвинутых возможностей этих функций микроскопа при механических испытаниях, в том числе на разных стадиях наработки.

2. Разработан новый подход аттестации материалов по прочностным характеристикам и стабильности поведения сплавов, включающий в себя систему параметров, позволяющих обстоятельно отображать функциональные связи и закономерности поведения материалов при испытаниях на усталость и дает возможность обеспечить целостность описания совокупности процессов «упрочнения-разупрочнения» не конкретизируя такие важные параметры, как искажения кристаллической решетки, интенсивность дробления зерен на фрагменты, блоки и их взаимная разориентировка и др, которые так или иначе сказываются на значениях используемых нами показателей. Для сравнительной оценки прочностных характеристик на требуемой базе испытаний был введен относительный коэффициент ограниченной выносливости, который позволяет производить сравнительную оценку относительно максимальных прочностных характеристик (предел прочности  $\sigma_B$ ), как одного материала при разных спектрах нагружения, так и сравнивать

различные материалы без каких-либо сложных расчетов. В рамках представленного подхода предложено аттестовывать исследованные материалы по динамике эволюции рассмотренных параметров в процессе циклического нагружения.

3. Предложен алгоритм комплексного исследования структуры металлических материалов, который представляет исследование несколькими взаимодополняющими методами, включающими оптическую, цифровую и электронную микроскопию, анализ распределения микротвердости по сечению образца вблизи поверхности разрушения, как в процессе циклической деформации на разных этапах наработки, так и после полного разрушения. Определена последовательность и варианты действий, показанные в виде наглядной схемы в данном разделе совместно с его аппаратной реализацией.

4. Сопоставление величин энергии дефекта упаковки  $\gamma$ , изменений структур и наклона кривых усталости при одинаковой гомологической температуре показало, что чем выше  $\gamma$ , тем сильнее развито поперечное скольжение и тем круче наклон кривых усталости ( $\text{tg } \alpha_w$ ). Скоростной эффект выражается при условии  $\omega_2 > \omega_1$ , когда напряжение  $\sigma_{\omega_2}$ , всегда больше  $\sigma_{\omega_1}$ , что и наблюдается у испытанных металлов, но в разной степени, за исключением случаев, относящихся к деформационному старению. Причём, скоростной эффект выражен тем сильнее, чем выше гомологическая температура испытания ( $\theta$ ). При сопоставлении металлов в условиях одинаковых гомологических температур ( $\theta$ ) (например: висмут и кадмий) скоростной эффект оказывается сильнее у металлов с большой энергией дефекта упаковки ( $\gamma$ ), что и наблюдается у висмута ( $\gamma = 300$  мДж/м<sup>2</sup>) по сравнению с кадмием ( $\gamma = 150$  мДж/м<sup>2</sup>), это подтверждается характером и интенсивностью полос скольжения. Что согласуется с теорией вопроса, так как  $K_{\text{AuBi}} < K_{\text{AuCd}}$  и интенсивность функции  $U_{\text{п.с.}}$  в виде произведения  $|K_{\text{Au}} * K_j|_{\text{Bi}} < |K_{\text{Au}} * K_j|_{\text{Cd}}$ , что приводит к соотношению  $U_{\text{п.с. Bi}} < U_{\text{п.с. Cd}}$ . При одинаковых значениях ( $\theta$ ) и ( $\gamma$ ) скоростная зависимость усиливается в последовательности типов кристаллических структур: ГЦК – ГП – ОЦК – АК.

5. Установлено влияние энергии дефекта упаковки на повреждаемость поверхности в условиях изменения частоты циклов нагружения: чем выше энергия  $\gamma$ , тем более превалирует разупрочнения над упрочнением и тем меньше сопротивление среды прохождению физического процесса пластической деформации путём скольжения расщеплённых дислокаций. И наоборот: чем ниже  $\gamma$ , тем больше материал способен к деформационному упрочнению, сопротивление среды прохождению физического процесса пластической деформации выше. В металлах с низким показателем  $\gamma$  и малыми значениями наклона кривой усталости определена слабая температурная зависимость сопротивления усталости, проявляющаяся в близком (по оси ординат) расположении друг к другу кривых усталости, полученных при разных  $\theta$ ; с другой стороны, в металлах с большими значениями  $\gamma$  и крутыми наклонами кривых усталости к оси количества циклов ( $N$ ) отмечается сильная температурная зависимость прочности, выражающаяся в больших расстояниях между кривыми усталости, полученных при соответствующих температурах. Среди этой группы металлов, как указывалось никель ведет себя аномально. Поперечные скольжения у  $N_i$  развиты достаточно сильно, это следует из микроскопических снимков. Разрушение в  $N_i$  носит внутризеренный характер, а при соприкосновении полосы скольжения с разницей зерна в соседнем зерне точно с этого же места начинает развиваться новая полоса скольжения. В дальнейшем в этих полосах зарождается трещина, границы при этом не разрушаются. Границы в  $N_i$  настолько прочны, что доля вакансионного механизма сводится почти к нулю. В этом случае рост температуры не приводит к смене механизма, и температурная зависимость усталостной прочности выражена слабо. При рассмотрении поведения границ зерен аналогично никелю ведет себя титан и стали аустенитного класса. Однако у этих сплавов пограничное разрушение все же наблюдается, как и у меди. Что касается углеродистый сталей, то они «плохо» сопротивляются усталостному

разрушению, что может быть тоже обусловлено сильно развитым поперечным скольжением в зернах феррита, в следствии высокой  $\gamma$ .

6. Установлены значения показателей сопротивления усталости при изменениях частотно-амплитудного режима испытаний в результате чего определены две характерные группы материалов: в первой наблюдается увеличение параметров сопротивления усталости с ростом частотно-скоростных характеристик и жесткости напряженного состояния, во второй – наоборот – повышение величины частоты нагружения, и смягчение схемы напряженного состояния приводят к заметному уменьшению параметра сопротивления усталости вне зависимости от структурного состояния, т.е. к уменьшению наклона левой ветви кривой усталости, а соответственно увеличению долговечности. Улучшение параметра сопротивления усталости связано с повышением упрочняемости материала поверхностных слоев образцов (деталей), что снижает усталостную повреждаемость собственно поверхности. Таким образом, по изменению угла наклона кривой усталости можно сделать косвенную оценку результатов испытаний по различным схемам и спектрам нагружения в разном структурном состоянии материала. Однако, надо иметь в виду, что параметр  $\text{tg } \alpha_w$  напрямую связан с повреждаемостью поверхности ( $\Phi$ ), и в обеих группах материалов рост показателя ( $\Phi$ ) приводит к увеличению  $\text{tg } \alpha_w$ .

7. На примере исследования кинетики усталостного разрушения стали 30ХГСН2А с позиций периодичности и стадийности процессов накопления повреждений при различных вариациях частотно-амплитудного режима испытаний по различным схемам нагружения установлено, что на стадии циклической текучести или негетерогенной деформации, в которой наблюдается пластическое течение материала, на поверхности появляется волнистый рельеф, выраженный в виде экструзий и интрузий. Стадия циклического упрочнения (разупрочнения) завершается достижением линии необратимых повреждений (линии Френча), чему соответствует образование микротрещин. Стадия распространения усталостных трещин является



заключительной при разрушении образцов в процессе циклических испытаний. Характеризуется стартом одной из микротрещин, перерастающей в магистральную трещину, которая, распространяясь по телу образца, приводит его к разрушению. При графическом изображении эта стадия находится в диапазоне между линией Френча и линий (кривой) усталости. Упрочнение происходит на ранних стадиях нагружения. Начиная с  $5 \div 10\%$  от времени полной наработки, достигается длительное состояние насыщения вплоть до разрушения, при сохранении локальной пластической деформации. Локальные зоны в поверхностном слое одновременно являются источниками экструзий и интрузий, образующих деформационный профиль и иницирующих полосы скольжения. Эти полосы по мере накопления повреждений в поверхностном слое генерируют микрорастрескивание поверхности, после чего развивается магистральная трещина. При знакопеременном поперечном изгибе и изгибе с вращением микропластическую деформацию испытывает только поверхностный слой образца. Именно в нем и прилегающей к нему зоне наблюдается локальное структурное превращение, о чем свидетельствует максимальная микротвердость образца вблизи поверхности. Данный факт приводит к снижению  $\text{tg}\alpha_w$ , что сопровождается упрочнением поверхности и увеличением сопротивления усталости. В случае работы материала по пульсирующему циклу растяжения-сжатия микропластической деформации подвержено все сечение образца. Однако за счет существования градиента плотности дислокаций по толщине образца его поверхность упрочняется в этом случае в меньшей степени, чем при испытаниях по более мягким схемам нагружения, что отражается в увеличении  $\text{tg}\alpha_w$ .

8. Получены общие аналитические уравнения для описания поведения кривых усталости поликристаллических металлов и сплавов, позволяющие представить влияние факторов их состояния: дефектности, структурно-энергетического состояния, релаксационной способности, напряженно-деформированного состояния в зависимости от влияния внешних

условий циклического нагружения. Уравнения позволяют моделировать различные ситуации поведения поликристаллов при усталости в металлах, а также анализировать кривые усталости материалов, находящихся в различных состояниях. Из уравнений следует, что с ростом показателя напряженного состояния, что соответствует переходу от схем сжатия к схемам растяжения, картина обнаруживается двойственная – рост показателя напряженного состояния сам по себе снижает уровень кривой усталости, но т.к. с увеличением этого показателя уменьшается пластичность, то окончательный итог определится соотношением их вкладов и наоборот, рост величины показателя напряженного состояния сам по себе приведет к росту уровня кривой  $N(\sigma_a)$ , но т.к. одновременно должны изменяться пластичность и сопротивление разрушению, то итог определится их соотношением. Поскольку скорость релаксации в поликристаллах – величина векторная  $\vec{\epsilon} = \vec{\epsilon}_{пл.д} + \vec{\epsilon}_р$ , представляющая сумму векторов скорости пластической деформации ( $\vec{\epsilon}_{пл.д}$ ) и скорости собственно разрушения  $\vec{\epsilon}_р$  – зарождение и рост трещин, то с учетом этого можно получить, что с ростом  $\vec{\epsilon}_{пл.д}$  при постоянстве общей скорости релаксации скорость разрушения снизится, кривая усталости пойдет ниже (положе).

9. Разработана методика оценки стабильности усталостных свойств и долговечности материала при высокочастотном нагружении, аппроксимирующем спектр эксплуатационного нагружения деталей и произведена оценка влияния перерывов процесса длительных испытаний на параметры усталости материалов.

10. На базе выполненных теоретических и экспериментальных исследованиях разработаны рекомендации по практическому применению по предпочтительному выбору широко применяемых марок сталей для изготовления реальных деталей машин и конструкций для эксплуатации в условиях нагружения, относящихся к исследованному частотно-скоростному диапазону с учетом стоимости и вида предварительной обработки детали. Например, при изготовлении валов, работающих при очень низких частотах

нагружения при выборе материала для их изготовления между сталью 40 и сталью 40Х, при прочих равных условиях (одинаковые размеры, форма, стоимость этих сталей существенно не различается и прочностные характеристики близки при определенных методах обработки, и т.д.) рекомендуем взять сталь 40, а при частотах 50 Гц и выше сталь 40Х.

11. Разработаны модели, методы и алгоритмы исследований и расчетов повреждаемости поверхности, соотношения частот и скоростей нагружения, релаксации напряжений, усталостной прочности и долговечности, оценки надежности и стабильности поведений материалов образцов и натуральных деталей машин с учетом различных схем нагружения. Метод определения параметров сопротивления усталости при любой частоте нагружения в пределах заданного спектра. Метод экспресс-оценки параметров сопротивления усталости. Метод прогноза прочности и долговечности деталей по параметрам их структуры и повреждаемости поверхности. Представленные методики, модели, алгоритмы и рекомендации использованы: для анализа и прогнозирования долговечности деталей ОАО «Гидромаш» Нижний Новгород.

**ЛИТЕРАТУРА**

1. Арутюнян, Р.А. Проблема усталости и вероятностные методы её решения / Р.А. Арутюнян // Вестник Российского фонда фундаментальных исследований. – 2006. – №2. – С. 47-60.
2. Терентьев, В.Ф. Теория и практика повышения надежности и работоспособности конструкционных металлических материалов: учебное пособие / В. Ф. Терентьев, А. Г. Колмаков, Ю. А. Курганова. – Ульяновск: УлГТУ, 2010. – 268 с.
3. Белл, Дж. Ф. Экспериментальные основы механики деформируемых твердых тел / Дж. Ф. Белл. – М.: Наука, 1984. Ч. 1. – 597 с. Ч. 2. – 441 с.
4. Вейбулл, В. Усталостные испытания и анализ их результатов / В. Вейбулл. – М.: Машиностроение, 1964. – 276 с.
5. Арутюнян, А.Р. Формулировка критерия усталости, основанного на концепции скрытой энергии деформации / Р.А. Арутюнян // Физическая мезомеханика. – 2010. – Т. 13, №2. – С. 31-39.
6. Мак-Ивили, А.Дж. Анализ аварийных разрушений / Пер. с англ. Э.М. Лазарева, И.Ю. Шкадиной. Под. ред. Л.Р. Ботвиной. – М.: Техносфера, 2010. – 416 с.
7. Терентьев, В. Ф. Усталость металлических материалов / Отв. ред. Н.П. Лякишев. – М.: Наука, 2002. – 248 с.
8. Иванова, В.С. Природа усталости металлов / В.С. Иванова, В.Ф. Терентьев. – М.: Металлургия, 1975. – 456 с.
9. Suresh, S. Fatigue of metals / S. Suresh. – Cambridge University Press, 2006. – 701 p.
10. Горицкий, В.М. Структура и усталостное разрушение металлов / В.М. Горицкий, В.Ф. Терентьев. – М.: Металлургия, 1980. – 207 с.
11. Коцаньда, С. Усталостное растрескивание металлов / С. Коцаньда. – М.: Металлургия, 1990. – 622 с.

12. Kazymyrovych, Vitaliy. Very high cycle fatigue of engineering materials - A literature review / Vitaliy. Kazymyrovych. – Karlstad University Studies, 2009:22.
13. Иванова, В.С. Количественная фрактография. Усталостное разрушение / В.С. Иванова, А.А. Шанявский. – Челябинск: Metallurgiya, 1988. – 400 с.
14. Митченко, Е. Л. Проблемы прочности / Е. Л. Митченко. – 2007. – № 3. – С. 5-52.
15. Терентьев, В.Ф. Периодичность и стадийность разрушения металлических при усталости / В.Ф. Терентьев // Деформация и разрушение материалов. – 2013. – № 10. – С. 02-07.
16. Технология комплексного исследования разрушения деформированных металлов и сплавов в разных условиях нагружения: учеб. пособие / Г.В. Пачурин, А.Н. Гущин, К.Г. Пачурин, Г.В. Пименов. – Н. Новгород, 2005. – 141 с.
17. Иванова, В.С. Синергетика: прочность и разрушение металлических материалов / В.С. Иванова. – М.: Metallurgiya, 1992. – 159 с.
18. Иванова, В.С. Разрушение металлов / В.С. Иванова. – М.: Metallurgiya, 1979. – 168 с.
19. Херцберг, Р.В. Деформация и механика разрушения конструкционных материалов / Р.В. Херцберг. – М.: Metallurgiya, 1989. – 576 с. (Hertzberg R.W. Deformation and fracture mechanics of engineering materials (Fourth Edition) / New York: John & Sons, 1996. – 786 p.).
20. Трощенко В.Т. Усталость и неупругость металлов / В.Т. Трощенко. – Киев: Наукова думка, 1971. – 268 с.
21. <http://www.graton.su/pokryties3.html>
22. <http://ppdsio.narod.ru>
23. <http://www.ostu.ru/conf/tech2001 /brover.html>

24. Циклические деформации и усталость металлов: в 2 т. Малоцикловая и многоцикловая усталость металлов / В.Т. Трощенко, Л.А. Хамаза, В.В. Покровский [и др.]. – Киев: Наукова думка, 1985. – 216 с. – 1 т.
25. Циклические деформации и усталость металлов: в 2 т. Долговечность металлов с учетом эксплуатационных и технологических факторов / В.Т. Трощенко, Л.А. Хамаза, В.В. Покровский [и др.]. – Киев: Наукова думка, 1985. – 224 с. – 2 т.
26. Трощенко, В.Т. Сопротивление усталости металлов и сплавов: в 2 т./ В.Т. Трощенко, Л.А. Сосновский – Киев: Наукова думка, 1987. – 1302 с. – 1, 2 т.
27. Золоторевский, В.С. Механические свойства металлов / В.С. Золоторевский. – М.: МИСиС, 1998. – 400 с.
28. Терентьев, В.Ф., Оксогоев А.А. Циклическая прочность металлических материалов: Учеб. пособие. – Новосибирск: Изд-во НГТУ, 2001. – 61 с.
29. Трощенко, В.Т. Трещиностойкость металлов при циклическом нагружении / В.Т. Трощенко, В.В. Покровский, А.В. Прокопенко. – Киев: Наукова думка, 1987. – 256 с.
30. Екобори, Т. Физика и механика разрушения и прочности твердых тел / Пер. с англ. К.С. Чернявского. Под. ред. В.С. Ивановой. – М.: Металлургия, 1971. – 264 с.
31. Школьник, Л.М. Скорость роста трещин и живучесть металлов / Л.М. Школьник. – М.: Металлургия, 1973. – 216 с.
32. Терентьев, В.Ф. Стадийность процесса усталостного разрушения металлических материалов / В.Ф. Терентьев // Металлы. – 1996. – № 6. – С. 14-20.
33. Теоретические основы повышения эксплуатационной долговечности штампованных металлоизделий: учеб. пособие / Г.В. Пачурин, А.Н. Гущин, В.В. Галкин, В.Г. Пачурин; НГТУ. – Н. Новгород, 2006. – 176с.

34. Школьник, Л.М. Методика усталостных испытаний. Справочник. / Л.М. Школьник. – М.: Металлургия. – 1978. – 304 с.
35. Сулима, А.М. Качество поверхностного слоя и усталостная прочность деталей из жаропрочных и титановых сплавов / А.М. Сулима, М.И. Евстигнеев. – М.: Машиностроение. – 1974. – 256 с.
36. Мыльников, В.В. Прогнозирование циклической прочности и долговечности конструкционных материалов / В.В. Мыльников, Е.А. Чернышов, Д.И. Шетулов. – Москва, Из-во: Спутник+, 2013. – 146 с.
37. Серенсен, С.В. Прочность металла и расчет деталей машин / С.В. Серенсен. – ОНТИ. НИИШ. – 1937. – С.22-23.
38. Hempel, M., Verformungsspuren und Rißbildung an der Oberfläche von biegewechselbeanspruchten Flachproben hochfester Aluminiumlegierungen / M. Hempel // Archiv für das Eisenhüttenwesen, 1966. – Vol. 42. – No. 10. – p. 749-757.
39. Иванова, В.С. Усталостное разрушение металлов / В.С. Иванова. – М.: Metallurgizdat, 1963. – 272 с.
40. Серенсен, С.В. Сопротивление материалов усталостному и хрупкому разрушению: / С.В. Серенсен. – М.: Атомиздат, 1975. – 191 с.
41. Кеннеди, Ф.Дж. Ползучесть и усталость в металлах / Ф.Дж. Кеннеди. – Изд-во «Металлургия», 1965. – 331с.
42. Шетулов, Д.И. К оценке сопротивления усталости материалов по повреждению поверхностных аномальных слоев / Д.И. Шетулов // Физико-химическая механика материалов. – 1984. – № 6. – С. 117.
43. Аллен, Н.П. Сб. Усталость металлов / Н.П. Аллен, П.Дж. Форрест. – Изд-во иностр. литературы (перевод с англ.), 1961. – С. 49.
44. Шетулов, Д.И. Оценка повреждаемости поверхности высокопрочных материалов при циклических нагрузках / Д.И. Шетулов, С.Н. Муравьев, В.В. Андреев // Материаловедение и высокотемпературные технологии: Межвуз. сб. науч. тр. – Выпуск 1. Н.Новгород: НГТУ, 1999. – С. 94-99.

45. Карпенко, Г.В. Прочность стали в коррозионной среде / Г.В. Карпенко. – М.: Машгиз., 1963. – 203 с.
46. Gohn, G.R. and Ellis W.C. Fatigue of Lead Cable Sheath. Proc. Amer. Soc. Test. Mat. 51. – 1951. – p.721.
47. Вопросы коррозионно-механической прочности металлов / Л.А. Гликман, Е.Н. Костров, Л.А. Супрун, Н.А. Елин [и др.]. – Ленинград: Мор. транспорт, 1959. – 76 с.
48. Карлашов, А.В. Вопросы машиноведения и прочности в машиностроении / А.В. Карлашов. – АН УССР, 1964. – 253 с.
49. Олькин, В.И. Влияние тренировки на выносливость конструкционных сплавов / В.И. Олькин, А.З. Воробьев, А.А. Гольденберг // ТИ. вып. 1239.
50. Нгуен Нгок, Т. Влияние частот нагружение на сопротивление усталости материалов / Т. Нгуен Нгок, В.М. Капралов, Г.С. Коленько // Научно-технические ведомости СПбПУ. Естественные и инженерные науки. – 2019. – Т. 25. – №2. – С. 68-77.
51. Гудков, М.И. Внешние нагрузки и прочность летательных аппаратов / М.И. Гудков, П.С. Лешаков. – М.: Машиностроение, 1968. – 153 с.
52. Воробьев, А.З. Влияние повышенной температуры на выносливость элементов конструкций / А.З. Воробьев, Б.Ф. Богданов, Б.И. Олькин // Т.Ц. вып. 1417.
53. ГОСТ 23207-78 Сопротивление усталости. Основные термины, определения и обозначения. – М.: Изд-во стандартов, 1981. – 48 с.
54. ГОСТ 25.505- 79 Расчеты и испытания на прочность. Методы механических испытаний металлов. Метод испытаний на малоцикловую усталость при термомеханическом нагружении. – М.: Изд-во стандартов, 1979. – 10 с.
55. Иванова, В.С. Общность природы предела усталости и физического предела текучести. Усталость металлов / В.С. Иванова, В.Ф. Терентьев, В.Г. Пойда // – М.: Наука, 1971. – С. 15-23.



56. Стрижало, В.А. Циклическая прочность и ползучесть металлов при малоцикловом нагружении в условиях низких и высоких температур / В.А. Стрижало. – Киев: Наук. Думка, 1978. – 241 с.
57. Oh, Youn Jun. Low-cycle fatigue crack initiation and break in stratin – life curve of Ai-Li 8090 alloy / Youn Jun Oh, Bong Sang Lee, Sang Chul Kwon et al. // Met. and Mater. Trans. A. – 1999. – Vol. 30. – P. 887-890.
58. Ратнер, С.И. Разрушение при повторных нагрузках / С.И. Ратнер. – М.: Оборонгиз, 1959. – 352 с.
59. Терентьев, В.Ф. Особенности протекания пластической деформации ОЦК металлов в области микротекучести / В.Ф. Терентьев, Л.Г. Орлов, В.Г. Пойда // Пробл. прочности. – 1972. – №9. – С. 34-37.
60. Hunter, M.S. Metallographic aspects of fatigue behavior of aluminium / M.S. Hunter, W.G. Fricke // Proc. ASTM. – 1954. – Vol. 54 – P. 717-736.
61. Иванова, В.С. Усталостное разрушение металлов / В.С. Иванова. – М.: Металургиздат, 1963. – 272 с.
62. Трощенко, В.Т. Прогнозирование долговечности металлов при многоцикловом нагружении / В.Т. Трощенко // Пробл. прочности. – 1980. – № 10. – С. 31-39.
63. Ярема, С.Я. Стадийность усталостного разрушения и её следствия / С.Я. Ярема // Физ.-хим. Механика материалов. – 1973. – Т.9, №6. – С. 66-72.
64. Шевеля, В.В. Кинетика накопления усталостной повреждаемости металлов и структурные аспекты ее оптимизаций / В.В. Шевеля, А.Н. Гладченко // Сб. науч. тр. Киев. ин-та инж. гражд. авиации. – 1973. – №4. – С. 46-51.
65. French, H. Fatigue and the hardening of steels / H. French // Trans. ASTM. – 1993. – Vol. 21. – P. 899-946.
66. Романив, О.Н. Трещинообразование при усталости металлов: (Обзор) / О.Н. Романив, В.Н. Андрусив, В.И. Борсукевич // Физ.-хим. Механика материалов. – 1988. – Т.24, № 1. – С. 3-21.

67. Терентьев, В.Ф. Эволюция структуры при усталости металлов как результат самоорганизации диссипативных структур. Синергетика и усталостное разрушение металлов / В.Ф. Терентьев. – М.: Наука, 1989. – С. 78-87.
68. Козлов, Э.В. Природа упрочнения металлических материалов / Э.В. Козлов, Н.А. Конева // Известия высших учебных заведений. Физика. – 2002. – №3. – С. 52-71.
69. Панин, В.Е. Физическая мезомеханика материалов. Том 1 / В.Е. Панин; Отв. ред. С.Г. Псахье. – Томск: ТГУ, 2015. – 462 с.
70. Физическая мезомеханика и компьютерное конструирование материалов / Под ред. В.Е. Панина. – Новосибирск: Наука, 1995. – Т. 1. – 298 с., Т. 2. – 320 с.
71. Панин, В.Е. Основы физической мезомеханики / В.Е. Панин // Физическая мезомеханика. – 1998. – Т.1, №1. – С. 5-22.
72. Иванова, В.С., Синергетика и фракталы в материаловедении / В.С. Иванова, А.С. Баланкин, И.Ж. Бунин, А.А. Оксогоев. – М.: Наука, 1994. – 383 с.
73. Шанявский, А.А. Безопасное усталостное разрушение элементов авиаконструкций. Синергетика в инженерных приложениях / А.А. Шанявский. – Уфа: Монография, 2003. – 803 с.
74. Иванова, В.С. Синергетика и фракталы. Универсальности механического поведения материалов / В.С. Иванова, И.Р. Кузеев, М.М. Закирничная. – Уфа: Изд-во УГНТУ, 1998. – 363 с.
75. Скуднов, В.А. Синергетика явлений и процессов в материаловедении, упрочняющих технологиях и разрушений: учеб. пособие / В.А. Скуднов. – НГТУ им Р.Е. Алексеева. – Н.Новгород, 2011. – 198 с.
76. Shanyavskiy, A.A. Bifurcation diagram for in-service fatigued metals / A.A. Shanyavskiy // Original Research Article, Procedia Engineering. – Vol. 2. – Issue 1. – April. – 2010. – Pp. 241-250.

77. Иванова, В.С. Синергетика. Прочность и разрушение металлических материалов / В.С. Иванова. – М.: Наука, 1992. – 160 с.
78. Хакен, Г. Синергетика. Иерархия неустойчивостей в самоорганизующихся системах и устройствах / Г. Хакен. – М.: Мир, 1985. – 419 с
79. Шанявский, А.А. Процессы самоорганизованного разрушения металлов при многопараметрическом нагружении / А.А. Шанявский, А.Д. Никитин // *Фундаментальные исследования*. – 2012. – № 4(5). – С. 3-20.
80. Шанявский, А.А. Модели зарождения и развития усталостного разрушения под поверхностью металлов / А.А. Шанявский // *Научный вестник МГТУ ГА*. – 2012. – №178. – С. 32-44.
81. Шанявский, А.А. Масштабные уровни процессов усталости металлов / А.А. Шанявский // *Физическая мезомеханика*. – 2014. – Т. 17. – № 6. – С. 87-98.
82. Шанявский, А.А. Масштабная иерархия процессов малоциклового, многоциклового и сверхмногоциклового усталости разрушения титанового сплава / А.А. Шанявский, А.Л. Никитин, Т. Palin-Luc, С. Bathias // *Физическая мезомеханика*. – 2014. – Т. 17. – № 4. – С. 59-68.
83. Shanyavskiy, A.A. Mechanisms and modeling of subsurface fatigue cracking in metals / A.A. Shanyavskiy // *Engineering Fracture Mechanics*. – 2013. – Т. 110. – С. 350-363.
84. Mughrabi, H. Dislocation in fatigue // *Dislocations and properties of real materials* / H. Mughrabi // *L.: Inst. Of Metals*. – 1985. – Book 323. – P. 244.
85. Майер, П. Стадия 1, предшествующая распространению трещин // *Поведение стали при циклических нагрузках* / П. Майер; Пер. с пер. под ред. В. Даля. – М.: Металлургия, 1983. – С. 144-173
86. Романов, А.Н. Проблемы материаловедения в механике деформирования и разрушения на стадии образовании трещин. Часть 9. Малоцикловая усталость конструкционных металлических материалов / А.Н.

Романов // Вестник научно-технического развития. – 2015. – № 12 (100). – С. 42-62.

87. Эффекты циклического деформационного упрочнения сплавов с метастабильным аустенитом / С.В. Главковской, Д.И. Вичужанин, С.В. Смирнов, Т.П. Богданова, Б.М. Эфрос // Физика и техника высоких давлений. – 2008. – Т. 18. – № 3. – С. 125-132.

88. Polák, J. Cyclic plasticity and low cycle fatigue life of metals / J. Polák. – 2nd ed. Prague: Academia/Elsevier, 1991. – 315 p.

89. Suresh S. Fatigue of Materials / S. Suresh. – Cambridge University Press, Cambridge. UK, 1991. – 586 p.

90. Kunz, L. Strain localization and fatigue crack initiation in ultrafine-grained copper in high- and giga-cycle region / Ludvík Kunz, Petr Lukáš, Lucie Navrátilová // International Journal of Fatigue. – 2014. – Vol. 58. – pp. 202–208

91. Mughrabi, H. Microscopic mechanisms of metal fatigue / H. Mughrabi. – In: Haasen P, Gerold V, Kostorz G, editors. 5th Int. Conf. on the Strength of Metals and Alloys (ICSMA5), Pergamon Press, Oxford. – 1980. – p. 1615–1639.

92. Mughrabi, H. Dislocations in fatigue / H. Mughrabi // In: Dislocations and properties of real materials Book No. 323. The Institute of Metals, London. – 1985. – p. 244–262.

93. Woods, PJ. Low amplitude fatigue of copper and copper-5 at percent aluminum single-crystals / PJ. Woods // Philos Mag. – 1973. – 28: – pp.155–91.

94. Polák, J. Fatigue crack initiation – the role of point defects / J Polák, J. Man // Int J Fatigue. – 2014. – 65. – pp. 18–27.

95. Man, J. Study of surface relief evolution in fatigued 316L austenitic stainless steel by AFM / J. Man, K. Obrtlík, J. Polák // Mat Sci Eng a-Struct. – 2003. – 351. – pp. 123–132.

96. Polák, J. Surface-topography and crack initiation in emerging persistent slip bands in copper single-crystals / J. Polák, T. Lepistö, P. Kettunen // Mater Sci Eng. – 1985. – 74. – pp. 85–91.

97. Hunsche, A. Quantitative measurement of persistent slip band profiles and crack initiation / A. Hunsche, P. Neumann // *Acta Metall.* – 1986. – 34. – pp. 207–217.
98. Winter, A.T. Etching studies of dislocation microstructures in crystals of copper fatigued at low constant plastic strain amplitude / A.T. Winter // *Philos Mag.* – 1973. – 28. – pp. 57–64.
99. Basinski, Z.S. Fundamental-aspects of low amplitude cyclic deformation in face-centered cubic-crystals / Z.S. Basinski, S.J. Basinski // *Prog Mater Sci.* – 1992. – 36. – pp. 89–148.
100. Man, J. Atomic force microscopy of surface relief in individual grains of fatigued 316L austenitic stainless steel / J. Man, K. Obrtlík, C. Blochwitz, J. Polák // *Acta Mater.* – 2002. – 50. – pp. 3767–3780.
101. Schwab, A. Atomic force microscopy of slip lines on the surface of a fatigued nickel single crystal / A. Schwab, O. Meissner, C. Holste // *Phil Mag Lett.* – 1998. – 77. – pp. 23–31.
102. Man, J. Extrusions and intrusions in fatigued metals / J. Man, K. Obrtlík, J. Polák // Part 1. State of the art and history, *Philosophical Magazine.* – 2009. – 89:16. – pp. 1295-1336.
103. Laird, C. Mechanisms of fatigue crack nucleation / C. Laird, D.J. Duquette // In: McEvily AJ, Devereux O, Staehle R.J, editors. *Corrosion Fatigue*, Houston. – 1972. – p. 88–117.
104. Polák, J. Experimental evidence and physical models of fatigue crack initiation / J. Polák, J. Man // *International Journal of Fatigue.* – 2016. – 91. – pp. 294–303.
105. Неклюдов, И.М. Физические основы прочности и пластичности металлов. Дефекты в кристаллах / И.М. Неклюдов, Н.В. Камышанченко. – Ч. II. Белгород: «Педагогика-Пресс» и БГУ, 1997. – 158 с.
106. Madelung, E. Quantentheorie in Hydrodynamischer Form / E. Madelung. – *Pfysikalische Zeitschrift*, 1919. – 20. – 494 p.

107. Иванова, В.С. Природа усталости металлов / В.С. Иванова, В.Ф. Терентьев. – М.: Металлургия. – 1975. – 455 с.
108. Weyl, W.A. in Structure and Properties of Solid Surfaces (R. Germer and C.S. Smith ans.) / W.A. Weyl. – Cambridge Univers. New York. – 1958.
109. Маделунг, Э. Математический аппарат физики: Справочное руководство / пер. с 6-го нем. изд. М. А. Иглицкого; под ред. В. И. Левина. – 2-е изд., стер. – Москва: Наука, 1968. – 618 с.
110. Трощенко В.Т. Усталость и неупругость металлов / В.Т. Трощенко. – Киев: «Наукова думка», 1971. – 268 с.
111. Алехин, В.П. Образование градиента плотности дислокации в поверхностных слоях кристаллов кремния на начальной стадии деформации / В.П. Алехин, Г.Г. Алиев, М.Х. Шоршоров // Физика и химия обработки материалов. – 1971. – № 3. – С. 143-146.
112. Алехин, В.П. Особенности предпочтительной поверхностной деформации монокристаллов кремния на начальной стадии деформирования / В.П. Алехин, Г.Г. Алиев, М.Х. Шоршоров // Физика и химия обработки материалов. – 1971. – № 5. – С. 89-97.
113. Минц, Р.И. Экгоэмиссия – физическая характеристика стабильности металлической поверхности / Р.И. Минц // Труды Уральского политехнического института. – 1969. – вып. 177. – С. 5-17.
114. Иванова, В.С. Современные представления о природе усталостного разрушения и новые направления исследований - в кн. Усталость металлов и сплавов / В.С. Иванова. – М.: «Наука». – 1971. – С. 3-14.
115. Шетулов, Д.И. О некоторых поверхностных эффектах при усталости металлов / Д.И. Шетулов // Физико-химическая механика материалов. – 1971. – №2. – С. 7-11.
116. Иванова, В.С. Усталостная прочность некоторых сплавов / В.С. Иванова // Заводская лаборатория. – 1956. – № 12. – С. 1496.
117. Материаловедение: учебник для вузов / Солнцев Ю. П., Пряхин Е. И., Войткун Ф. – М.: МИСиС. – 1999. – 600 с.

118. Готштайн, Г. Физико-химические основы материаловедения / Г. Готштайн; пер. с англ. К. Н. Золотовой, Д. О. Чаркина; под ред. В. П. Зломанова. – М.: БИНОМ. Лаборатория знаний. – 2011. – 400 с.
119. Терентьев, В.Ф. Усталостная прочность металлов и сплавов / В.Ф. Терентьев. – М.: Интермет инжиниринг. – 2002. – 288 с.
120. Новиков, И.И. Кристаллография и дефекты кристаллической решетки / И.И. Новиков, К.М. Розин. – М.: Metallurgy. – 1990. – 336 с.
121. Казачек, В.С. О поверхностном эффекте при усталости монокристаллов алюминия и цинка / В.С. Казачек, Д.И. Шетулов, Л.Д. Соколов // Физико-химическая механика материалов. – 1970. – № 6. – С. 98.
122. Шетулов, Д.И. Связь сопротивления циклической нагрузке с повреждаемостью поверхности металлов / Д.И. Шетулов // Известия Академии Наук. Металлы. – 1991. – №5. – С. 160.
123. Оболенский, Е.П. Статистический метод определения параметров выносливости при бигармоническом погружении / Е.П. Оболенский, Б.Ф. Богданов // Труды ЦАГИ. – 1450.
124. Исследование упрочнения в процессе усталости некоторых чистых металлов / Д.И. Шетулов, М.Б. Магидов, А.М. Мясников, В.В. Шибаров, Л.Д. Соколов // Известия АН СССР. Металлы. – 1970. – № 6. – С. 165-169.
125. Исследование упрочнения и изменения микроструктуры в процессе усталости / Д.И. Шетулов, Л.Д. Соколов, А.М. Мясников, В.В. Шибаров // Тр. Горьк. политех. инст-та. – 1970. – Т. 29. – вып. 8. – С. 8-12.
126. Шетулов, Д.И. Оценка показателя сопротивления усталости по результатам испытаний металлов и сплавов при статической нагрузке / Д.И. Шетулов // Известия РАН. Металлы. – 1994. – № 4. – С. 147-151.
127. Шетулов, Д.И. К вопросу об упрочнении в процессе циклического нагружения металлов / Д.И. Шетулов, А.Н. Гушин // Физико-химическая механика материалов. – 1979. – №4. – С. 112-114.
128. Магидов, М.Б. О возможной корреляции наклонов диаграмм усталости и кривых упрочнения на примере титана, цинка и кадмия / М.Б.

Магидов, Д.И. Шетулов, Л.Д. Соколов // Изв. АН СССР. Сер. физ.-техн. наук. – 1972. – № 1. – С.38-42.

129. Shetulov, D.I. Fatigue-induced damage of high-strength steels / D.I. Shetulov, V.V. Myl'nikov // Russian metallurgy (Metally). – 2014. – Т. 2014. – № 3. – С. 241-245.

130. Механические свойства редких металлов / Л.Д. Соколов, В.А. Скуднов, В.М. Соленов [и др.]. – М.: «Металлургия». – 1972. – 286 с.

131. Соколов, Л.Д. Прочностные резервы металлургического и машиностроительного оборудования / Л.Д. Соколов, Д.И. Шетулов // Горький. ЦБТИ. – 1965. – С. 140-158.

132. Wadl, A.R. International Conferense on Fatigue of Metals / A.R. Wadl, P. Grooteulus. – Inst. Mech. Engrs, 1956. – p.361.

133. Шетулов, Д.И. Эффект «стесненности» деформации металлических образцов с увеличением их абсолютных размеров / Д.И. Шетулов // Известия Академии Наук. Металлы. – 1993. – № 4. – С. 212.

134. Карзов, Г.П. Физико-математическое моделирование процессов разрушения / Г.П. Карзов, Б.З. Марголин, В.А. Швецова. – СПб.: Политехника. – 1993. – 391 С.

135. Сосновский, Л. Концепции поврежденности материалов / Л. Сосновский, С. Щербаков // Вісник ТНТУ. – 2011. – Спецвыпуск, частина 1. – С.14-23.

136. Хульт, Я. Поврежденность и распространение трещин. Механика деформируемых твердых тел. Направления развития. Сб. статей: пер. с англ. / Я. Хульт. – М.: – 1983. – 348 с. (С. 230–243.)

137. Palmgren, A. Die lebensdauer von Kudellagern / A. Palmgren // VDI-Z. – 1924. – Vol.68. – p. 339-341.

138. Miner, A. Cumulative damage in fatigue / A. Miner // J. Appl. Mech. – 1945. – Vol.12. – p. 159-164.

139. Качанов, Л.М. Основы механики разрушения / Л.М. Качанов. – М.: – 1974. – 311с.



140. Работнов, Ю.Н. О разрушении твердых тел. Проблемы механики твердого деформируемого тела / Ю.Н. Работнов. – Л.: 1970 – С. 353–357.
141. Lemaitre J. A Course on Damage Mechanics / J. Lemaitre. – Germany: Berlin. Springer, 1992. – 210 p.
142. Сосновский, Л.А. Механика износоусталостного повреждения / Л.А. Сосновский. – Гомель, 2007. – 434 с.
143. Chaboche J.L. Continuum damage mechanics. Part I - general concepts / J.L. Chaboche // Journal of Applied Mechanics. – 1988. – Vol. 55. – No. 1. – pp. 59–64.
144. A model of continuum damage mechanics for high cycle fatigue of metallic materials / Zhang Liang, Liu Xue-song, Wang Lin-sen, Wu Shuang-hui, Fang H. // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. – 2012. – Vol. 22. – pp. 2777–2782.
145. Шетулов, Д.И. К исследованию повреждаемости поверхностных аномальных слоев / Д.И. Шетулов // Физико-химическая механика материалов. – 1985. – № 3. – С. 123.
146. Шетулов, Д.И. Прогнозирование долговечности деталей машин по нестандартным физико-механическим параметрам конструкционных материалов / Д.И. Шетулов, В.В. Андреев // Известия Академии Наук. Металлы. – 1998. – № 3. – С. 55.
147. Шетулов, Д.И. Прогноз параметра сопротивления усталости по повреждаемости поверхности высокопрочных сталей / Д.И. Шетулов, С.Н. Муравьев, В.В. Андреев // Технологические процессы и оборудование машино- и приборостроения: Сб. науч. тр. Н.Новгород: НГТУ. – 1997. – С. 118-123.
148. Андреев, В.В. Оценка параметров модели усталостного поведения некоторых конструкционных материалов / В.В. Андреев, С.Н. Муравьев, Д.И. Шетулов // Материаловедение и высокотемпературные технологии: Межвуз. сб. науч. тр. Выпуск 1. – Н.Новгород: НГТУ. – 1999. – С. 108-110.

149. Шетулов, Д.И. Прогнозирование усталости деталей, изготовленных из высокопрочных сталей / Д.И. Шетулов, С.Н. Муравьев, В.В. Андреев // *Материаловедение и высокотемпературные технологии: Межвуз. сб. науч. тр. Выпуск 1.* – Н.Новгород: НГТУ. – 1999. – С. 110-114.

150. Шибаров, В.В. К исследованию влияния частоты приложения нагрузки на усталостную прочность некоторых чистых металлов / В.В. Шибаров, Д.И. Шетулов, Л.Д. Соколов // *Физико-химическая механика материалов.* – 1971. – № 3. – С. 29-32.

151. Шибаров, В.В. Влияние частоты приложения нагрузки на усталостную прочность кадмия / В.В. Шибаров, Д.И. Шетулов, Л.Д. Соколов // *Физика и химия обработки материалов.* – 1972. – № 2. – С. 147-149.

152. Mylnikov, V.V. Investigation into the Surface Damage of Pure Metals Allowing for the Cyclic Loading Frequency / V.V. Mylnikov, D.I. Shetulov, E.A. Chernyshov // *Russ. J. Non-Ferr. Met.* – 2013. – Vol. 54. – No. 3. – P. 229–233.

153. Mylnikov, V.V. Variation in factors of fatigue resistance for some pure metals as a function of the frequency of loading cycles / V.V. Mylnikov, D.I. Shetulov, E.A. Chernyshov // *Russ. J. Non-Ferr. Met.* – 2010. – Vol. 51. – No. 3. – P. 237–242.

154. Mylnikov V.V. Speed Effect upon Varying the Cyclic Loading Frequency for Certain Pure Metals / V.V. Mylnikov, D.I. Shetulov, E.A. Chernyshov // *Russ. J. Non-Ferr. Met.* – 2015. – Vol. 56. – No. 6. – P. 627–632.

155. Влияние частоты циклического погружения на усталость некоторых чистых металлов при нормальной температуре / В.В. Шибаров, Д.И. Шетулов, А.М. Мясников, Л.Д. Соколов // *Физика и химия обработки материалов.* – 1972. – №5. – С. 74-77.

156. *Metal Fatigue in Engineering* / I. Stephens, A. Fatemi, R.R. Stephens, H.O. Fuchs. – New York: John Wiley & Sons, 2001. – 472 p.

157. Lee, Y.L. *Metal Fatigue Analysis Handbook: Practical problem-solving techniques for computer-aided engineering* / Y.L. Lee, M.E. Barkey, H.T. Kang. – Butterworth-Heinemann, Elsevier Inc., 2011. – 632 p.

158. Махутов, Н.А. Деформационные критерии разрушения и расчет элементов конструкций на прочность / Н.А. Махутов. – М.: Машиностроение, 1981. – 272 с.
159. Multiaxial fatigue life prediction of rubber-like materials using the continuum damage mechanics approach / G. Ayoub, M. Naït-Abdelaziz, F. Zaïri, J.M. Gloaguen // *Procedia Engineering*. – 2010. – Vol. 2. – No. 1. – pp. 985–993.
160. Махутов, Н.А. Прочность и безопасность. Фундаментальные и прикладные исследования / Н.А. Махутов. – Новосибирск: «Наука», 2008. – 523 с.
161. Schijve, J. *Fatigue of Structures and Materials* / J. Schijve. – Springer Science & Business Media, 2001. – 520 p.
162. Analysis of fatigue damage under block loading in a low carbon steel. / H.F.S.G. Pereira, A.M. P.de Jesus, A.A. Fernandes, A.S. Ribeiro // *Strain*. – 2008. – Vol. 44. – No. 6. – pp. 429–439.
163. Bhattacharya, B. A CDM analysis of stochastic ductile damage growth and reliability / B. Bhattacharya, B. Ellingwood // *Probabilistic Engineering Mechanics*. – 1999. – Vol. 14. – No. 1-2. – pp. 45–54.
164. Cheng, G.X. A fatigue damage accumulation model based on continuum damage mechanics and ductility exhaustion / G.X. Cheng, A. Plumtree // *International Journal of Fatigue*. – 1998. – Vol. 20. – No. 7. – pp. 495–501.
165. Zhu, S.P. A generalized frequency separation-strain energy damage function model for low cycle fatigue-creep life prediction / S.P. Zhu, H.Z. Huang // *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*. – 2010. – Vol. 33. – No. 4. – pp. 227–237.
166. Cui, W. A state-of-the-art review on fatigue life prediction methods for metal structures / W. Cui // *Journal of Marine Science and Technology*. – 2002. – Vol. 7. – No. 1. – pp. 43–56.
167. Inglis, N.P. Hysteresis and fatigue of Wöhler rotating cantilever specimen / N.P. Inglis // *Metallurgist*. – 1927. – Vol. 3. – pp. 23–27.

168. Kreiser, D. A nonlinear damage accumulation model for shakedown failure / D. Kreiser, S.X. Jia, J.J. Han, M. Dhanasekar // *International Journal of Fatigue*. – 2007. – Vol. 29. – No. 8. – pp. 1523–1530.
169. Macha, E. Energy criteria of multiaxial fatigue failure / E. Macha, C.M. Sonsino // *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*. – 1999. – Vol. 22. – No. 12. – pp. 1053–1070.
170. Makkonen, M. Predicting the total fatigue life in metals / M. Makkonen // *International Journal of Fatigue*. – 2009. – Vol. 31. – No. 7. – pp. 1163–1175.
171. Ghidini, T. Fatigue life predictions using fracture mechanics methods / T. Ghidini, C. Dalle Donne // *Engineering Fracture Mechanics*. – 2009. – Vol. 76. – No. 1. – pp. 134–148.
172. Paris, P. A critical analysis of crack propagation laws / P. Paris, F. Erdogan // *Journal of Basic Engineering*. – 1963. – Vol. 85. – No. 4. – pp. 528–533.
173. Rice, J.R. A path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks / J.R. Rice // *Journal of Applied Mechanics*. – 1968. – Vol. 35. – No. 2. – pp. 379–386.
174. Prediction and evolution of the fatigue crack initiation in S355 Steel by the probabilistic method / A. Hachim, H. Farid, M. El Ghorba, K. El Had, A. Akef, M. Chergui // *International Journal of Engineering Science*. – 2012. – Vol. 1. – pp. 16–21.
175. Tanaka, K. A dislocation model for fatigue crack initiation / K. Tanaka, T. Mura // *Journal of Applied Mechanics*. – 1981. – Vol. 48. – No. 1. – pp. 97–103.
176. Probabilistic fatigue life prediction model for alloys with defects: applied to A206 / R. Kapoor, V.S.H. Rao, R.S. Mishra, J.A. Baumann, G. Grant // *Acta Materialia*. – 2011. – Vol. 59. – No. 9. – pp. 3447–3462.
177. Dang-Van, K. Macro-micro approach in high-cycle multiaxial fatigue in *Advances in Multiaxial Fatigue* / K. Dang-Van // ASTM. – 1993. – Vol. 1191. – pp. 120-130.
178. Free energy formulation of fatigue crack initiation along persistent slip bands: calculation of S-N curves and crack depths / G. Venkataraman, Y.-W. Chung,

Y. Nakasone, T. Mura // *Acta Metallurgica et Materialia*. – 1990. – Vol. 38. – No. 1. – pp. 31–40.

179. Chan, K.S. A microstructure-based fatigue-crack-initiation model / K.S. Chan // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2003. – Vol. 34. – No. 1. – pp. 43–58.

180. Miller, KJ. Metal Fatigue / Miller KJ. – A New Perspective. In: Argon, A.S. (eds). *Topics in Fracture and Fatigue*. New York. Springer, 1992. – pp. 309–330.

181. Исследование строительной стали при испытаниях на усталость по схеме консольного изгиба с вращением / В.В. Мыльников, А.И. Пронин, О.Б. Кондрашкин, Д.И. Шетулов // *Механическое оборудование металлургических заводов*. – 2021. – № 2 (17). – С. 3-8.

182. Мыльников, В.В., Шетулов Д.И. Установка для испытания образцов на усталость. Патент на изобретение 2771408 С1, 04.05.2022. Заявка № 2021127168/11 от 14.09.2021.

183. Мыльников, В.В., Шетулов Д.И. Устройство управления электромагнитной установкой для испытания материалов на усталость. Патент на изобретение 2771408 С1, 04.05.2022. Заявка № 2021129788 от 12.10.2021.

184. Мыльников, В.В. Циклическая прочность и долговечность конструкционных материалов / В.В. Мыльников, О.Б. Кондрашкин, Д.И. Шетулов. – Нижний Новгород. Из-во: ННГАСУ, 2018. – 177 с.

185. Mylnikov, V.V. On evaluation of durability criteria in carbon steels / V.V. Mylnikov, D.I. Shetulov, E.A. Chernyshov // *Metals Technology*. – 2010. – № 2. – С. 19.

186. Мыльников, В.В. Влияние частоты нагружения на усталость конструкционных материалов / В.В. Мыльников // *Наука и техника*. – 2019. – Т. 18. – № 5. – С. 427-435.

187. Мыльников, В.В. Новый подход в оценке поведения материалов при испытаниях на усталость / В.В. Мыльников // В книге: четвертый

междисциплинарный научный форум с международным участием "новые материалы и перспективные технологии". – 2018. – С. 731-734.

188. Мыльников, В.В. Методика изучения поверхности разрушения материалов с использованием современной микроскопии и применением цифровой обработки изображения / В.В. Мыльников, Э.А. Дмитриев // Материаловедение. – 2023. – № 3. – С. 12-21.

189. Mylnikov, V.V. Study into the effect of the amount of the strengthening phase in an aluminum-based dispersion-hardened composite on fracture regularities / V.V. Mylnikov, A.D. Romanov, E.A. Chernyshov // Russian Journal of Non-Ferrous Metals. – 2019. Т. 60. – № 4. – С. 434-440.

190. Lynch, S. A brief history of fractography / S. Lynch, S. Moutsos // Journal of Failure Analysis and Prevention. – 2006. №6 – pp. 54-69.

191. Мыльников, В.В. Фрактографическое исследование дисперсно-упрочненного композиционного материала на основе алюминия / В.В. Мыльников, А.Д. Романов, Е.А. Чернышов // В сборнике: Третий междисциплинарный молодежный научный форум с международным участием "Новые материалы". Сборник материалов. – 2017. – С. 620-621.

192. Elaboration of aluminium based metalmatrix composite manufacturing / E.A. Chernyshov, E.A. Romanova, A.D. Romanov, I.D. Romanov, V.V. Mylnikov // В сборнике: IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2019. – С. 012046.

193. Фрактография, вязкость разрушения и структурная турбулентность при низкотемпературном ударном нагружении неравновесного титанового сплава Ti-6Al-4V / И.В. Власов, В.Е. Егорушкин, В.Е. Панин, А.В. Панин, О.Б. Перевалова // Известия Российской академии наук. Механика твердого тела. – 2020. – № 5. – С. 38-50.

194. Леонов, В.П. Влияние микродобавок рутения на структуру, коррозионно-механическую прочность и фрактографию разрушения псевдо-альфа-титановых сплавов / В.П. Леонов, Е.В. Чудаков, Ю.Ю. Малинкина // Материаловедение. – 2017. – № 1. – С. 3-11.

195. Quinn, G.D. A History of the Fractography of Brittle Materials / G.D. Quinn // Key Engineering Materials. – 2009. – Pp. 409.
196. Пронин, А.И. Исследования механизма хрупкого разрушения режущей керамики / А.И. Пронин, В.В. Мыльников, А.А Рыбалкин // Стекло и керамика. – 2019. – № 3. – С. 21-23.
197. Mike, M.R. Fracture analysis of silicon die and ceramic package using fractography / M.R. Mike // International Journal of Microcircuits and Electronic Packaging. – 1993. – Pp. 350-362.
198. Mohammed, S.A. Fracture topography as a tool in fracture mechanics and stress analysis / S.A. Mohammed // An Introduction. Special Publication. – 2013. – No. 92. – Pp.1-10.
199. George, F. Visual Examination and Light Microscopy / F. George, V. Vander // ASM Handbook. Volume 12. Fractography. – 1987. – Pp. 91-165.
200. Fractography Of Silumin Surface Fractured In High-Cycle Fatigue Tests / Ch. Xizhang, S.V. Konovalov, V.E. Gromov, Yu.F. Ivanov. – В книге: Surface Processing of Light Alloys Subject to Concentrated Energy Flows. Chen X., Gromov V., Konovalov S., Ivanov Yu. Singapore, 2021. – С. 91-108.
201. Naimark, O. Critical Dynamics Of Defects and Mechanisms Of Damage-Failure Transitions In Fatigue / O. Naimark, V. Oborin, M. Bannikov, D. Ledon // Materials. – 2021. – Т. 14.
202. Мыльников, В.В. Фрактодиагностика дисперсно-упрочненного композиционного материала на основе алюминия / В.В. Мыльников, А.Д. Романов // В сборнике: VII Всероссийский фестиваль науки. Сборник докладов: в 2 томах. Нижегородский государственный архитектурно-строительный университет. – 2017. – С. 58-62.
203. Мыльников, В.В. Исследование поверхности разрушения дисперсно-упрочненного композиционного материала на основе алюминия / В.В. Мыльников, А.Д. Романов, Е.А. Чернышов // В сборнике: VII Международная конференция "Деформация и разрушение материалов и наноматериалов". Сборник материалов. 2017. С. 135-136.

204. Разрушение алюмоматричных композитов, полученных методом внутреннего окисления / В.В. Мыльников, О.Б. Кондрашкин, Е.А. Чернышов, А.Д. Романов // В книге: Четвертый междисциплинарный научный форум с международным участием "Новые материалы и перспективные технологии". – 2018. – С. 227-229.

205. Влияние количества дисперсной фазы на механизм разрушения алюмоматричных литых композитов / В.В. Мыльников, О.Б. Кондрашкин, А.Д. Романов, Е.А. Чернышов // В сборнике: Механические свойства современных конструкционных материалов. Материалы конференции. – 2018. – С. 101.

206. Исследование алюмоматричных композитов при разрушении / В.В. Мыльников, А.Д. Романов, Е.А. Чернышов, Е.Д. Романова // В книге: Деформация и разрушение материалов и наноматериалов. – 2019. – С. 440.

207. Анализ структуры и свойств образцов различных размеров из строительной стали при усталостных испытаниях / Д.И. Шетулов, В.В. Мыльников, А.Д. Романов, О.Б. Кондрашкин // В книге: Деформация и разрушение материалов и наноматериалов. – 2019. – С. 586-587.

208. Исследование процесса структурных трансформаций, литых алюмоматричных композитов при разрушении / В.В. Мыльников, А.Д. Романов, Е.А. Чернышов, Е.Д. Романова // В книге: Новые материалы и перспективные технологии. Сборник материалов Пятого междисциплинарного научного форума с международным участием. – 2019. – С. 224-225.

209. Мыльников, В.В. Исследование влияния количества упрочняющей фазы дисперсно-упрочненного композиционного материала на основе алюминия на закономерности процесса разрушения / В.В. Мыльников, А.Д. Романов, Е.А. Чернышов // Известия высших учебных заведений. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2018. – № 3. – С. 55-63.

210. The destruction of the tensile dispersion-strengthened composite material / V.V. Mylnikov, A.D. Romanov, E.A. Chernyshov, D.I. Shetulov, A.I.



Pronin, O.V. Kondrashkin // International Journal of Applied and Fundamental Research. – 2017. – № 3. – С. 87.

211. Структура и механизм разрушения алюмоматричных композитов, полученных методом внутреннего окисления, при растяжении / В.В. Мыльников, Е.А. Чернышов, А.Д. Романов [и др.] // Известия высших учебных заведений. Цветная металлургия. – 2023. – Т. 29, № 2. – С. 38-48.

212. Рябов, Н.А. Исследование особенностей поверхности разрушения дисперсно-упрочненного композиционного материала на основе алюминия, полученного методом внутреннего окисления / Н.А. Рябов, В.В. Мыльников, А.Д. Романов // Будущее технической науки: Сборник материалов XXII Всероссийской молодежной научно-технической конференции, посвященной 125-летию основания Нижегородского государственного технического университета им. Р.Е. Алексеева, Нижний Новгород, 24–26 мая 2023 года / Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева. – Нижний Новгород: Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева, 2023. – С. 463-464.

213. Мыльников, В.В. Структурные исследования материалов с использованием современной микроскопии / В.В. Мыльников, М.В. Мыльникова, Д.И. Шетулов // В сборнике: XII Всероссийский Фестиваль науки. Сборник докладов. Редколлегия: Д.Л. Щёголев, Д.В. Монич, А.А. Смыков, И. В. Шкода [и др.]. Нижний Новгород, – 2022. – С. 143-146.

214. Разработка технологии получения алюмоматричного литого композиционного материала с помощью синтеза упрочняющей фазы оксида алюминия в расплаве алюминия / Е.А. Чернышов, А.Д. Романов, Е.А. Романова, В.В. Мыльников // Известия высших учебных заведений. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2017. – № 4. – С. 29-36.

215. Development of the production technology of cast aluminum matrix composite by alumina strengthening phase synthesis in an aluminum melt / Е.А.

Chernyshov, A.D. Romanov, E.A. Romanova, V.V. Mylnikov // Russian Journal of Non-Ferrous Metals. – 2019. – Т. 60. – №1. – С. 76-80.

216. Мыльникова, М.В. О волновом характере продвижения магистральной трещины при усталостных испытаниях алюмоматричных композитов / М. В. Мыльникова, В.В. Мыльников // Будущее технической науки: Сборник материалов XXII Всероссийской молодежной научно-технической конференции, посвященной 125-летию основания Нижегородского государственного технического университета им. Р.Е. Алексеева, Нижний Новгород, 24–26 мая 2023 года / Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева. – Нижний Новгород: Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева, 2023. – С. 453-454.

217. Исследование микроструктуры алюмоматричного дисперсно-наполненного литогокомпозиционного материала, полученного методом внутреннего окисления / Е.А. Чернышов, С.З. Лончаков, А.Д. Романов, В.В. Мыльников, Е.А. Романова // Перспективные материалы. – 2016. – № 9. – С. 78-83.

218. Разработка метода получения литых многокомпонентных систем с заданным размером и распределением неметаллических упрочняющих частиц / Е.А. Чернышов, В.В. Мыльников, А.Д. Романов, Е.А. Романова // Современные проблемы науки и образования. – 2014. – № 6. – С. 324.

219. Мыльников, В.В. Частота циклического нагружения как фактор влияющий на изменение прочности и долговечности конструкционных материалов / В.В. Мыльников // В сборнике: Физико-химия и технология неорганических материалов. VIII Российская ежегодная конференция молодых научных сотрудников и аспирантов. Сборник материалов. – 2011. – С. 87-88.

220. Мыльников, В.В. О влиянии частоты приложения нагрузки на сопротивление усталости материалов / В.В. Мыльников // Международный

журнал прикладных и фундаментальных исследований. – 2016. – № 6-2. – С. 202-205.

221. Influence of Loading Frequency on Fatigue Resistance of D16T Alloy / L.E. Matokhnyuk, A.V. Byalonovych, A.A. Kotlyarenko, O.E. Gopkalo, I.V. Limans'kyi, K.V. Savchenko // *Strength of Materials*. – 2022. – Vol. 54. – pp. 407–414.

222. Стадийность деформирования материала и кинетика роста усталостной трещины в стали 25Х1М1Ф при низких частотах нагружения / П.В. Ясний, П.О. Марущак, С.В. Панин, П.С. Любутин, Д.Я. Баран, Б.Б. Овечкин // *Физическая мезомеханика*. – 2012. – Т. 15. – №. 2. – С. 97-107.

223. Яковлева, Т.Ю. Прогнозирование характеристик сопротивления усталости металлов при различных частотах нагружения / Т.Ю. Яковлева, Л.Е. Матокхнюк // *Проблемы прочности*. – 2004. – № 4. – С. 145 – 155.

224. Горбовец, М.А. Влияние температуры, коэффициента асимметрии и частоты на скорость роста трещины усталости в сплаве ВТ8 / М.А Горбовец, Н.А. Ночовная // *Вопросы материаловедения*. – 2015. – №. 2(82). – С. 216-220.

225. Радон, Дж. Зависимость роста трещин от частоты при усталости в условиях циклического нагружения с постоянной и случайной амплитудой / Дж. Радон // *Физическая мезомеханика*. – 2000. – Т.3. – №. 2. – С. 81-89.

226. Мыльников, В.В. Изменение показателей сопротивления усталости некоторых чистых металлов в зависимости от влияния частоты циклов нагружения / В.В. Мыльников, Е.А. Чернышов, Д.И. Шетулов // *Известия высших учебных заведений. Цветная металлургия*. – 2010. – № 3. – С. 40-45.

227. Мыльников, В.В. Повреждение поверхности редкоземельных металлов в условиях циклического нагружения при изменении частоты циклов / В.В. Мыльников, И.И. Рожков, Д.И. Шетулов // *Сборник научных трудов SWorld*. – 2012. – Т. 9. – № 4. – С. 69-76.

228. Мыльников, В.В. Исследование повреждаемости поверхности чистых металлов с учетом частоты циклического нагружения / В.В.

Мыльников, Д.И. Шетулов, Е.А. Чернышов // Известия высших учебных заведений. Цветная металлургия. – 2013. – № 2. – С. 55-60.

229. Анализ изменения показателей сопротивления усталости сталей и титановых сплавов в зависимости от физических процессов, протекающих на их поверхности / В.В. Мыльников, М.В. Мыльникова, Е.А. Чернышов, Д.И. Шетулов, Е.С. Беляев // Труды НГТУ им. Р.Е. Алексеева. – 2014. – № 3 (105). – С. 247-252.

230. Шетулов, Д.И. О связи физико-механических характеристик металлов с показателями сопротивления усталости / Д.И. Шетулов, В.В. Мыльников, Е.А. Чернышов, О.Б. Кондрашкин // В книге: новые материалы и перспективные технологии. сборник материалов пятого междисциплинарного научного форума с международным участием. – 2019. – С. 800-802.

231. Мыльников, В.В. Реакция физико-механических характеристик на изменение частоты нагружения при испытаниях на усталость металлов / Мыльников, О.Б. Кондрашкин // В сборнике: VII Всероссийский фестиваль науки. сборник докладов: в 2 томах. Нижегородский государственный архитектурно-строительный университет. – 2017. – С. 63-67.

232. Изменение показателей сопротивления усталости некоторых металлических материалов, в зависимости от пластической деформации, протекающей в их поверхностных слоях / В.В. Мыльников, А.Д. Романов, Е.А. Чернышов, Д.И. Шетулов, М.В. Мыльникова, А.И. Пронин // Международный журнал прикладных и фундаментальных исследований. – 2014. – № 9-1. – С. 25-29.

233. Роль энергии дефекта упаковки в сопротивлении прохождению физического процесса локализованной пластической деформации на усталость металлов / В.В. Мыльников, Д.И. Шетулов, О.Б. Кондрашкин, А.И. Пронин, Е.А. Чернышов // В сборнике: VII Международная конференция "Деформация и разрушение материалов и наноматериалов". Сборник материалов. – 2017. – С. 182-183.

234. Role of energy of defect of packing in resistance to passing of the localized plastic deformation on the cyclic strength and durability of metals / V.V. Mylnikov, D.I. Shetulov, A.I. Pronin, O.B. Kondrashkin, E.A. Chernyshov // International Journal of Applied and Fundamental Research. – 2017. – № 3. – С. 114.

235. Гомологическая температура как отклик на параметрах сопротивления усталости при изменении частоты нагружения / В.В. Мыльников, Д.И. Шетулов, О.Б. Кондрашкин, А.И. Пронин, Е.А. Чернышов // В сборнике: VII Международная конференция "Деформация и разрушение материалов и наноматериалов". Сборник материалов. – 2017. – С. 183-185.

236. The influence of the homologous temperature on the parameters of fatigue resistance of metals / V.V. Mylnikov, D.I. Shetulov, A.I. Pronin, O.B. Kondrashkin, E.A. Chernyshov // International Journal of Applied and Fundamental Research. – 2017. – № 3. – С. 115.

237. Мыльников, В.В. Температурно-скоростные зависимости сопротивления деформации некоторых чистых металлов / В.В. Мыльников, Д.И. Шетулов, Е.А. Чернышов // Литейные процессы. – 2012. – № 11. – С. 124-132.

238. Мыльников, В.В. Скоростной эффект при изменении частоты циклического нагружения некоторых чистых металлов / В.В. Мыльников, Д.И. Шетулов, Е.А. Чернышов // Известия высших учебных заведений. Цветная металлургия. – 2015. – № 5. – С. 46-52.

239. Мыльников, В.В. Связь показателей сопротивления усталости и структуры чистых металлов с частотой циклов нагружения / В.В. Мыльников, Е.А. Чернышов, Д.И. Шетулов // В сборнике: Современная металлургия начала нового тысячелетия. Сборник научных трудов VI международной научно-технической конференции. – 2009. – С. 68-74.

240. Мыльников, В.В. Влияние частоты циклического нагружения на суммарную пластическую деформацию конструкционных материалов / В.В.

Мыльников, Е.А. Чернышов, Д.И. Шетулов // Международный журнал экспериментального образования. – 2013. – № 10-2. – С. 380-381.

241. Mylnikov, V.V. Damage to the surface of rare-earth metals und er cyclic loading with changes in cycle frequency / V.V. Mylnikov, I.I. Rozhkov, D.I. Shetulov // Modern scientific research and their practical application. – 2013. – Т. J11307. – № 4. – С. 206-213.

242. Мыльников, В.В. Анализ влияния частоты циклов нагружения на суммарную пластическую деформацию металлических материалов / В.В. Мыльников, И.И. Рожков, А.И. Пронин // Международный журнал прикладных и фундаментальных исследований. – 2013. – № 10-2. – С. 228-229.

243. Мыльников, В.В. Связь параметров сопротивления усталости стали 12Х18Н12Т с изменением частоты циклического нагружения / В.В. Мыльников, Д.И. Шетулов, И.И. Рожков // Международный журнал прикладных и фундаментальных исследований. – 2013. – № 10-2. – С. 244а.

244. Mylnikov, V.V. A study of changes in fatigue resistance parameters of steel 30khgsn2a in the process of cyclic deformation hardening / V.V. Mylnikov, D.I. Shetulov, A.I. Pronin // Metal Science and Heat Treatment. – 2021. – Т. 62. – № 9-10. – С. 648-655.

245. Мыльников, В.В. Повреждаемость поверхностных слоев стали 30ХГСН2А в условиях циклического нагружения / В.В. Мыльников, Д.И. Шетулов, И.И. Рожков // Международный журнал прикладных и фундаментальных исследований. 2013. № 10-2. С. 244.

246. Мыльников, В.В. Повреждаемость поверхностных слоев стали 30ХГСН2А в условиях циклического нагружения / В.В. Мыльников // В сборнике: Физико-химия и технология неорганических материалов. IX Российская ежегодная конференция молодых научных сотрудников и аспирантов. – 2012. – С. 72-73.

247. Мыльников, В.В. Зависимость сопротивления усталости конструкционных материалов от частоты циклического нагружения / В.В.

Мыльников, Д.И. Шетулов, Е.А. Чернышов, А.И. Пронин // Технология металлов. – 2013. – № 9. – С. 30-37.

248. Мыльников, В.В. Об оценочных критериях долговечности углеродистых сталей / В.В. Мыльников, Е.А. Чернышов, Д.И. Шетулов // Технология металлов. – 2010. – № 2. – С. 19-22.

249. Изменение показателей сопротивления усталости конструкционных сталей при различных спектрах нагружения / В.В. Мыльников, Д.И. Шетулов, О.Б. Кондрашкин, Е.А. Чернышов, А.И. Пронин // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2019. – Т.62. – № 10. – С. 796-802.

250. Мыльников, В.В. Влияние фактора частоты циклического нагружения на изменение повреждаемости поверхности и наклона кривой усталости при деформации изгиба вращающихся образцов / В.В. Мыльников, Е.А. Чернышов, Д.И. Шетулов // В сборнике: Деформация и разрушение материалов и наноматериалов. IV Международная конференция: Сборник материалов. – 2011. – С. 984-985.

251. Мыльников, В.В. Закономерности прочностных характеристик и стабильности поведения высокопрочной стали / В.В. Мыльников // В сборнике: VII Всероссийский фестиваль науки. сборник докладов: в 2 томах. Нижегородский государственный архитектурно-строительный университет. – 2017. – С. 54-58.

252. Shetulov, D. I. Fatigue-induced damage of high-strength steels / D.I. Shetulov, V.V. Mylnikov // Russian Metallurgy (Metally). – 2014. – Т. 2014. – № 3. – С. 241-245.

253. Мыльников, В.В. Влияние частоты циклического нагружения на сопротивление усталости высокопрочных конструкционных материалов / В.В. Мыльников, Е.А. Чернышов, Д.И. Шетулов // Заготовительные производства в машиностроении. – 2009. – № 2. – С. 33-36.

254. Мыльников, В.В. Исследование изменений показателей сопротивления усталости стали 30ХГСН2А в процессе циклического

деформационного упрочнения / В.В. Мыльников, Д.И. Шетулов, А.И. Пронин // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 2020. – № 10 (784). – С. 52-60.

255. Мыльников, В.В. Влияние режимов термической обработки мартенситностареющей стали на усталостные характеристики и параметры микродеформации / В.В. Мыльников, Д.И. Шетулов, А.М. Мясников // *Современные наукоемкие технологии.* – 2021. – № 6-1. – С. 74-78.

256. Влияние температуры старения стали на параметры сопротивления усталости и микродеформации / В.В. Мыльников, А.Д. Романов, Д.И. Шетулов, А.А. Хлыбов // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 2016. – № 4 (730). – С. 36-39.

257. Мыльников, В.В. Влияние термической обработки стали 03Н18К9М5Т-ЭЛ на параметры микропластической и циклической деформации / В.В. Мыльников, Д.И. Шетулов, Е.А. Чернышов // *Известия высших учебных заведений. Черная металлургия.* – 2013. – № 11. – С. 30-32.

258. Мыльников, В.В. Связь параметров сопротивления усталости ряда конструкционных материалов с изменением частоты циклического нагружения / В.В. Мыльников, Е.А. Чернышов, Д.И. Шетулов // *Заготовительные производства в машиностроении.* – 2012. – № 7. – С. 41-45.

259. Ребяков, Ю.Н. Деформационные свойства материалов при сочетании знакопеременного течения и формоизменения / Ю.Н. Ребяков, О.Ф. Чернявский // *Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Математика. Механика. Физика.* – 2012. – № 11 (270). – С. 47-51.

260. Гаденин, М.М. Влияние формы цикла нагружения на сопротивление циклическому деформированию и разрушению конструкционных материалов / М.М. Гаденин // *Вестник научно-технического развития.* – 2010. – № 9 (37). – С. 15-19.

261. Мак Лин, Д. Механические свойства металлов / Д. Мак Лин; Пер. с англ. Л.И. Миркина. Под ред. Я.Б. Фридмана. – М.: Металлургия, 1965. – 432 с.



262. Коттрелл, А.Х. Дислокации и пластическое течение в металлах / А.Х. Коттрелл. – М: Металлургиздат, 1958. – 267 с.
263. Орлов, А.Н. Зависимость плотности дислокаций от величины пластической деформации и размера зерна / А.Н. Орлов // Физика металлов и металловедение. – 1977. – Т. 44. – № 5. – С. 966-970.
264. Численное исследование процессов сложного пластического деформирования конструкционных сталей по замкнутым траекториям непропорционального деформирования при малоцикловом нагружении / Ю.Г. Коротких, И. А. Волков, И.С. Тарасов, А.Н. Бородой // Проблемы прочности и пластичности. – 2009. – № 71. – С. 26-35.
265. Manson, S.S. Behavior of materials under conditions of thermal stress / S.S. Manson // NASA TN-2933. – 1953.
266. Coffin, L.F. (Jr). A study of the effects of cyclic thermal stresses on a ductile metal / L.F. Coffin // Transactions ASME. – vol. 76. – 1954. – P. 931-950.
267. Деформационное упрочнение в условиях структурной сверхпластичности / В.Н. Чувильдеев, О.Э. Пирожникова, А.В. Нохрин, М.М. Мышляев // Физика твердого тела. – 2007. – Т. 49. – № 4. – С 650-656.
268. Hall, E.O. Deformation and ageing of mild steel / E.O. Hall // Proc. Phys. B. – 1951. – V.64. – No1. – P. 747-753.
269. Petch, N.J. The cleavage strength of polycrystals / N.J. Petch // J. Iron Steel Inst. – 1953. – V.174. – P. 25-28.
270. Терентьев, В.Ф. Циклическая прочность субмикро- и нанокристаллических металлов и сплавов (обзор) / В.Ф. Терентьев // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2010. – №1. – С. 8-24.
271. О корреляции наклона кривой усталости с деформационным упрочнением / Д.И. Шетулов, В.В. Мыльников, А.И. Пронин, О.Б. Кондрашкин, И.И. Рожков, Е.А. Чернышов // В сборнике: Механические свойства современных конструкционных материалов. Материалы конференции. – 2018. – С. 171.

272. МЫЛЬНИКОВ, В.В. Циклическое деформационное упрочнение высокопрочной стали / В.В. МЫЛЬНИКОВ // В сборнике: механические свойства современных конструкционных материалов. Материалы конференции. – 2018. – С. 98.

273. About the relationship of the coefficient of strain hardening with indicators of fatigue resistance of steel / D.I. Shetulov, V.V. Mylnikov, E.A. Chernyshov, A.I. Pronin, O.B. Kondrashkin // International Journal of Applied and Fundamental Research. – 2017. – № 3. – С. 117.

274. Cyclic hardening and stages of destruction of high-strength steel / O.B. Kondrashkin, V.V. Mylnikov, E.A. Chernyshov, D.I. Shetulov, A.D. Romanov, A.I. Pronin // International Journal of Applied and Fundamental Research. – 2017. – № 3. – С. 85.

275. Fatigue of high-strength steel at various frequencies of loading and the schemes of the stress state / A.I. Pronin, V.V. Mylnikov, E.A. Chernyshov, O.B. Kondrashkin, D.I. Shetulov, A.D. Romanov // International Journal of Applied and Fundamental Research. – 2017. – № 3. – С. 91.

276. Fatigue resistance changes of structural steels at different load spectra / V.V. Mylnikov, O.B. Kondrashkin, D.I. Shetulov, E.A. Chernyshov, A.I. Pronin // Steel in Translation. – 2019. – Т. 49. – № 10. – С. 678-682.

277. МЫЛЬНИКОВ, В.В. Связь параметра сопротивления усталости с повреждаемостью поверхности стали 30ХГСН2А / В.В. МЫЛЬНИКОВ // Сборник научных трудов SWorld. – 2012. – Т. 10. – № 3. – С. 56-61.

278. Панин, В.Е., Эффект поверхностного слоя в деформируемом твердом теле / В.Е. Панин, А.В. Панин // Физическая мезомеханика. – 2005. – Т. 8. – № 5. – С. 7-15.

279. Панин, В.Е. Волновой характер распространения усталостных трещин на поверхности поликристаллического алюминия при циклическом нагружении / В.Е. Панин, Т.Ф. Елсукова, Г.В. Ангелова // Физ. мезомех. – 2002. – Т. 5. – №3. – С. 93-99.

280. Влияние частоты и нагрузки на волновые деформационные процессы при многоциклового усталости / Ю.И. Кольцун, Б.Е. Мельников, Т.А. Хибник, А.А. Прохоров // Вестн. Самар. гос. аэрокосмического ун-та. – 2009. – №3(19). – С. 274–282.
281. МЫЛЬНИКОВ, В.В. О волновом характере продвижения магистральной трещины при усталостных испытаниях стали / В. В. МЫЛЬНИКОВ / В.В. МЫЛЬНИКОВ // В сборнике: Механические свойства современных конструкционных материалов. Материалы конференции. – 2018. – С. 99.
282. Рыбин, В.В. Большие пластические деформации и разрушение / В.В. Рыбин. – М.: Металлургия, 1986. – 224 с.
283. Влияние вакуумно-дуговой ионно-лучевой обработки на усталостную долговечность стали 30ХГСН2А / С.В. Панин, И.В. Власов, В.П. Сергеев [и др.] // Физ. мезомех. – 2015. – Т. 18. – №2. – С. 95-111.
284. Терентьев, В.Ф. Усталость металлов / В.Ф. Терентьев, С.А. Кораблева. – М.: Наука, 2015. – 479 с.
285. Mughrabi, H. Cyclic deformation and fatigue of selected ferritic and austenitic steels; specific aspects / H. Mughrabi, H. - J. Christ // ISIJ International. – 1997. – Vol. 37. – No. 12. – P. 1154 - 1169.
286. Fatigue of steels modified by high intensity electron beams / V.E. Gromov, Yu.F. Ivanov, S.V. Vorobiev, S.V. Konovalov. – Cambridge, 2015. – 272 p.
287. Gadolina, I.V. Varied approaches to loading assessment in fatigue studies / I.V. Gadolina, N.A. Makhutov, A.V. Erpalov // International Journal of Fatigue. – 2021. – Vol. 144. – pp. 106035.
288. Cyclic Deformation and Fatigue of Metals / V.T. Troshchenko, L.A. Khamaza, V.V. Pokrovsky [et al.]. – Edited by M.Bily. Elsevier, Amsterdam, 1993. – 500 p.
289. Головин, С.А. Температурная зависимость внутреннего трения и свойства деформированных малоуглеродистых сплавов железа / С.А. Головин,

И.В. Тихонова // Деформация и разрушение материалов. – 2013. – No. 7. – С. 16-21.

290. Головин, С.А. Температурный спектр внутреннего трения чугунов / С.А. Головин, А.Г. Петрушина // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2009. – No 9. – С. 51-54.

291. McClafin, D. Torsional deformation and fatigue of hardened steel including mean stress and stress gradient effects / D. McClafin and A. Fatemi // International Journal of Fatigue. – 2004. – Vol. 26. – No. 7. – pp. 773–784.

292. Вклад фазовых и структурных превращений в многокомпонентных AL-MG сплавах в линейные и нелинейные механизмы неупругости / И.С. Головин, А.С. Бычков, А.В. Михайловская, С.В. Добаткин // Физика металлов и металловедение. – 2014. – Т. 115. – No. 2. – С. 204.

293. Внутреннее трение, модуль Юнга и электросопротивление субмикроструктурного титана / Б.К. Кардашев, К.В. Сапожников, В.И. Бетехтин, А.Г. Кадомцев, М.В. Нарыкова // Физика твердого тела. – 2017. – Т. 59. – No. 12. – С. 2358-2362.

294. Internal friction in metallic materials / M.S. Blanter, I.S. Golovin, H. Neuhäuser, H.R. Sinnig // Springer Series in Materials Science. 2007. Vol. 90. pp. 1-535.

295. Столяров, В.В. Неупругость ультрамелкозернистых металлов / В.В. Столяров // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2010. – No11. – С.51-54.

296. Романив, О.Н. Зависимость внутреннего трения от усталостной долговечности запатентованной стальной проволоки / О.Н. Романив, Л.П. Лазько, А.С. Крыськив // Физико-химическая механика материалов. – 1984. – Т. 19. – No. 6. – С. 44-50.

297. Демидов, А.С. Определение поврежденности и напряженного состояния балочных образцов по изменению собственной частоты и амплитуды колебаний / А.С. Демидов, В.В. Кашелкин // Вестник Московского авиационного института. – 2009. – Т. 16. – No 3. – С. 62-64.

298. Myl'nikov, V.V. Influence of the heat treatment of 03H18K9M5T-E{CYRILLIC}L{CYRILLIC} steel on its microplastic and cyclic deformation / V.V. Myl'nikov, D.I. Shetulov, E.A. Chernyshov // Steel in Translation. – 2013. – Т. 43. – № 11. – С. 695-697.

299. Effect of the aging temperature of steel on the parameters of fatigue resistance and microstrain / V.V. Mylnikov, A.D. Romanov, D.I. Shetulov, A.A. Khlybov // Metal Science and Heat Treatment. – 2016. – Т. 58. – № 3-4. – С. 223-225.

300. Влияние термообработки на циклическую прочность рессорно-пружинной стали / Д.И. Шетулов, В.В. Мыльников, А.Д. Романов, Е.А. Чернышов // В книге: Деформация и разрушение материалов и наноматериалов. – 2019. – С. 215-216.

301. Оскирко А.А., Мыльников В.В. Циклическая прочность рессорно-пружинной стали в различном структурно-фазовом состоянии / А.А. Оскирко, В.В. Мыльников // В книге: Будущее технической науки. сборник материалов XVII Международной молодежной научно-технической конференции. Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева. – 2018. – С. 198-199.

302. Мыльников, В.В. Влияние термической обработки на сопротивление усталости и частотную стабильность инструментальной стали 6ХС / В.В. Мыльников, Э.А. Дмитриев, Д.И. Шетулов // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2023. – № 7(817). – С. 22-27.

303. Шетулов, Д.И. Усталостная прочность и частотная стабильность титанового сплава / Д.И. Шетулов, В.В. Мыльников, Э.А. Дмитриев // Известия высших учебных заведений. Цветная металлургия. – 2023. – Т. 29, № 2. – С. 74-82.

304. Мыльников, В.В. Метод изучения частотной стабильности материалов при испытаниях на многоцикловую усталость стали / В.В. Мыльников, Э.А. Дмитриев // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2023. – Т. 66, № 3. – С. 367-375.

305. Mylnikov, V.V. Heat treatment effect on fatigue strength and frequency stability of maraging steel / V.V. Mylnikov, E.A. Dmitriev // Letters on Materials. – 2023. – Vol. 13, No. 3(51). – P. 266-271.
306. Metal Fatigue in Engineering / R.I. Stephens, A. Fatemi, R. Stephens, and H.O. Fuchs. – John Wiley & Sons, New York, NY, USA, 2000. – 472 p.
307. ASM Metals HandBook Vol. 19 - Fatigue and Fracture. ASM International, 2002. – 2592 p.
308. Schijve, J. Fatigue of Structures and Materials / J. Schijve. – Springer Science & Business Media, 2001.
309. Campbell, F.C. Fatigue and Fracture: Understanding the Basics / F.C. Campbell. – ASM International, 2012. – 525 p.
310. Lee, Y-L. Metal Fatigue Analysis Handbook: Practical problem-solving techniques for computer-aided engineering / Y-L. Lee, M.E. Barkey, H-T. Kang. – Butterworth-Heinemann. Elsevier Inc., 2011. – 632 p.
311. Шетулов, Д.И. Усталостная повреждаемость высокопрочных сталей / Д.И. Шетулов, В.В. Мыльников // Металлы. – 2014. – № 2. – С. 81-86.
312. Влияние термической обработки и схемы нагружения на показатели сопротивления усталости стали 60С2А / В.В. Мыльников, Е.С. Беляев, Д.И. Шетулов, Е.А. Чернышов // Международный журнал экспериментального образования. – 2013. – № 10-2. – С. 382-384.
313. Чернышов, Е.А. Некоторые аспекты влияния природы масштабного эффекта при циклических испытаниях на эксплуатацию и надежность изделий из алюминиевых сплавов / Е.А. Чернышов, А.Д. Романов, В.В. Мыльников // Известия высших учебных заведений. Цветная металлургия. – 2018. – № 5. – С. 56-65.
314. Мыльников, В.В. Металлические материалы, применяемые в строительном машиностроении / В.В. Мыльников, О.Б. Кондрашкин. – Нижний Новгород, Из-во ННГАСУ, 2018. – 148 с.
315. Оскирко, А.А. Влияние вида термической обработки на циклическую прочность стали / А.А. Оскирко, О.Б. Кондрашкин, В.В.

Мыльников // В сборнике: VII Всероссийский фестиваль науки. сборник докладов: в 2 томах. Нижегородский государственный архитектурно-строительный университет. – 2017. – С. 203-207.

316. Оскирко, А.А. Особенности разрушения высокопрочной стали при испытаниях на усталость / А.А. Оскирко, В.В. Мыльников, О.Б. Кондрашкин // В книге: Будущее технической науки. сборник материалов XVII Международной молодежной научно-технической конференции. Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева. – 2018. – С. 199-200.

317. Оскирко, А.А. Динамика изменения показателей сопротивления усталости строительной стали / А.А. Оскирко, В.В. Мыльников, О.Б. Кондрашкин // В сборнике: VII Всероссийский фестиваль науки. сборник докладов: в 2 томах. Нижегородский государственный архитектурно-строительный университет. – 2017. – С. 194-199.

318. О корреляции показателей сопротивления усталости стали / Д.И. Шетулов, В.В. Мыльников, А.И. Пронин, О.Б. Кондрашкин // В сборнике: VII Международная конференция "Деформация и разрушение материалов и наноматериалов". Сборник материалов. – 2017. – С. 585-586.

319. Оскирко, А.А. Усталость строительной стали / А.А. Оскирко, В.В. Мыльников // В книге: Будущее технической науки. Сборник материалов XVII Международной молодежной научно-технической конференции. Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева. – 2018. – С. 178-179.

320. Петрушин, М.В. Особенности повреждаемости трубных сталей при знакопеременном нагружении / М.В. Петрушин, О.Б. Кондрашкин, В.В. Мыльников // В сборнике: VI Всероссийский фестиваль науки. Сборник докладов в 2-х томах. Нижегородский государственный архитектурно-строительный университет. – 2016. – С. 50-53.

321. Шетулов, Д.И. Исследование параметров микроскопической деформации стали деформируемой сжатием ступенчато возрастающей

нагрузкой / Д.И. Шетулов, В.В. Мыльников, А.Д. Романов // Успехи современного естествознания. – 2015. – № 1-3. – С. 486-488.

322. О корреляции показателей сопротивления усталости стали 6ХС / В.В. Мыльников, Е.А. Чернышов, Д.И. Шетулов, А.И. Пронин // Международный журнал прикладных и фундаментальных исследований. – 2013. – № 10-2. – С. 227-228.

323. Мыльников, В.В. О корреляции параметров микропластической и циклической деформации при разной термической обработке инструментальной стали / В.В. Мыльников, Е.А. Чернышов, Д.И. Шетулов // Литейные процессы. – 2012. – № 11. – С. 136-140.

324. Шетулов, Д.И. О корреляции показателей сопротивления усталости однократному разрушению высокопрочных сталей / Д.И. Шетулов, В.В. Мыльников // В сборнике: Материалы Российской научно-технической конференции "Фундаментальные исследования в области технологий двойного назначения" и Российской конференции "Школа-семинар по методологическому обеспечению и фундаментальным основам технологий двойного назначения". Конференции посвящаются 300-летию со дня рождения М. В. Ломоносова и влиянию его наследия на развитие промышленности России. Министерство образования и науки Российской Федерации и др. – 2011. – С. 219-220.

325. Связь коэффициента формы повреждений с показателями сопротивления усталости стали 30ХГСН2А / В.В. Мыльников, Д.И. Шетулов, И.И. Рожков, А.И. Пронин // Международный журнал прикладных и фундаментальных исследований. – 2013. – № 10-2. – С. 229.

326. Мыльников, В.В. О возможности применения нестандартных параметров для прогнозирования долговечности механического оборудования строительной индустрии в комплексе унифицированных технологий строительства / В.В. Мыльников // В сборнике: Современная наука: актуальные вопросы, достижения и инновации. сборник статей XXII



Международной научно-практической конференции в 2 частях. Пенза. – 2021. – С. 64-67.

327. Weibull, W. The phenomenon of rupture in solid / W. Weibull // Proc. Royal Swed. Inst. Eng. Res. – 1939. – 153. – P. 1 – 55.

328. Weibull, W. A statistical theory of strength of materials / W. Weibull // Ibid. – 1939. – 151. – P. 5 – 45.

329. Скуднов, В.А. Предельные пластические деформации металлов / В.А. Скуднов. – М.: Metallurgia, 1989. – 176 с.

330. Mylnikov, V.V. Account of load conditions for estimation of limit characteristics of cyclic destroying / V.V. Mylnikov, V.A. Skudnov // International Journal of Applied and Fundamental Research. – 2017. – №3. – С. 112.

331. Мыльников, В.В. Учет влияния условий циклического нагружения в зависимости от факторов состояния материала для оценки предельных характеристик разрушения / В.В. Мыльников, В.А. Скуднов // В сборнике: VII Международная конференция "Деформация и разрушение материалов и наноматериалов". Сборник материалов. – 2017. – С. 84-86.

332. Мыльников, В.В. Влияние различных параметров состояния на закономерности поведения кривых усталости / В.В. Мыльников, В.А. Скуднов // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2018. – Т. 61. – № 3. – С. 244-250.

333. Мыльников, В.В. Связь диаграмм усталости с параметрами предельной деформации металлических сплавов, с учетом влияния условий циклического нагружения, для оценки характеристик разрушения / В.В. Мыльников // В сборнике: Механические свойства современных конструкционных материалов. Материалы конференции. – 2018. – С. 100.

334. Экспресс оценка параметров сопротивления усталости / В.В. Мыльников, Д.И. Шетулов, О.Б. Кондрашкин, А.И. Пронин // В сборнике: VII Международная конференция "Деформация и разрушение материалов и наноматериалов". Сборник материалов. – 2017. – С. 734-735.

335. Express estimation of parameters of fatigue resistance / V.V. Mylnikov, D.I. Shetulov, A.I. Pronin, O.B. Kondrashkin // International Journal of Applied and Fundamental Research. – 2017. – № 3. – С. 116.

336. Application of interpolation functions in the express evaluation of parameters of fatigue resistance / D.I. Shetulov, V.V. Mylnikov, O.B. Kondrashkin, A.I. Pronin, E.A. Chernyshov // International Journal of Applied and Fundamental Research. – 2017. – № 3. – С. 92.

337. МЫЛЬНИКОВ, В.В. Свидетельство о регистрации программы для ЭВМ № 2023610368 Российская Федерация. Расчет параметров сопротивления усталости при любой частоте нагружения в пределах заданного спектра: заявл. от 10.01.2023: опубл. 23.01.2023 / В. В. МЫЛЬНИКОВ, Н. А. РЯБОВ. – Текст: непосредственный.

338. Определение параметров сопротивления усталости при любой частоте нагружения в пределах заданного спектра / В.В. МЫЛЬНИКОВ, Д.И. ШЕТУЛОВ, О.Б. КОНДРАШКИН, А.И. ПРОНИН // В сборнике: Третий междисциплинарный молодежный научный форум с международным участием "Новые материалы". Сборник материалов. – 2017. – С. 315-316.

339. МЫЛЬНИКОВ, В.В., ШЕТУЛОВ Д.И. Способ определения параметров сопротивления усталости материалов. Патент на изобретение 2777863 С1, 11.08.2022. Заявка № 2021127168 от 14.09.2021.

340. МЫЛЬНИКОВ, В.В. Ускоренный метод прогноза параметров сопротивления усталости металлических материалов с учетом частоты циклического нагружения / В.В. МЫЛЬНИКОВ, Д.И. ШЕТУЛОВ // Международный журнал прикладных и фундаментальных исследований. – 2013. – № 12. – С. 23-25.

341. Mylnikov, V.V. Accelerated method to forecast the parameters of metal materials fatigue resistance with consideration of repeated loading frequency / V.V. Mylnikov // International Journal of Applied and Fundamental Research. – 2013. – № 2. – С. 241.

342. Shetulov, D.I. Predicting the strength and life of auto parts on the basis of fatigue strength / D.I. Shetulov, V.N. Kravchenko, V.V. Mylnikov // Russian Engineering Research. – 2015. – Т. 35. – № 8. – С. 580 – 583.

343. Prediction of strength and durability of materials of machine parts and structures, taking into account the frequency of cyclic loading / V.V. Mylnikov, D.I. Shetulov, A.I. Pronin, E.A. Chernyshov // Russian Journal of Non-Ferrous Metals. – 2015. – Т. 55. – № 9. – С. 32.

344. Мыльников, В.В., Прогноз долговечности деталей строительных машин в комплексной технологии и организации строительства / В. В. Мыльников / В.В. Мыльников // В сборнике: Приоритетные направления развития науки в современном мире. Сборник научных статей по материалам VI - Международной научно-практической конференции. Уфа. – 2021. – С. 38-45.

345. Шетулов, Д.И. Прогнозирование показателей прочности и долговечности деталей автомобиля на основании модели усталостного разрушения конструкционных материалов / Д.И. Шетулов, В.Н. Кравченко, В.В. Мыльников // Вестник машиностроения. – 2015. – № 5. – С. 28-31.

346. Прогнозирование прочности и долговечности материалов деталей машин и конструкций с учетом частоты циклического нагружения / В.В. Мыльников, Д.И. Шетулов, А.И. Пронин, Е.А. Чернышов // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2012. – № 9. – С. 32-37.

347. Оскирко, А.А. Оценка параметров модели усталостного поведения для прогнозирования долговечности механического оборудования строительной индустрии / А.А. Оскирко, О.Б. Кондрашкин, В.В. Мыльников // В сборнике: VI Всероссийский фестиваль науки. Сборник докладов в 2-х томах. Нижегородский государственный архитектурно-строительный университет. – 2016. – С. 44-47.

348. Мыльников, В.В., Структурные изменения сталей для прогноза долговременности деталей автомобиля / В.В. Мыльников // В сборнике:

Междисциплинарный молодежный научный форум "Новые материалы. Дни науки. Санкт-Петербург 2015". Сборник материалов. – 2015. – С. 225-227.

349. Мыльников, В.В. Прогноз долговечности конструкционных материалов по параметрам их структуры / В.В. Мыльников, Е.А. Чернышов, Д.И. Шетулов // В сборнике: Деформация и разрушение материалов и наноматериалов. Сборник материалов третьей международной конференции. – 2009. – С. 180-181.

350. Прогнозирование параметров усталости рычага шасси самолета / В.В. Мыльников, Д.И. Шетулов, Е.А. Чернышов, И.И. Рожков, А.Д. Романов // В книге: Будущее технической науки. Сборник материалов XII Международной молодёжной научно-технической конференции. – 2013. – С. 92-93.

351. Прогноз прочности корпуса подводного средства движения "сухого-мокрого" типа / Е.А. Чернышов, В.В. Мыльников, А.Д. Романов, Е.А. Романова // Математические методы в технике и технологиях-ММТТ. – 2013. – № 5 (55). – С. 75.

352. Мыльников, В.В. Прогнозирование кривой усталости рычага взлетно-посадочного устройства самолета / В.В. Мыльников // В книге: Будущее технической науки. тезисы докладов VIII Международной молодежной научно-технической конференции. Федеральное агентство по образованию, Министерство образования Нижегородской области, Государственное образовательное учреждение высшего профессионального образования Нижегородский государственный технический университет им. Р. Е. Алексеева, Фонд содействия развитию малых форм предприятий в научно-технической сфере. Нижний Новгород. – 2009. – С. 234.

353. Хоникомб, Р. Пластическая деформация металлов / Р. Хоникомб; Пер. с англ. Под ред. Б.А. Любова. – М.: Из-во «Мир». – 1972. – 408 с.

## ПРИЛОЖЕНИЕ



№ \_\_\_\_\_  
 Телефон: (8312)434 52 48  
 На \_\_\_\_\_ Факс: (8312)430 94 50

В Нижегородский  
 государственный технический  
 университет

4 декабря 2009г. 111/135

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

О применении НИР в практике испытания деталей на усталость

Выполненная в 2008-2009 г. авторским коллективом сотрудников НГТУ в составе: соискателя Мыльникова В. В., соискателя Козлова М. Б. под научным руководством д.т.н., профессора Шетулова Д. И. научно-исследовательская работа по определению показателей сопротивления усталости натуральных деталей из высокопрочных сплавов, подлежащих испытанию в НОАО «Гидромаш», позволила практически применить результаты прогноза для определения прочности и долговечности ряда деталей системы взлета-посадки учебно-тренировочного самолета с учетом асимметрии цикла нагружений. Последующий расчет действующих в процессе эксплуатации, натурные испытания системы и ее эксплуатация подтвердили правильность полученных на основе разработанного метода прогнозирования результатов оценки показателей сопротивления усталости.



Цюпий А.С.

РОССИЯ, 603022, г. Нижний Новгород  
 просп. Гагарина, 22. Тел.: (8312) 78-84-44  
 Факс: (8312)30-94-50. Телекс: 151 163 НЕВА  
 E-mail: info@hydromash.ru

22, Gagarin Prospect, Nizhny Novgorod,  
 603022, Russia. Tel: (8312) 78-84-44.  
 Fax: (8312) 30-94-50. Telex: 151 163 NEWA RU  
 E-mail: info@hydromash.ru