

В. В. Мыльников, О. Б. Кондрашкин, Д. И. Шетулов

**ЦИКЛИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ И ДОЛГОВЕЧНОСТЬ  
КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ**

*Монография*

Нижний Новгород  
2018

Министерство науки и высшего образования Российской Федерации  
Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования  
«Нижегородский государственный архитектурно-строительный университет»

В. В. Мыльников, О. Б. Кондрашкин, Д. И. Шетулов

ЦИКЛИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ И ДОЛГОВЕЧНОСТЬ  
КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Монография

Нижегород  
ННГАСУ  
2018

ББК 38.6;-06\*3,2  
Ц 59

РЕЦЕНЗЕНТЫ:

*Хлыбов А. А.* – д-р техн. наук, профессор, зав. кафедрой материаловедения, технологии материалов и термической обработки металлов НГТУ им. Р.Е. Алексеева  
*Вахидов У. Ш.* – д-р техн. наук, профессор, зав. кафедрой строительных и дорожных машин НГТУ им. Р.Е. Алексеева

Мыльников В. В. Циклическая прочность и долговечность конструкционных материалов [Текст]: монография / В. В. Мыльников, О. Б. Кондрашкин, Д. И. Шетулов; Нижегород. гос. архитектур.-строит. ун-т – Н. Новгород: ННГАСУ, 2018. –177 с.  
ISBN 978-5-528-00289-7

Рассмотрены физические процессы повреждаемости поверхностных слоев чистых металлов и конструкционных материалов с учетом изменения частоты циклов нагружения. Приведены методика и результаты экспериментальных и расчетных оценок повреждаемости поверхности. Выявлена ранее не известная связь между изменением микроструктуры и показателем сопротивления усталости. Получены новые экспериментальные зависимости, позволяющие прогнозировать прочность и долговечность деталей машин и конструкций. Представлены примеры прогнозирования кривых усталости натуральных деталей машин и конструкций. Представлены примеры прогнозирования кривых усталости натуральных деталей по повреждаемости поверхности материалов. Разработанный метод оценки циклической прочности и долговечности деталей машин может быть использован для решения ряда практических задач в различных отраслях техники.

Для научных работников, инженеров-материаловедов и металлургов. Может быть полезна для студентов, аспирантов и преподавателей высших технических учебных заведений машиностроительных специальностей.

ББК 38.6;-06\*3,2

ISBN 978-5-528-00289-7

© В. В. Мыльников, О. Б. Кондрашкин,  
Д. И. Шетулов., 2018  
© ННГАСУ, 2018

## ОГЛАВЛЕНИЕ

<b>Введение.....</b>	<b>6</b>
<i>Глава 1. Общие характеристики, повреждение поверхности и параметры сопротивления усталости.....</i>	<i>10</i>
1.1 Проблемы усталостного разрушения.....	10
1.2 Основные схемы и типы испытаний на усталость.....	13
1.3 Виды кривых усталости.....	15
1.4 Диаграмма усталостного разрушения.....	17
1.5 Периодичность и стадийность процесса усталости.....	19
1.6 Кривые циклического упрочнения/разупрочнения.....	23
1.7 Кривые циклического деформирования.....	26
1.8 Поверхностный слой и накопление его повреждений.....	27
1.9. Дефекты кристаллического строения.....	33
1.9.1. Точечные дефекты кристаллического строения.....	33
1.9.2. Линейные дефекты кристаллического строения.....	36
1.9.3. Межзеренные и фазовые границы металлических кристаллов.....	49
1.10. Общие сведения о зарождении трещин на поверхности.....	55
1.11. Параметры оценки сопротивления усталости материалов.....	61
1.12. Влияние частоты приложения нагрузки на сопротивление усталости материалов.....	64
1.13. Теоретические аспекты, объясняющие влияние частоты циклов нагружения на показатели сопротивления усталости материалов.....	71
<i>Глава 2. Методика проведения испытаний материалов на усталость.....</i>	<i>75</i>



2.1. Выбор материала и образцов.....	75
2.2. Конструкции и принцип работы установок для испытаний материалов на усталость.....	78
2.3. Подготовка образцов и проведение исследований микроструктуры.....	83
2.4. Методика обработки экспериментальных данных. Точность эксперимента.....	87

**Глава 3. Характеристики сопротивления усталости  
конструкционных материалов.....93**

3.1. Роль энергии дефекта упаковки в сопротивлении прохождению физического процесса локализованной пластической деформации на усталостную прочность и долговечность материалов.....	93
3.2. Влияние гомологической температуры на параметры сопротивления усталости при изменении частоты нагружения.....	97
3.3. Исследование кривых усталости металлов и сплавов при разной частоте циклической нагрузки и изменений микроструктуры поверхности.....	99
3.4. Связь частоты циклов нагружения с повреждаемостью поверхности.....	123

**Глава 4. Экспериментальные зависимости параметров  
сопротивления усталости материалов от исследуемых  
факторов.....132**

4.1. Анализ зависимости параметров сопротивления усталости от частоты циклов нагружения.....	132
4.2. Ускоренный прогноз параметров сопротивления усталости.....	137
4.3. Аналитические зависимости параметров сопротивления усталости материалов	

от частоты циклов нагружения.....	140
<b>Глава 5. Прогноз прочности и долговечности деталей машин и конструкций.....</b>	<b>145</b>
5.1. Метод прогноза кривых усталости деталей по повреждаемости поверхности материалов.....	147
5.2. Прогнозирование кривых усталости натуральных деталей шасси машин и конструкций.....	150
5.3. Использование метода прогноза усталостной прочности и долговечности деталей автомобиля по повреждаемости поверхности материалов.....	154
<b>Заключение.....</b>	<b>157</b>
<b>Список литературы.....</b>	<b>160</b>

## ВВЕДЕНИЕ

Поведение материалов при различных видах нагружения привлекает внимание многих исследователей вследствие своей фундаментальной и прикладной значимости. 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, её 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, большой чувствительностью этих процессов к влиянию различных технологических, эксплуатационных и конструктивных факторов. Большинство деталей из конструкционных материалов, используемых в машиностроении, агрегатостроении и авиастроении, работают в условиях циклических знакопеременных нагрузок или напряжений. В качестве примеров можно привести противоположные по знаку напряжения, возникающие при вращении валов различных строительных агрегатов и машин, при взлете и посадке самолета на рычаги шасси и многие другие. 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 мощности, скорости и частоты нагружения современной техники, появились новые

материалы. Это требует более достоверного определения прочности и долговечности конструкционных материалов уже на стадии проектирования. Многочисленные исследования по усталости металлов и сплавов не дают достаточной информации о природе и кинетике развития усталостного процесса. Достоверность прогнозирования долговечности и прочности конструкционных металлических материалов в условиях циклического нагружения зависит от структурного состояния и различных факторов, таких как природа материала, масштабный эффект, температура, вид термической обработки, частота и асимметрия циклического нагружения, концентрация напряжений и др. Причем каждый фактор испытывает комплексное влияние действующих параллельно с ним других факторов. Эти факторы, как правило, являются причиной, снижающей прочность и долговечность конструкционных материалов, деталей и элементов конструкций. Всё это обуславливает большой интерес исследователей к проблеме усталостного разрушения.

Одной из важнейших проблем в машиностроении является снижение затрат на производство и эксплуатацию машин. В комплексе мер, обеспечивающих решение этой задачи, важная роль принадлежит разработке расчетных методов прогнозов прочности и долговечности конструкций и деталей машин.

Испытания натуральных деталей машин в заводских условиях в большинстве случаев является дорогостоящим. Это связано со сложностью изготовления и применением трудоемких технологических и механических операций. Прежде чем изготовить и испытать какую-либо деталь, необходимо выявить (спрогнозировать), выдержит ли материал, из которого её планируют изготавливать, необходимое количество циклов при максимальной заданной нагрузке.

К настоящему времени разработаны расчетные методы оценки прочности, надежности и долговечности натурального оборудования и конструкций. Однако детали машин и элементы конструкций разрушаются

и большинство разрушений носит усталостный характер. Это связано с тем, что в расчеты вводятся механические характеристики без учета взаимообусловленного влияния различных факторов. Кроме того, не всегда удается предвидеть все сложные физические явления, происходящие в материале деталей машин и конструкций. Поэтому задача, касающаяся изучения природы сопротивления усталости деталей оборудования и конструкций, является очень важной.

Прежде чем решать вопросы прочности и долговечности оборудования, необходимо выявить слабые места, т.е. проверить те детали и узлы, которые разрушаются в условиях работы, и установить причины разрушения.

Как уже упоминалось, на прочность и долговечность материалов и деталей влияет большое количество факторов. Одним из таких факторов является частота циклического нагружения ( $\omega$ ). Существенным является изучение вопроса изменения прочности и долговечности металлов и сплавов под влиянием фактора частоты циклов нагружения. Влияние частоты циклов нагружения ( $\omega$ ) неразрывно связано с поверхностными эффектами, происходящими в образцах (деталей), связь которых с показателями сопротивления усталости материалов является сложной, что затрудняет получение закономерностей, позволяющих прогнозировать долговечность деталей машин.

Значительный интерес представляет изменение структуры металла под влиянием фактора частоты циклического нагружения. Под изменением структуры подразумевается образование широких полос скольжения при циклической деформации образцов (деталей). Все изложенное позволяет получать характеристики, определяющие прочность и долговечность образцов (деталей).

В представленной работе изучены физические процессы влияния частоты циклического нагружения с позиций повреждаемости поверхности чистых металлов и конструкционных материалов. Получены новые

зависимости показателей сопротивления усталости образцов (деталей), позволяющие определить их прочность и долговечность, и обоснована применимость представленных характеристик поверхностных эффектов, используемая для прогнозирования прочности и долговечности деталей машин и конструкций по повреждаемости их поверхности. Получена зависимость повреждаемости поверхности в виде полос скольжения от частоты циклов нагружения, установлено неоднозначное влияние частоты циклов нагружения на параметры сопротивления усталости и выведены новые математические и графические зависимости. Также приведены примеры решения ряда практических задач прогнозирования показателей сопротивления усталости лабораторных образцов и натуральных деталей. Определены численные значения повреждаемости поверхности при циклической нагрузке, а также показатели сопротивления усталости материалов с учетом влияния частоты циклического нагружения. Получены зависимости повреждаемости поверхности от частоты циклов нагружения и его асимметрии, с учетом видов термической обработки, которые являются основой расчетного метода по определению прочности и долговечности конструкционных материалов; показана возможность применения полученных характеристик в прогнозировании кривых усталости натуральных деталей.

Таким образом, в настоящей работе авторы стремились отразить новые направления прогнозирования долговечности и прочности конструкционных металлических материалов в условиях циклического нагружения в зависимости от структурного состояния и воздействия фактора частоты циклического нагружения.

Авторы не претендуют на исчерпывающее изложение всех затронутых вопросов, но надеются, что книга будет полезна широкому кругу специалистов, занимающихся анализом отказов техники, научным работникам в области физики разрушения, связанных с изучением,

проектированием и прогнозированием прочности и долговечности деталей машин и конструкций.

## **ГЛАВА 1. ОБЩИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ, ПОВРЕЖДЕНИЕ ПОВЕРХНОСТИ И ПАРАМЕТРЫ СОПРОТИВЛЕНИЯ УСТАЛОСТИ**

### **1.1. Проблемы 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. 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 строительной техники 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 [5-6].

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 (будет рассмотрено ниже по тексту), характеризующаяся вполне определенными структурными и фазовыми изменениями [8-33].

В течение последнего времени 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.

## **1.2. Основные схемы и типы испытаний на усталость**

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]:

1 - с постоянными амплитудными значениями при синусоидальной (гармонической) или реже другой форме цикла;

2 - бигармонической;

3 - с переменной частотой;

4 - программированный блочный цикл;

5 - с воспроизведением эксплуатационного спектра с переменной во времени  $\sigma_a$  (амплитуда напряжения) с усечением низких  $\sigma_a$  или без их усечения;

6 - 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:

а - 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,

з - нагружение внутренним давлением или при наложении гидростатического давления.

При испытаниях на усталость имеются два существенно различающиеся между собой вида нагружения:

- 1 - нагружение с заданным размахом нагрузки – мягкое нагружение;
- 2 - нагружение с заданным размахом деформации – жесткое нагружение.

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 –  $\lg N$ .

### **1.3. Виды кривых усталости**

Различают многоцикловую и малоцикловую усталость. Согласно [35] 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 упруго-пластическом деформировании (по ГОСТ 25.505-79 при малоцикловой усталости максимальная долговечность до разрушения составляет условное число  $5 \cdot 10^4$  циклов [36]). База испытаний для определения пределов выносливости составляет 107 циклов для металлов и сплавов, имеющих практически горизонтальный на кривой усталости (наличие физического предела выносливости; кривая 1, рис. 1.1), и 108 циклов для металлов и сплавов, ординаты кривых усталости которых по всей длине непрерывно уменьшаются с ростом числа циклов (кривая 2 на рис 1.1) [7].

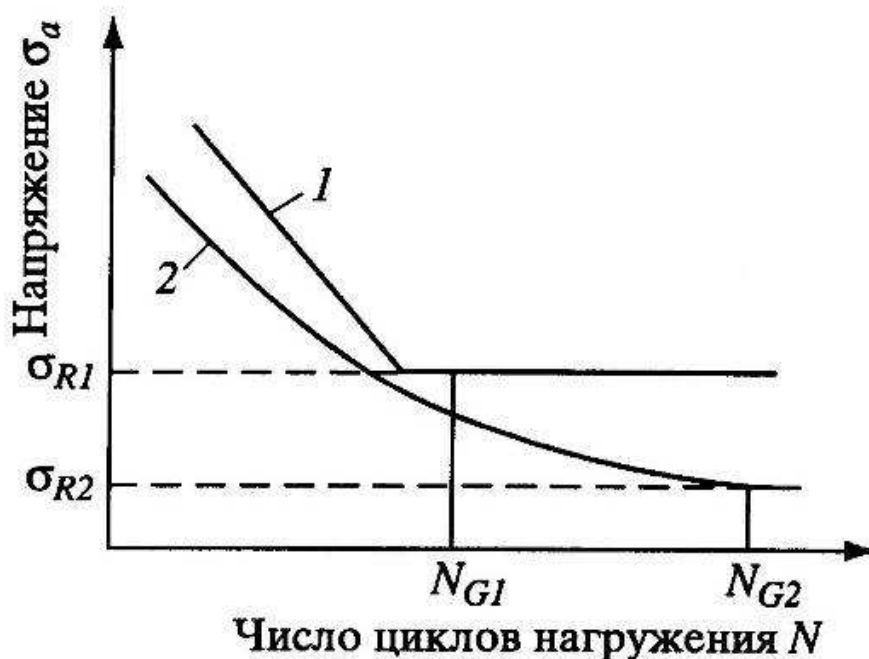


Рис. 1.1. Кривые усталости: 1 – кривая усталости для образцов с физическим пределом выносливости; 2 - кривая усталости для образцов без физического предела выносливости

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 [37]. Второй тип – преимущественно у ГЦК-металлов и сплавов (алюминиевые сплавы, медные сплавы и др.). Величины  $N_{G1}$  и  $N_{G2}$  на рис. 1.1 обозначают базовые числа циклов. Для сравнительных испытаний база для определения пределов выносливости соответственно принимается  $3 \cdot 10^6$  и  $10^7$  циклов.

#### 1.4. Диаграмма усталостного разрушения

В работах [7-8] была предложена полная кривая усталости в диапазоне напряжений от временного сопротивления разрушению (предела прочности) до предела выносливости (предела усталости) (рис. 1.2). Вся полная кривая усталости в первую очередь разделяется на две основные области: многоциклового и малоциклового усталости.



Рис. 1.2. Полная кривая усталости

Малоцикловая усталость охватывает диапазон напряжений от  $\sigma_e$  до  $\sigma_k$  (ломанная линия АБВ). В области малоцикловой 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 малоцикловой 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 малоцикловой усталости было обозначено как  $\sigma_{II}$  [38]. Переход от циклической ползучести к собственно малоцикловой усталости сопровождается изменением механизма макропластического деформирования материала и в некоторых случаях перегибом кривой усталости.

На наличие перегиба в области малоцикловой усталости (рис. 1.2, точка Б) влияет структурное состояние материала. В работе [39] исследовали влияние структуры на закономерности малоцикловой усталости сплава *Ai-Li* 8090 в закаленном (525°C, закалка в воду) и закаленном и состаренном (190°C, 12 ч.) состояниях. После старения внутри зерен происходит гомогенное выделение  $\delta'$  – фазы ( $Al_3Li$ ), 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*.

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 [40].

Ниже порогового циклического напряжения  $\sigma_k$  начинается область многоцикловой усталости (кривая ВГД на рис. 1.2). Кроме напряжения предела выносливости  $\sigma_R$  на полной диаграмме усталости (рис. 1.2) выделено пороговое напряжение  $\sigma_T^II$  циклический предел текучести, которое лежит ниже предела выносливости [41]. В интервале напряжений  $\sigma_R - \sigma_T^II$  в пластичных металлах и сплавах наблюдается локальная пластическая деформация и даже нераспространяющиеся усталостные микротрещины глубиной порядка размера зерна.

### **1.5. Периодичность и стадийность процесса усталости**

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 [42], в которой исследовали стадийность накопления повреждений в образцах из плакированного алюминиевого сплава 2024-T3. Они, кроме кривой усталости, выделили следующие линии: возникновение первых полос скольжения; появления микротрещин; слияние микротрещин; первых глубоких трещин.



В монографии Ивановой В.С. [43] 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. Троценко [44], С.Я. Яремы [45], В.В. Шевеля и А.Н. Гладченко [46],

Обзор работ по исследованию стадийности процесса усталостного разрушения был дан в работах [47-48], в которых также была предложена обобщенная диаграмма усталости для области низких амплитуд напряжений (область многоциклового усталости), отражающая стадийность и накопление повреждений.



Рис. 1.3. 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;  $\sigma_T^II$  – циклический предел текучести

На рисунке 1.3 представлена обобщенная диаграмма многоциклового усталости [28, 32, 49], 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  $\sigma_T^Ц$  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. 1.3).

Период зарождения усталостных трещин так же, 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 (неоднородной деформации), в которой наблюдается неоднородное 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. Так же, как и при статическом деформировании на этой стадии, наряду с процессами деформационного упрочнения [50], наблюдается развитие повреждаемости в виде

образования субмикротрещин (пунктирная линия КДЕ). Период распространения усталостных трещин расположен между кривой усталости (линия АБВ на рис. 1.3) 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 с пониманием 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 [51]. 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) [52-53].

А.А. Шанявский рассматривает стадийность процесса усталостного разрушения с позиций синергетики – научного направления, устанавливающего законы, общие для живой и неживой природы [54-60]. 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, 61]. 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 базисах 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 [62-65].

### **1.6. Кривые циклического упрочнения/разупрочнения**

Кроме кривых усталости и кривых ограниченной долговечности при малоцикловогой усталости по результатам усталостных испытаний, используя данные по изменению параметров петли механического гистерезиса [66], строят кривые циклического упрочнения/разупрочнения (рис. 1.4). Оценка результатов испытаний с контролируемым напряжением дает соответствующую каждому циклу нагружения амплитуду пластической деформации  $\epsilon_{pa}$  как половину ширины петли гистерезиса при напряжении цикла  $\sigma_a$ .

В зависимости от структурного состояния материала встречаются три типа характерных кривых циклического упрочнения/разупрочнения [67]

(рис. 1.4). 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].

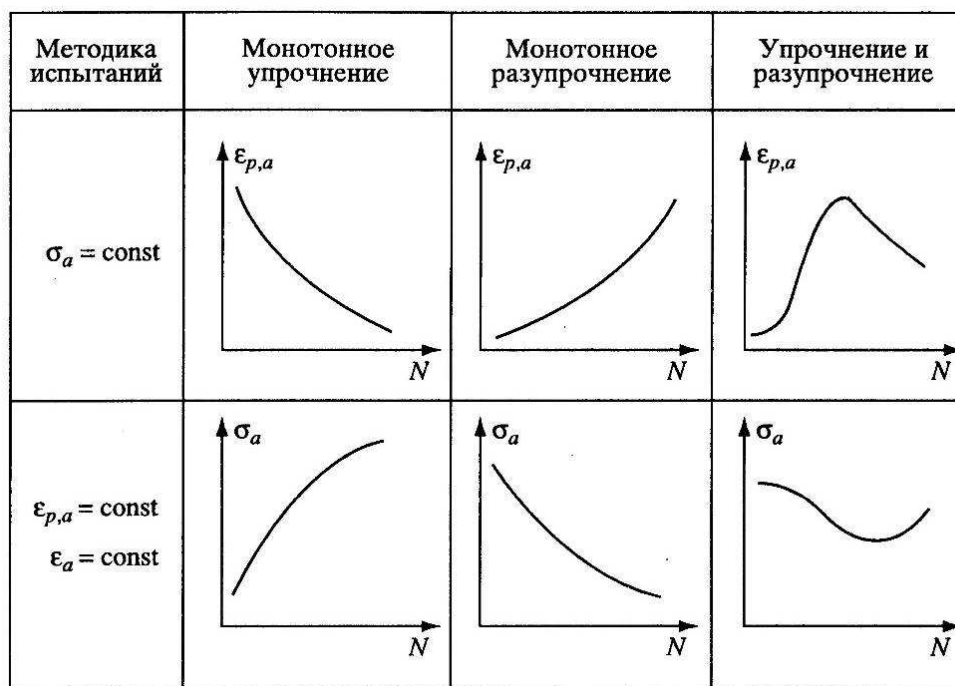


Рис. 1.4. Характерные типы кривых циклического упрочнения/разупрочнения

На рисунке 1.5 представлен ход кривых циклического упрочнения/разупрочнения для ряда металлических материалов.

Если об упрочнении или разупрочнении судить по изменению условных напряжений [68], 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.

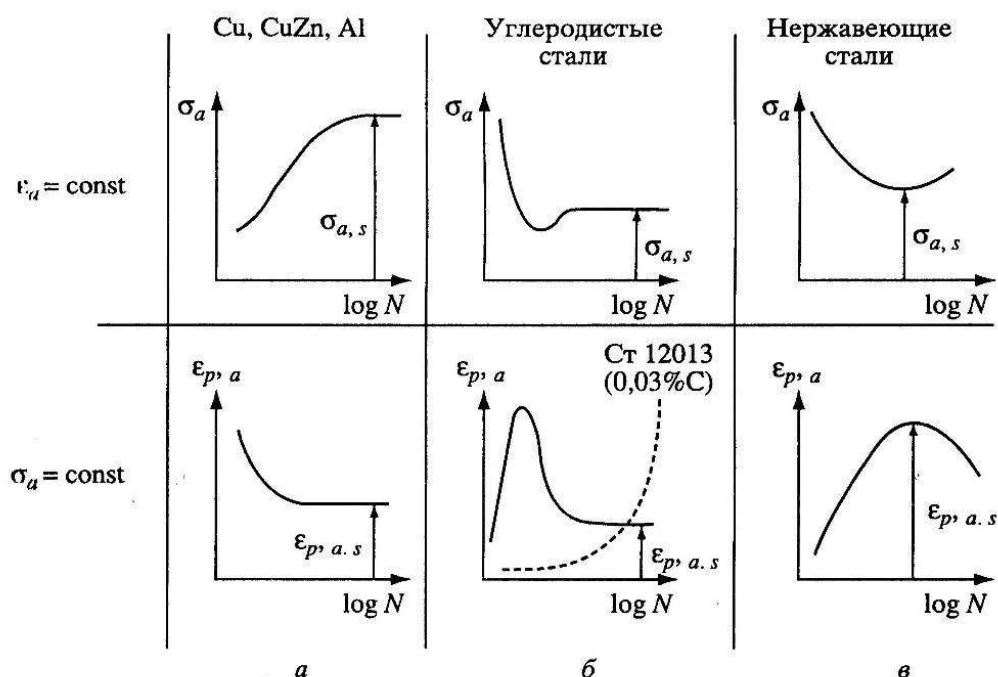


Рис. 1.5. Схематическое представление кривых циклического упрочнения/разупрочнения для некоторых металлических материалов с двумя типами циклического нагружения

У разупрочняющихся материалов большая доля накопления деформаций при статическом нагружении сопровождается падением условных напряжений. 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 [69].

### 1.7. Кривые циклического деформирования

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 (рис. 1.6).

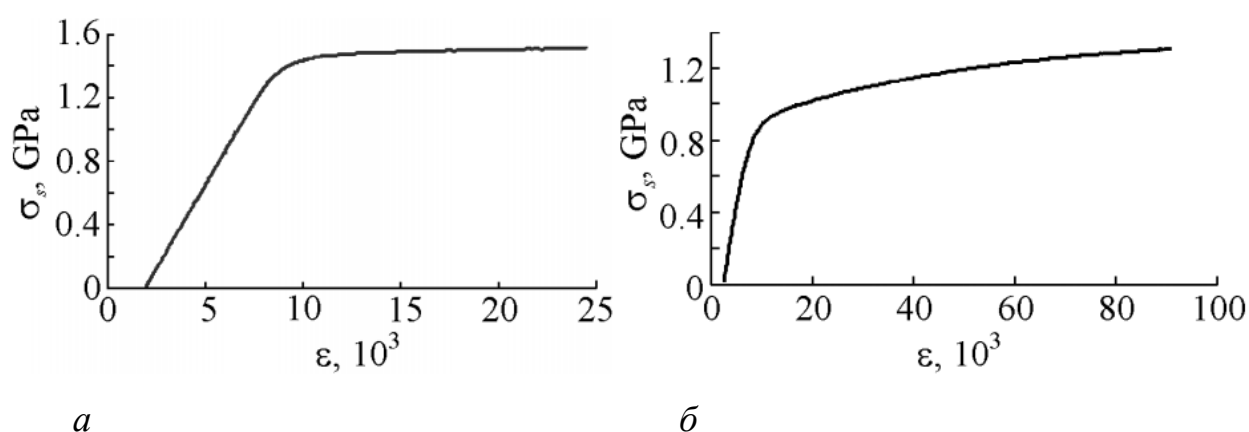


Рис. 1.6. Кривые циклического деформирования сплава ЭП678 после старения при температуре 580 (а) и 620°C (б) [69]

При монотонном циклическом упрочнении материала в случае испытания с контролируемым напряжением в многоциклового 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 ( $\sigma_a$ ,  $\epsilon_{p,a}$ ) можно

рассматривать как точку кривой циклического деформирования. Кривую циклического деформирования ( $\sigma_a - \epsilon_{p,a}$ ) моноупрочнения строят по схеме, приведенной на рис. 1.7.

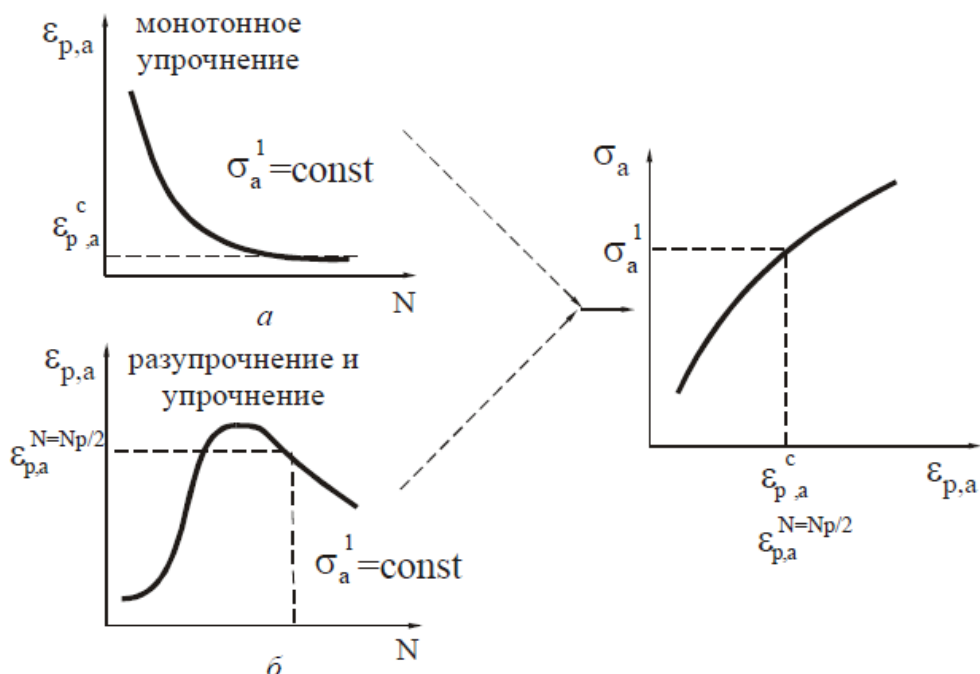


Рис. 1.7. Методы определения кривой циклического деформирования

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  $\epsilon_{pa}$  [2, 7, 28].



## 1.8. Поверхностный слой и накопление его повреждений

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 [70].

Строение кристаллической решетки описывается элементарной ячейкой (рис. 1.8). 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.

Типы кристаллических решеток различны. У металлов наиболее часто встречаются следующие решетки: кубическая объемно-центрированная

(ОЦК), кубическая гранецентрированная (ГЦК) и гексагональная плотноупакованная (ГПУ).

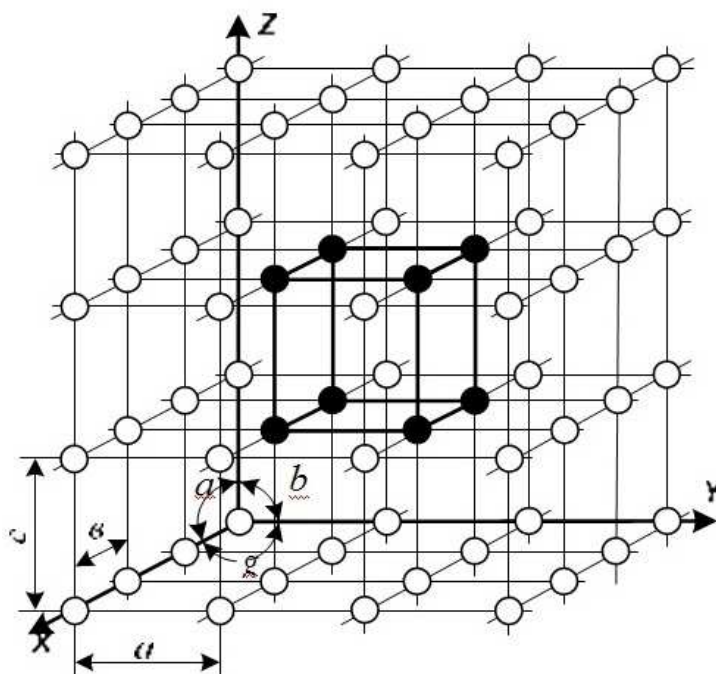


Рис. 1.8. Схема кристаллической решетки

Элементарные ячейки таких кристаллических решеток приведены на рис. 1.9. 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.

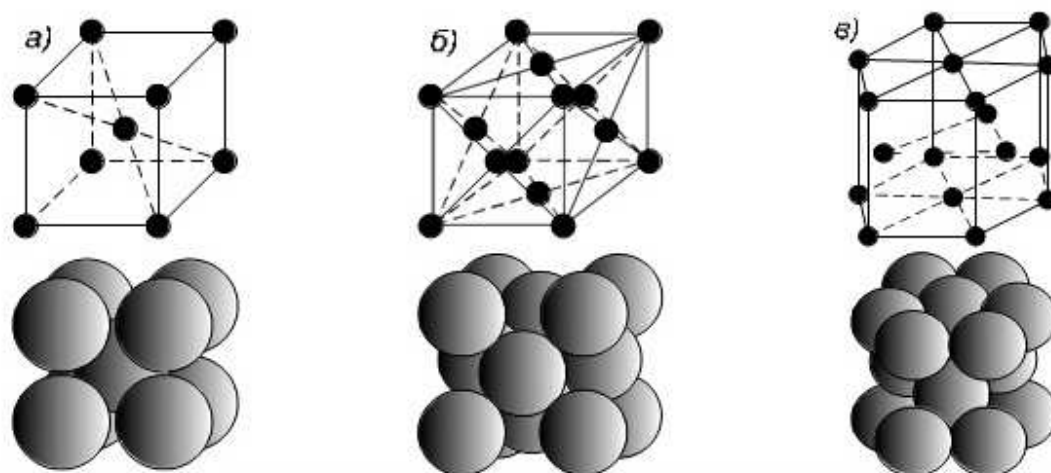


Рис. 1.9. Элементарные ячейки кристаллических решеток: *а* – кубическая объемно-центрированная; *б* – кубическая гранецентрированная; *в* – гексагональная плотноупакованная

Маделунгом [71] 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 [72].

Браунбек, Ленард-Джонс, Дент и Фервей в своих работах [73-77] 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. Мак-Рей и Колдуэлл [78], исследуя кристаллы методом дифракции медленных электронов, наблюдали удвоение периода чередования атомных слоев в направлении, перпендикулярном поверхности. Шаттлворт [79] для

кристаллов инертных газов рассчитал, что происходит относительное увеличение расстояния между первой и второй (от поверхности) плоскостями на 2,5%. Альдер и сотрудники [80] нашли, что расстояния между атомными слоями убывают обратно пропорционально кубу расстояния от поверхности.

В металлах эффект релаксации поверхностных слоев атомов теоретически доказывался в работах [81-87]. Мак-Рей и Жермер [88] 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. 1.10), они находятся в равновесии под действием тангенциальных  $T_c$  и радиальных сил  $\Pi_c$ , которые возникают вследствие наличия соседства элементов.

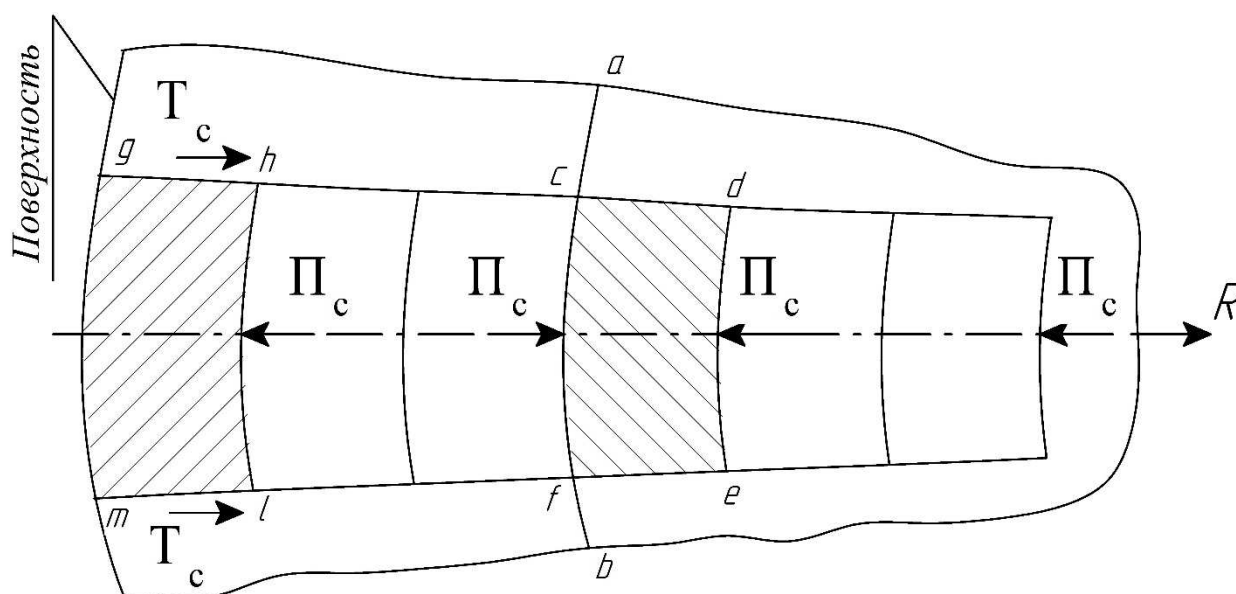


Рис. 1.10. Схематическое представление равновесия элементов твердого тела цилиндрического образца

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. 1.10, где  $ab$  – условная граница поверхностного слоя.

Авторы [89-90] 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 [91] 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 [92, 37], 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 [93]. Все расчеты и эксперименты касались, в сущности, бездислокационных (бездефектных) кристаллов. Более поздние работы, проведенные на кристаллах с дефектами (дислокациями) [89-90], показали значительно большую толщину слоя с аномальными свойствами, равную 40÷60 микрометрам. Наблюдения, проведенные на поликристаллах [92, 37, 94], 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.

## **1.9. Дефекты кристаллического строения**

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

### **1.9.1. Точечные дефекты кристаллического строения**

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 [95].

Точечные дефекты могут встречаться в разных комбинациях и конфигурациях. Наиболее важными точечными дефектами являются вакансии, играющие ключевую роль в процессе диффузии. В металлах вакансия может возникать как отдельный дефект. Можно представить себе образование вакансии как диффузионный «прыжок» атома из-под поверхности на саму поверхность, так что возникает незанятая позиция в кристаллической решетке. Путем последовательных диффузионных «прыжков» ближайших атомов вакансия постепенно движется в глубь кристалла, так что вакансии оказываются равномерно распределенными по всему кристаллу.

Если атом переходит не на поверхность, а внедряется в междоузлие, образуется пара точечных дефектов (вакансия и междоузельный атом). Эту пару называют дефектом Френкеля. В ионных кристаллах одиночные вакансии сами по себе возникать не могут вследствие ограничений, вызванных электронейтральностью структуры. Поэтому возникают или дефекты Френкеля, или пара вакансий (катионные и анионные), которые называются дефектами Шоттки. Различные типы точечных дефектов показаны на рис. 1.11, но их структура заметно сложнее.

Атомы, окружающие точечные дефекты, перераспределяются в пространстве, адаптируясь к нарушениям в структуре идеального кристалла. Одиночный междоузельный атом не существует, и при его образовании смещаются из идеальных позиций два атома, так что в узле

оказывается гантель (рис. 1.12). Предполагалось также, что междоузельный атом может располагаться вдоль плотно упакованных кристаллографических направлений. Однако доказательств этому пока нет [96].

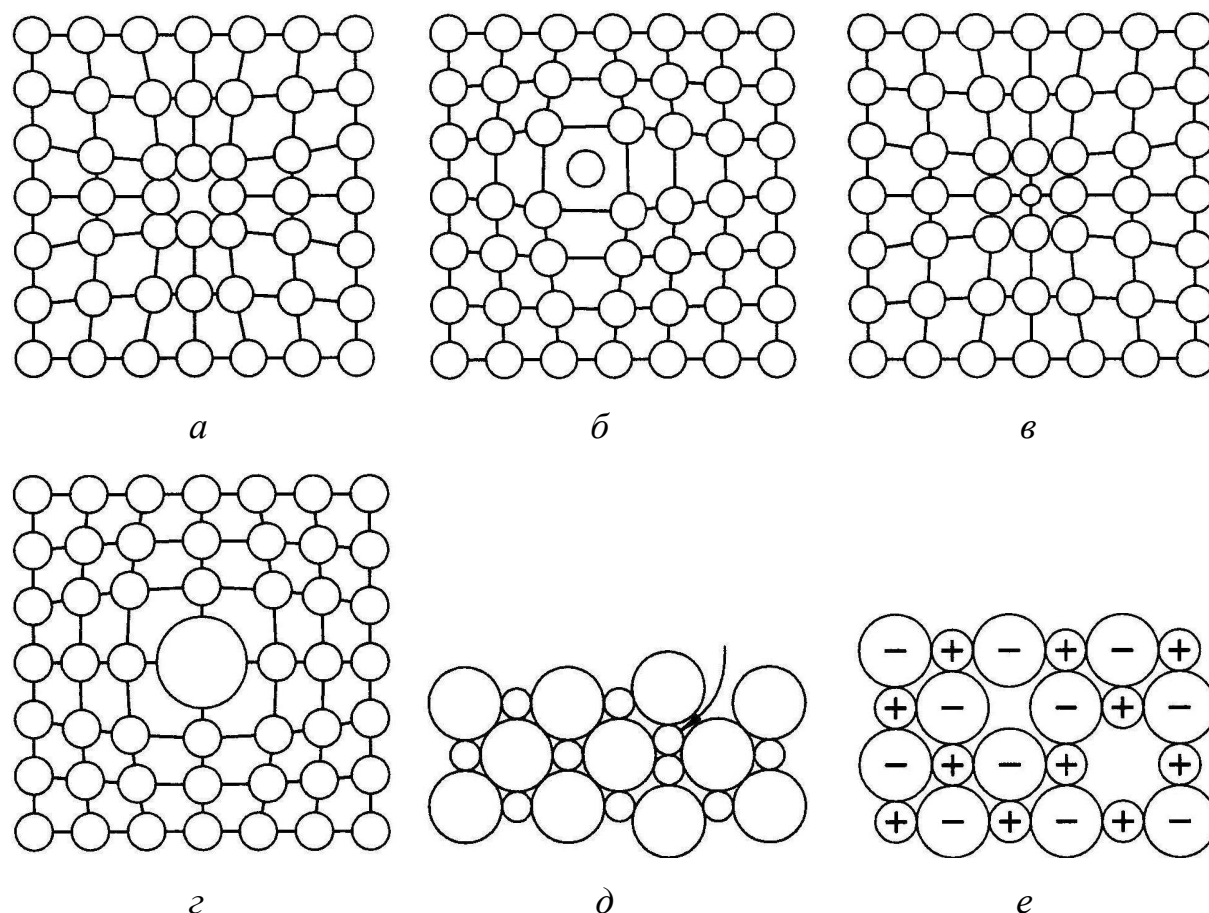


Рис. 1.11. Различные типы дефектов в кристаллах: *a* - вакансия; *б* – междоузельный атом; *в* – небольшой дефект замещения; *г* – большой дефект замещения; *д* – дефект Френкеля; *е* – дефект Шоттки (пара вакансий в катионной и анионной подрешетках)

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 [97].

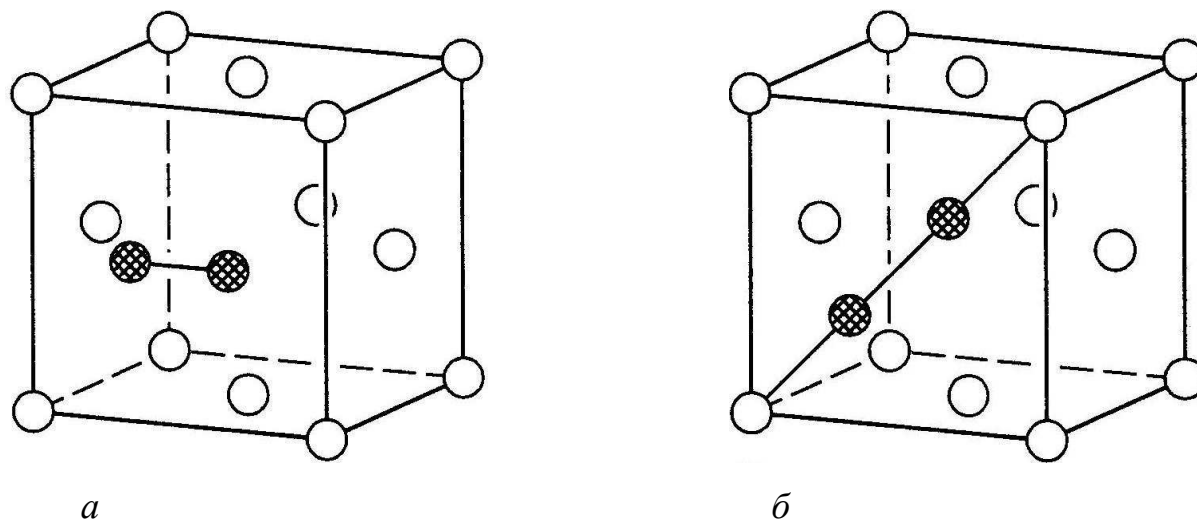


Рис 1.12. Возможные конфигурации междузельного атома: *a* – гантель; *б* – краудион

### 1.9.2. Линейные дефекты кристаллического строения

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 междузельных 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 [98].

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 [98].

Большое влияние на пластичность и прочность металлических материалов оказывают линейные дефекты – дислокации, поэтому рассмотрим их более детально.

Дислокации представляют собой возмущения кристаллической структуры вдоль некоторой линии. Тип дислокации проще всего представить линией, вдоль которой обрывается кристаллографическая плоскость (рис. 1.13).

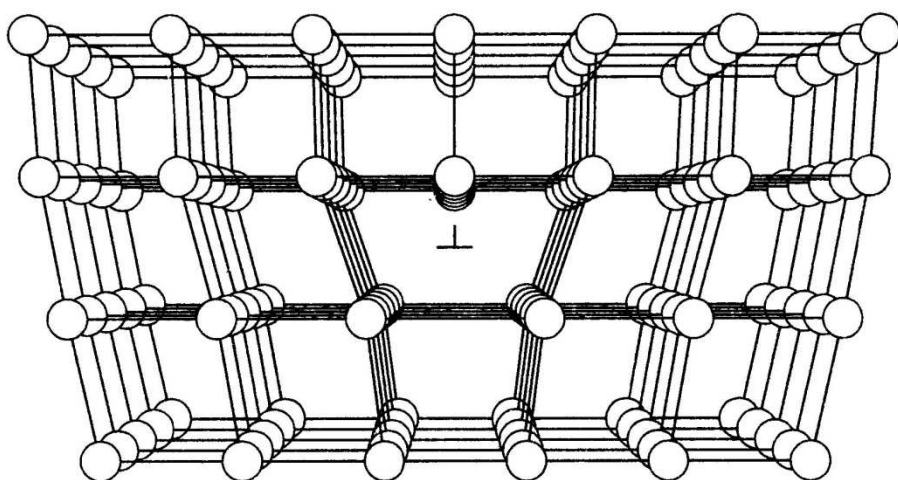


Рис 1.13. Расположение атомов вокруг краевой дислокации

Эту линию обрыва кристаллографической «полуплоскости» часто называют краевой дислокацией. Можно рассмотреть и иной механизм ее возникновения, при частичном рассечении кристалла вдоль некоторой плоскости, смещении образующихся частей перпендикулярно линии обрыва и последующем их совмещении. Дислокации другого типа образуются при смещении частей кристалла не перпендикулярно, а параллельно линии рассечения; они называются винтовыми дислокациями (рис. 1.14). Если нарисовать контур на плоскости перпендикулярно линии обрыва так, чтобы он окружал винтовую дислокацию, то этот контур никогда не замкнется, а превратится в спираль вокруг линии дислокации.

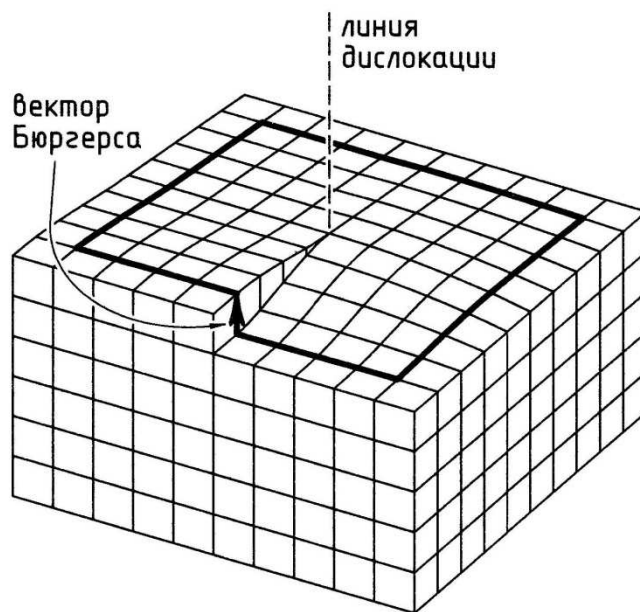


Рис. 1.14. Конфигурация винтовой дислокации

Смещение разделенных кристаллитов в плоскости разреза может происходить под любым углом к линии дислокации (рис. 1.15), т.е. не параллельно, не перпендикулярно. Подобные смешанные дислокации можно рассматривать как состоящие из двух основных типов, т.е. краевой и винтовой дислокаций.

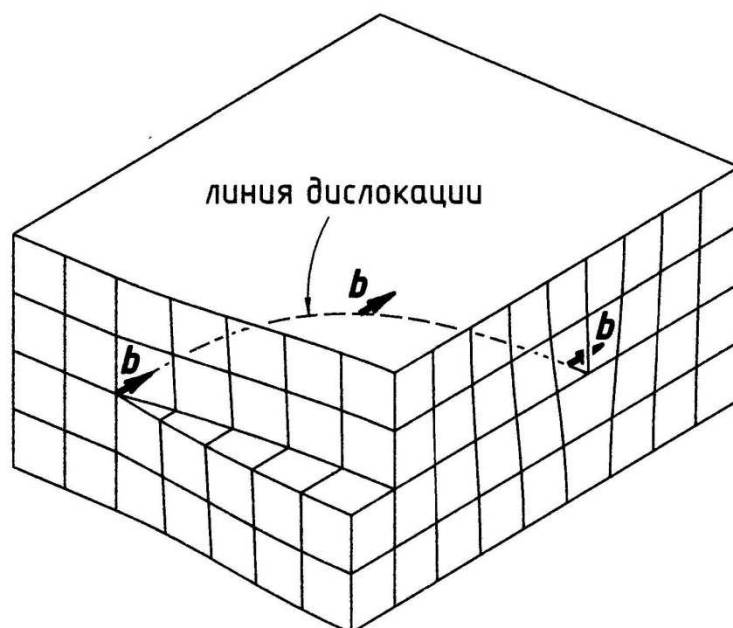


Рис. 1.15. Линия дислокации, изменяющая характер дислокации от винтовой к краевой

Дислокации характеризуются линейным элементом  $s$  и вектором Бюргера  $b$ . Линейный элемент – это единичный вектор, направленный по касательной к линии дислокации. Если линия дислокации представляет собой кривую, то направление  $s$  будет переменным. Вектор Бюргера по длине и направлению совпадают с вектором, на которой смещаются части кристалла над и под плоскостью движения дислокации по отношению друг к другу. Это точно определяется с помощью контура Бюргера (рис. 1.16).

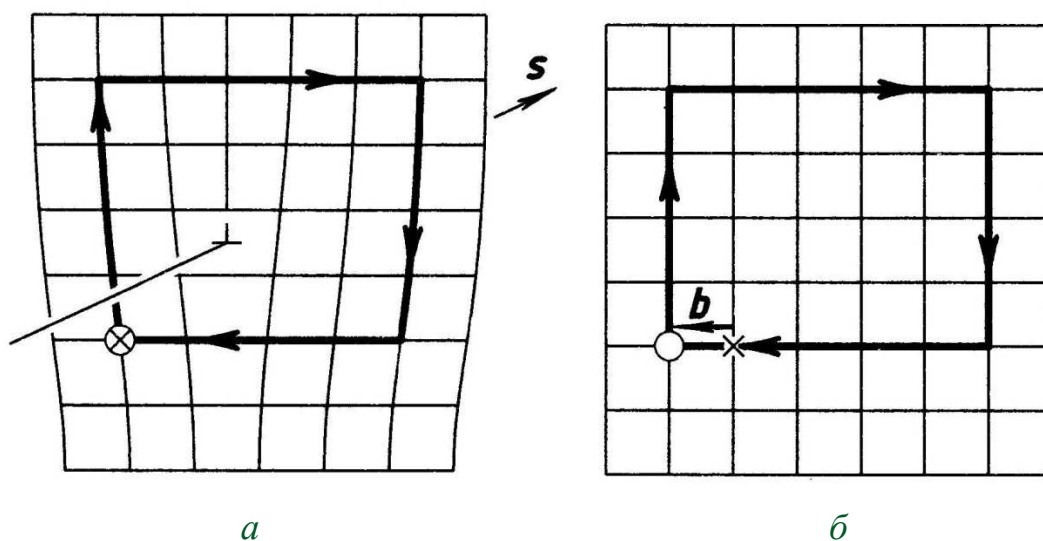


Рис 1.16. Схема определения вектора Бюргера  $b$  с использованием контура Бюргера:  $a$  – Вектор  $s$  указывает направление линии дислокации;  $б$  – кружок и крестик означают начало и конец контура

При построении контура Бюргера сравнивают расположение атомов в плоскости, перпендикулярной линии дислокации, в идеальном и дефектном кристаллах. После определения направления линии дислокации выбирается замкнутый контур, окружающий положительные направления оси дислокации по часовой стрелке (рис. 1.16,  $a$ ).

Если изобразить этот же самый контур для идеального кристалла (рис. 1.16,  $б$ ), то его исходные и конечная точки не совпадут. Вектор, соединяющий конечные и начальные точки, и есть вектор Бюргера. Его значение не изменяется вдоль линии дислокации. Для краевых дислокаций вектор Бюргера перпендикулярен линии дислокации, а для винтовых

дислокаций вектор Бюргера и линейный элемент параллельны. Если для двух параллельных дислокационных линий либо вектор Бюргера, либо линейный элемент имеют различные знаки, то эти дислокации называются антипараллельными. Антипараллельные краевые дислокации можно представить себе как кристаллографические «полуплоскости», внедренные в структуру сверху и снизу. Антипараллельные винтовые дислокации можно различить по ходу «резьбы» и их «винта». При встрече таких дислокаций в кристалле происходит их взаимное уничтожение.

Поскольку линейный элемент может изменяться вдоль линии дислокации, а вектор Бюргера остается постоянным, то характер дислокации вдоль линии может меняться (рис. 1.17). Вектор Бюргера может быть разложен на винтовую ( $b_s$ ) и краевую ( $b_e$ ) составляющие. Краевая ( $b_e$ ) и винтовая ( $b_s$ ) компоненты дислокации определяются ориентацией вектора Бюргера к линейному элементу (рис. 1.17).

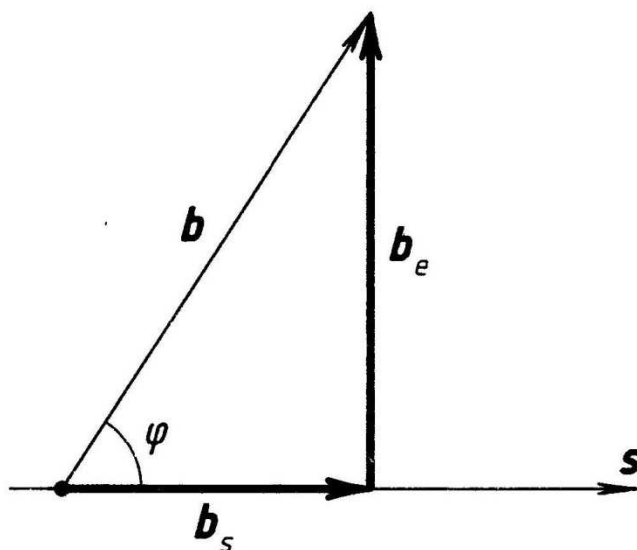


Рис. 1.17. Ориентация вектора Бюргера  $b$

Если угол между ними равен  $\varphi$ , то:

$$b_s = s \cdot (b \cdot s) = (|b| \cdot \cos \varphi) \cdot s, \quad (1.1)$$

$$b_e = s \cdot (b \cdot s) = (|b| \cdot \sin \varphi) \cdot s, \quad (1.2)$$

где  $n$  – единичный вектор перпендикулярный линии дислокации в плоскости, содержащий векторы  $s$  и  $b$ .

Из определения линии дислокации как линии обрыва или рассечения кристаллографической плоскости следует, что в кристаллах эта линия не имеет начала и конца. Однако дислокация может иметь конфигурацию замкнутой петли, не выходящей на поверхность. При пластических деформациях материалов образуются преимущественно дислокационные петли. Возникновение петель можно представить следующим образом. Внутри кристалла проводится рассечение вдоль плоскости, например,  $ABCD$  (рис. 1.18, *a*). Атомы на обеих поверхностях рассечения смещаются параллельно плоскости рассечения, затем поверхности опять совмещаются, и нижняя часть смещается относительно верхней на вектор Бюргерса  $b$ .

После совмещения двух частей кристалла граница этого рассечения ( $ABCD$ ) представляет собой дислокационную петлю. Она характеризуется одинаковым значением вектора Бюргерса (т.е. вектора смещение плоскостей над и под плоскостью рассечения) повсюду. Петля, показанная на рис. 1.18, состоит из двух краевых дислокаций  $AB$  и  $CD$  (рис. 1.18, *б*) и двух винтовых  $BC$  и  $DA$  (рис. 1.18, *в*). И краевые, и винтовые сегменты антипараллельные.

При движении вдоль линии дислокации, например по часовой стрелке, линейные элементы  $AB$  и  $CD$  или  $BC$  и  $DA$  направлены в противоположную сторону, а вектор Бюргерса остается постоянным при движении вдоль всей петли. Поскольку замкнутая петля дислокации должна менять направление по крайней мере в двух точках, а для всей петли вектор Бюргерса остается постоянным, петля не может состоять только из винтовых дислокаций.

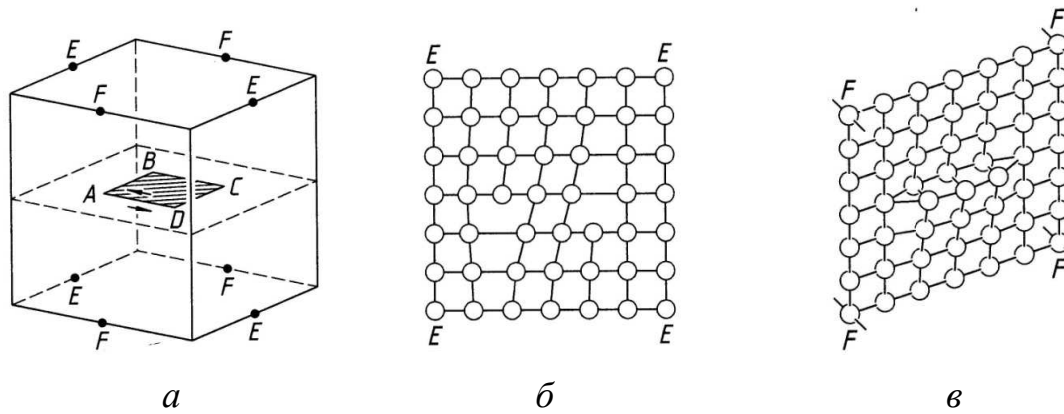


Рис 1.18. Дислокационные петли: *a* – представление замкнутой дислокационной петли прямоугольной формы; *б* – расположение атомов в плоскости EEEE; *в* – расположение атомов в плоскости FFFF

Напротив, ее можно построить из одних краевых дислокаций, если вектор Бюргера параллелен плоскости петли. Соответствующая петля эквивалентна внедрению или изъятию части кристаллографической плоскости (рис. 1.19). Вдоль выделенной штриховкой плоскости проведено рассечение, поверхности разделены и промежуток заполнен атомами. Такие дислокации называют дислокациями Франка, или призматическими.

Дислокации могут двигаться. Их перемещение приводит к пластической деформации кристаллов. Плоскость, в которой движется линия дислокации, называется плоскостью скольжения, и ее нормаль  $m$  определяется как

$$m = s \times b, \quad (1.3)$$

Соответственно, винтовые дислокации ( $s \parallel b$ ) не имеют определенной плоскости скольжения и могут ее менять (поперечное скольжение, рис. 1.20).

Плоскость скольжения призматических дислокаций изменяется вдоль линии дислокации, соответственно, призматические дислокации неподвижны. Краевые и смешанные дислокации имеют определенные

ПЛОСКОСТИ СКОЛЬЖЕНИЯ В СООТВЕТСТВИИ С УРАВНЕНИЕМ (1.3).

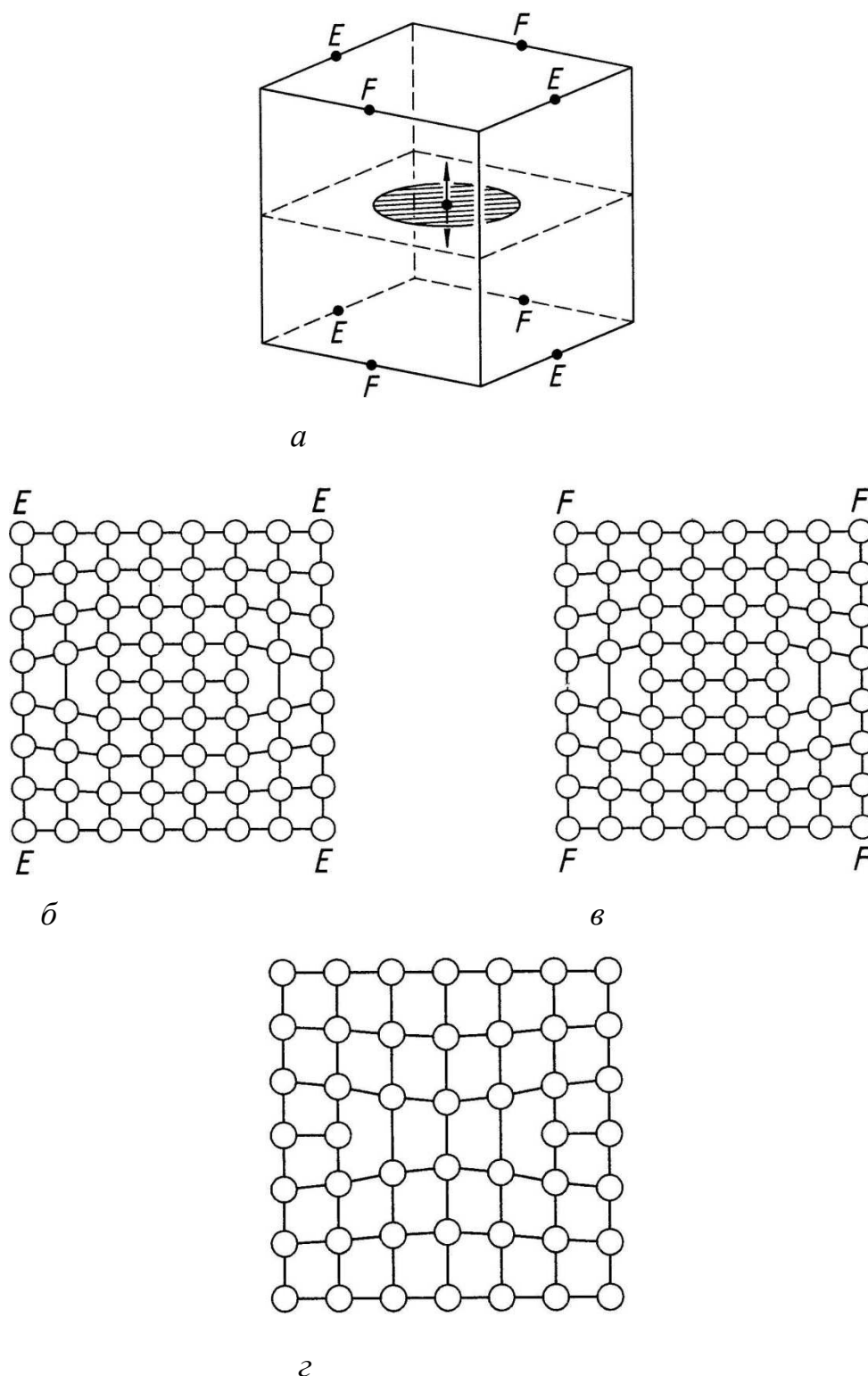


Рис. 1.19. Дислокации Франка: *a* – призматическая дислокационная петля; *б* – расположение атомов в плоскости *EEEE*; *в* – расположение атомов в плоскости *FFFF*; *z* – сечение через область призматической дислокационной петли противоположного типа (часть атомов отсутствует)



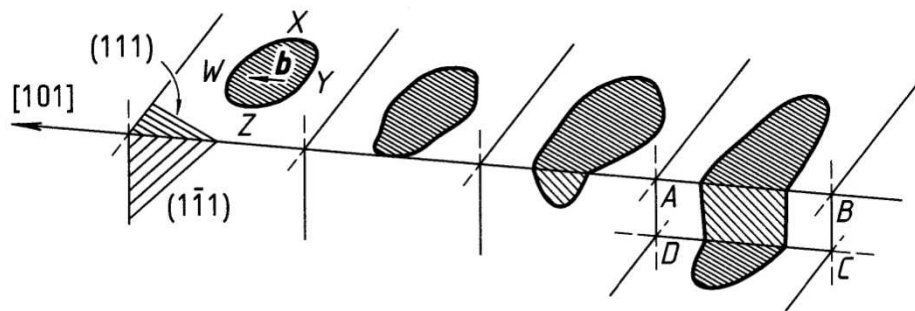


Рис. 1.20. Схематическое представление бокового скольжения дислокации

Винтовая дислокация в точке  $Z$  может скользить в направлениях  $(111)$  и  $(1\bar{1}1)$  (рис. 1.20). Справа на рис. 1.20 показано двойное диагональное скольжение дислокаций. Они могут уходить из этих плоскостей («подниматься») только за счет поглощения или создания точечных дефектов, например, вакансий (рис. 1.21).

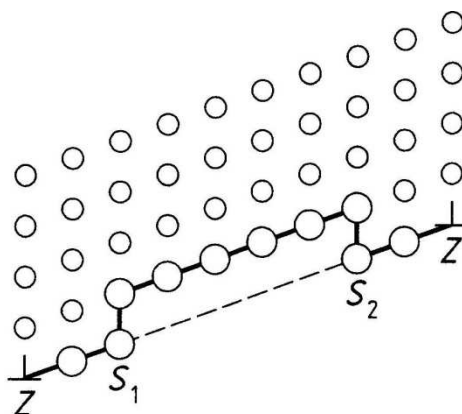


Рис 1.21. Подъем краевой дислокации за счет поглощения вакансии

Поглощенные вакансии исчезают из объема кристалла. Следовательно, дислокации оказываются стоком для вакансий. В обратном процессе они могут возникать (источники вакансий). Поскольку создание и удаление точечных дефектов приводит к изменению объема кристалла, то подъем дислокаций рассматривается [96] как их неконсервативное движение.

В результате сравнительно небольших перемещений атомов вблизи дислокации последняя под воздействием напряжения сдвига передвигается через решетку. При выходе дислокации на противоположную поверхность кристалла образуется единичная ступенька скольжения, а дислокация исчезает.

Число дислокаций характеризуется плотностью  $\rho$ . Она определяется как суммарная длина всех дислокационных линий в единице объема и имеет размерность  $[\text{м}/\text{м}^3] = [\text{м}^{-2}]$ . Если все дислокационные линии являются параллельными прямыми, то плотность дислокаций в точности соответствует количеству их пересечений с поверхностью кристалла. В этом случае плотность связана с расстоянием между дислокациями соотношением  $\rho = 1/d^2$ , если среднее расстояние между дислокациями равно  $d$  (рис. 1.22).

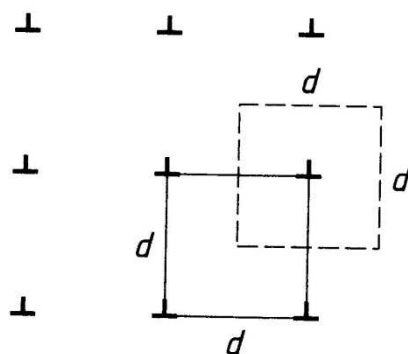


Рис. 1.22. Плотность дислокаций  $\rho$

Такое определение плотности дислокаций и соответствующие допущения используют при определении плотности дислокаций путем травления поверхности. Поскольку области вокруг точки выхода дислокаций на поверхность больше подвержены химическому травлению, на поверхности образуются так называемые ямки травления, которые хорошо видны в оптическом микроскопе (рис. 1.23). Их форма зависит от индексов Миллера поверхности.

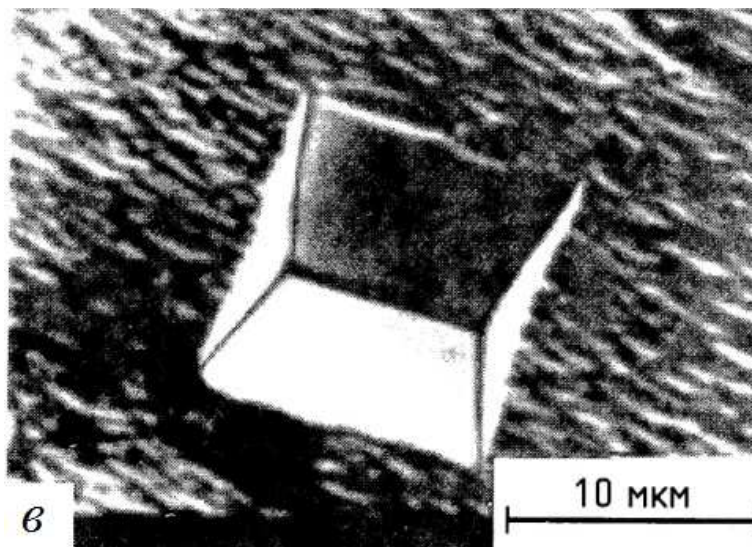
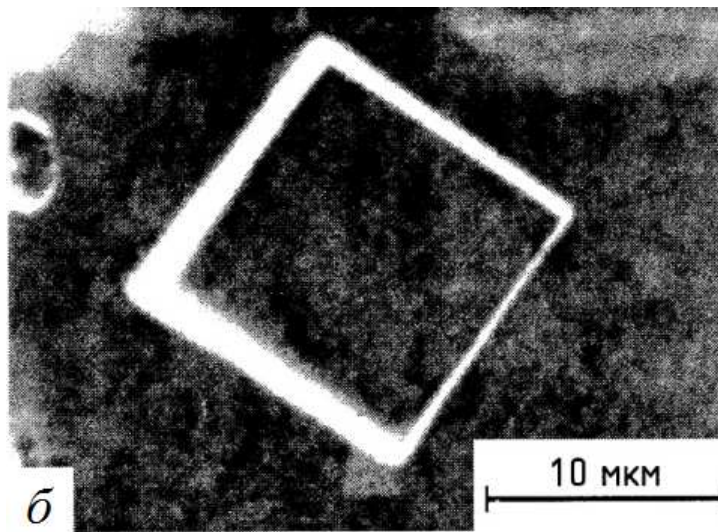
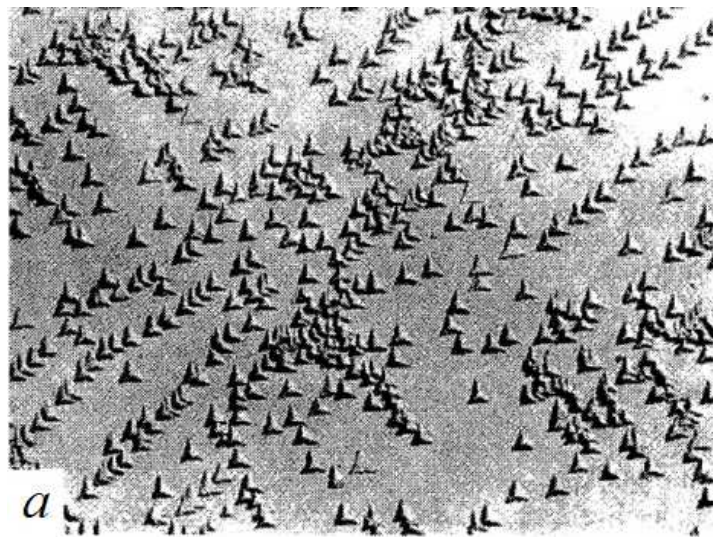


Рис. 1.23. Ямки травления соответствующие выходу дислокаций на поверхность кристалла: *a* – ямки травления на поверхности  $\{111\}$  изогнутой меди; *б* – на поверхности  $\{100\}$  и *в* –  $\{110\}$  рекристаллизованного Al – 0,5% Mg

Например, для кубических кристаллов на плоскостях  $\{111\}$  образуются равносторонние треугольники (рис. 1.23, *а*), на плоскостях  $\{100\}$  – квадраты (рис. 1.23, *б*), на плоскостях  $\{110\}$  – кубы (рис. 1.23, *в*). Отклонения от идеальной ориентации искажают форму ямок травления характерным образом, так что по ним можно определить ориентацию поверхности. Для не слишком высоких плотностей дислокаций, например в случае отоженных кристаллов, подсчет ямок травления является простейшим способом определения плотности дислокаций.

Плотность дислокаций обычно с трудом поддается измерению, особенно после деформации. Таким образом, при определении плотности дислокаций методом травления небольшими геометрическими отклонениями от идеального расположения дислокаций можно пренебречь.

С использованием электронной микроскопии высокого разрешения представляется возможным рассмотреть структуру поверхности кристаллов и, собственно, дефекты на атомном уровне. Краевые дислокации можно увидеть при использовании высокоразрешающего просвечивающего электронного микроскопа (для этого прибора принято латинское сокращение *ТЕМ*, рис. 1.24, *а*), а винтовые – на поверхности с помощью сканирующего туннельного микроскопа (рис. 1.24, *б*). Проведение подобных измерений требует специальной и трудоемкой подготовки образцов, и оправданно в случаях особой необходимости.

Однако дислокации можно увидеть даже в обычном просвечивающем электронном микроскопе (рис. 1.25, *а*), как темные линии на ярком изображении. Причина возникновения темных линий – искажение кристаллографических плоскостей в области дислокации, при этом часть прошедших электронов локально удовлетворяют брэгговскому условию дифракции (рис. 1.25, *а*). Дифракция приводит к снижению интенсивности прошедшего пучка, так что материал в области дислокации выглядит более темным. Области дислокаций являются причиной контраста, поэтому

искривление кристаллографических плоскостей (рис. 1.25, б) приводит к дифракции электронов, что ослабляет прошедший электронный луч.

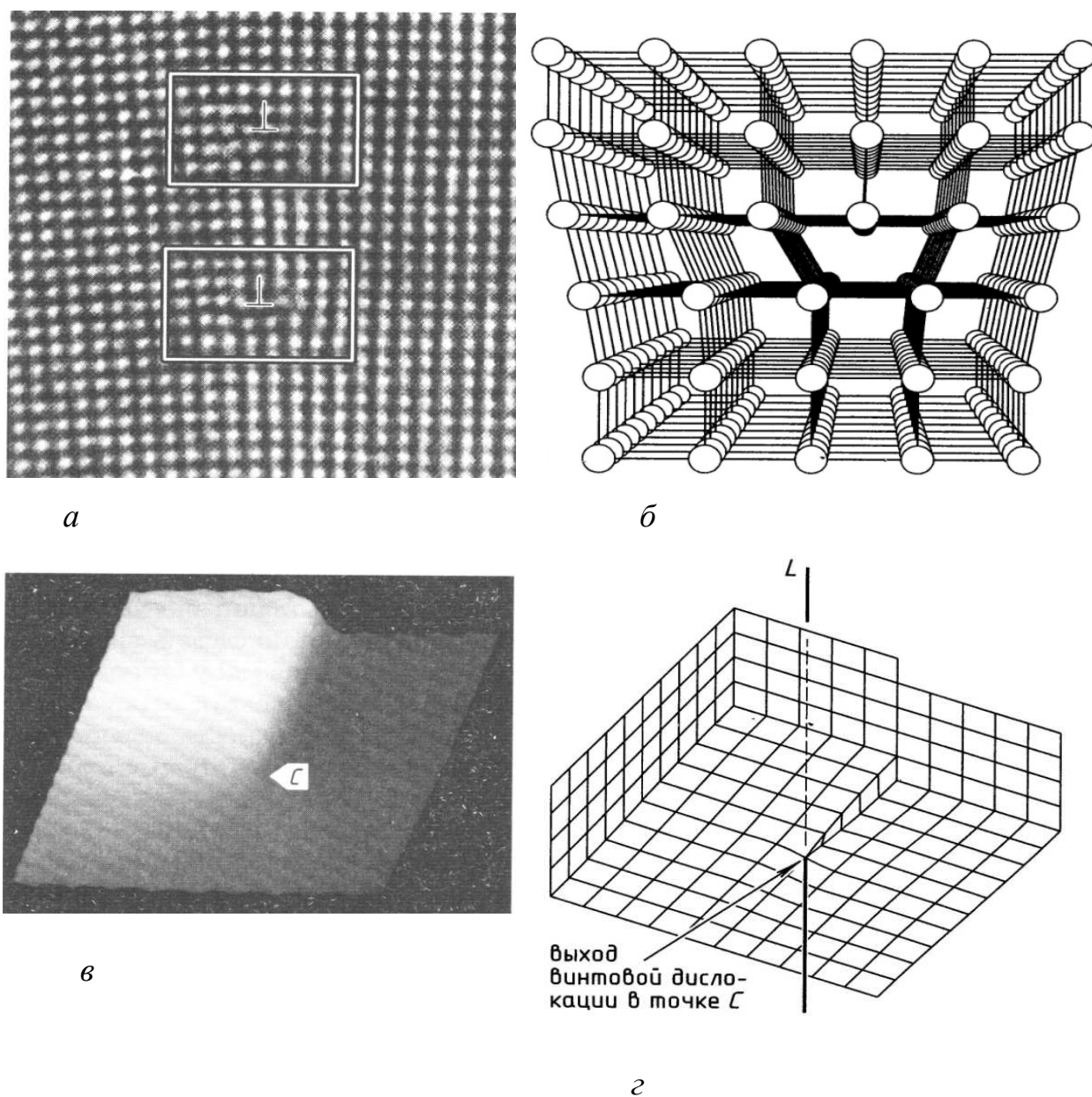


Рис. 1.24. Дефекты структуры поверхности кристаллов на атомном уровне: *a* – микрофотография (получена в просвечивающем электронном микроскопе ТЕМ) кристалла  $\text{SrTiO}_3$ , содержащего две краевые дислокации  $\langle 100 \rangle$ ; *б* – схематическое представление краевой дислокации; *в* – микрофотография поверхности кристалла GaAs (получена в сканирующем туннельном микроскопе, в точке С винтовая дислокация); *г* – схема винтовой дислокации

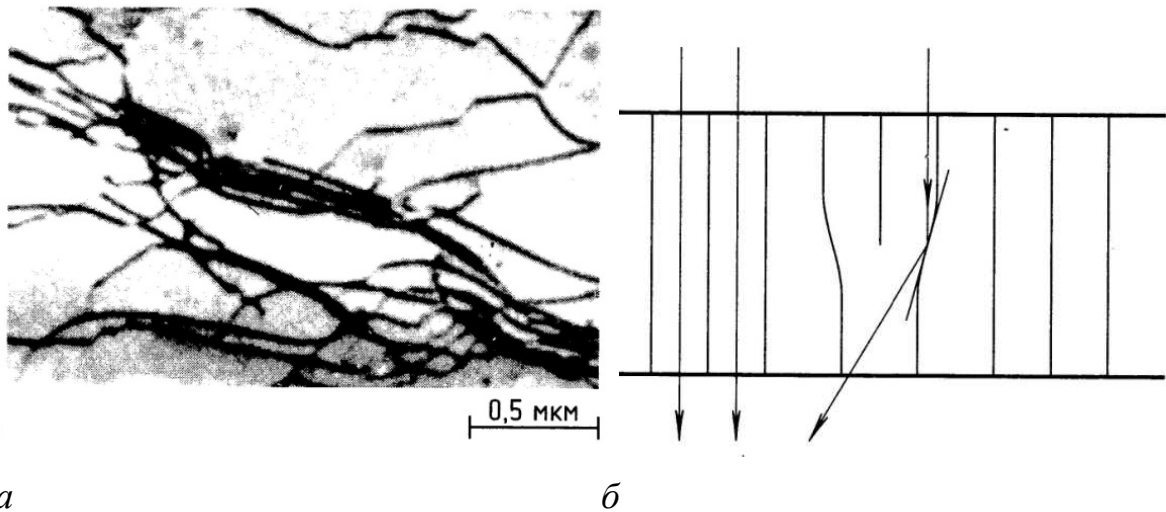


Рис. 1.25. Визуализация дислокаций с помощью просвечивающего электронного микроскопа: *a* – темные линии на ярком фоне – линии дислокаций в алюминии после 1% растяжения; *б* – причина контраста – области дислокации

### 1.9.3. Межзеренные и фазовые границы металлических кристаллов

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

Межзеренные границы – двумерные дефекты кристаллической решетки, которые известны давно, но, к сожалению, менее всего понятны. Межзеренная граница разделяет две области с одной и той же кристаллической структурой, но различной ориентацией. В очень крупнозернистых материалах межзеренные границы видны невооруженным глазом при правильной подготовке поверхности (рис. 1.26). 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. 1.27), границы которых представляют собой дислокации, разделяющие зерно на блоки.

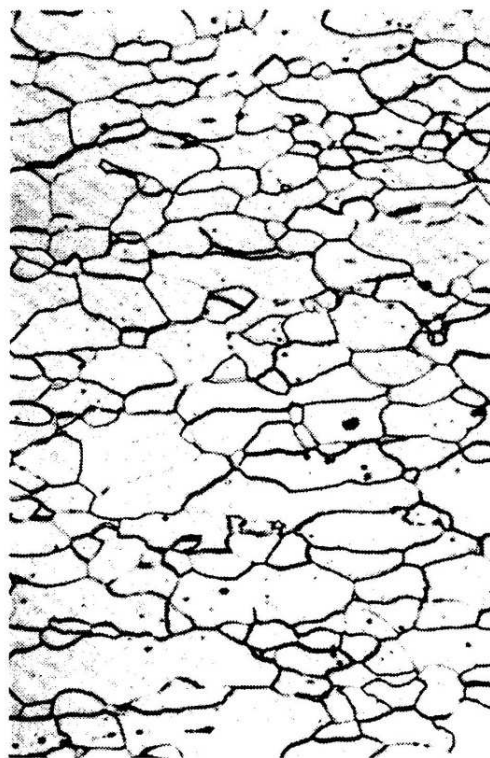


Рис. 1.26. Частично протравленные межзеренные границы в стали (x 100)

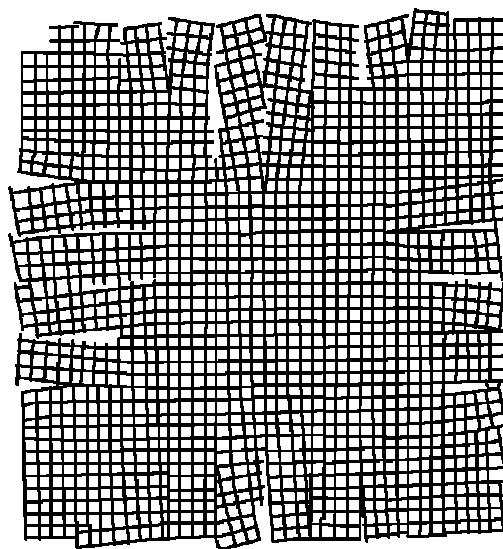


Рис. 1.27. Схема блочной структуры кристалла

Если разориентация между соседними зёрнами невелика (малоугловая граница), то граница представляет собой периодическую последовательность дислокаций. Это становится очевидным уже из простой пузырьковой модели границы (рис. 1.28) и подтверждается данными электронной микроскопии высокого разрешения [96].



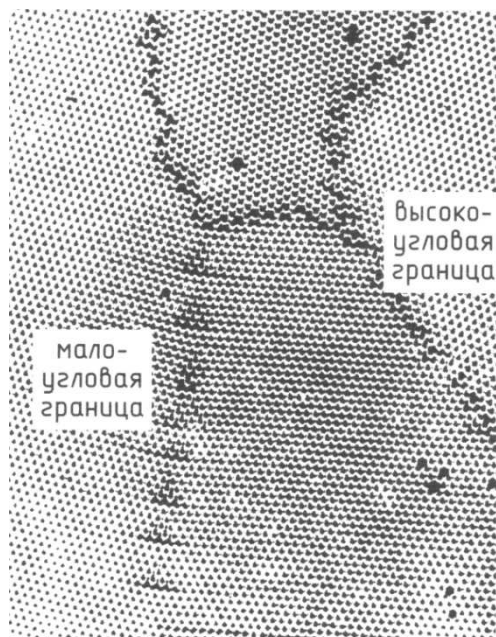


Рис. 1.28. Высоко- и малоугловые границы в пузырьковой модели

Низкоугловые границы кручения содержат как минимум два набора винтовых дислокаций. Обычный набор параллельных винтовых дислокаций приводит к деформации сдвига, но два перпендикулярных набора дислокаций приводят к вращению (рис. 1.29, *а*). Смешанные границы состоят из дислокационных сеток с тремя значениями вектора Бюргерса. Дислокационная модель малоугловых границ, созданная Ридом и Шокли, часто находит подтверждение при электронной микроскопии (рис. 1.29, *б*) и согласуется с данными измерений энергии границ.

Согласно дислокационной модели для малых углов вращения удельная энергия границы (энергия на единицу площади) возрастает. Однако если угол превышает  $15^\circ$ , возрастание энергии прекращается.

Для углов вращения, больших  $15^\circ$ , дислокационная модель оказывается не корректной, поскольку области дислокаций начинают перекрываться. Таким образом дислокации, как дефекты кристаллической решетки, теряют индивидуальность. Поэтому границы с углами большими  $15^\circ$  отличаются по свойствам от границ с меньшими углами и считаются высокоугловыми.



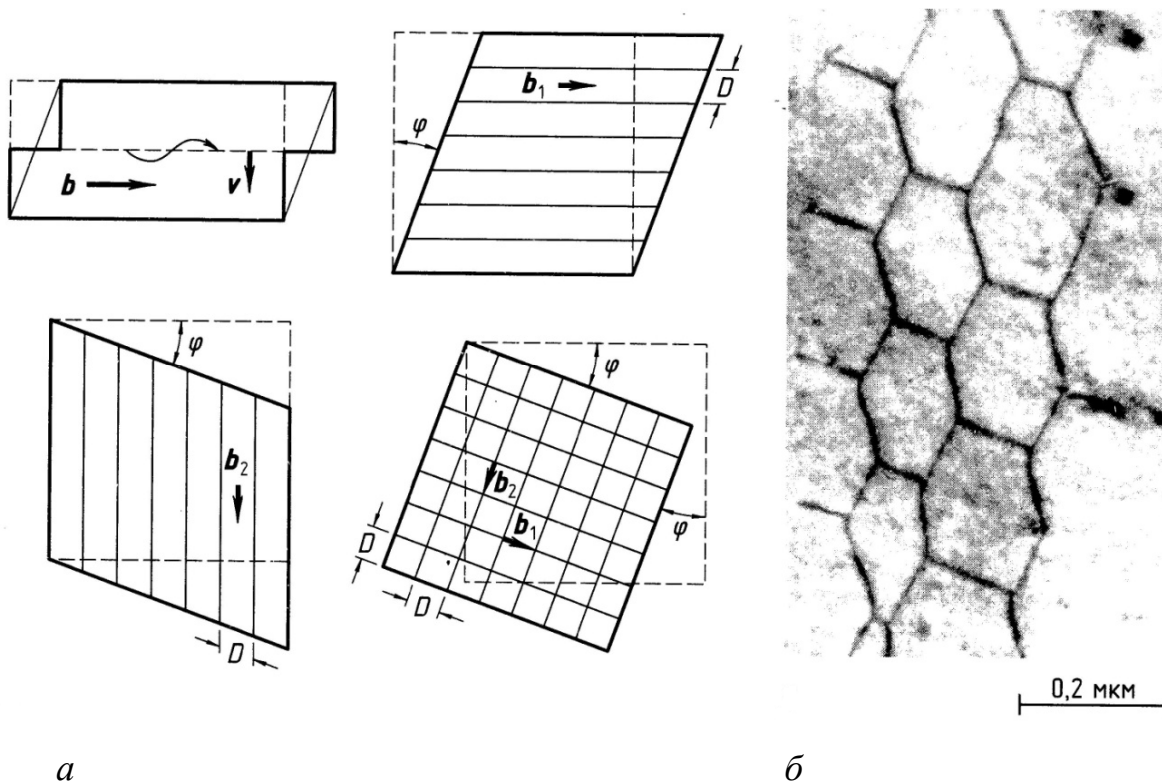
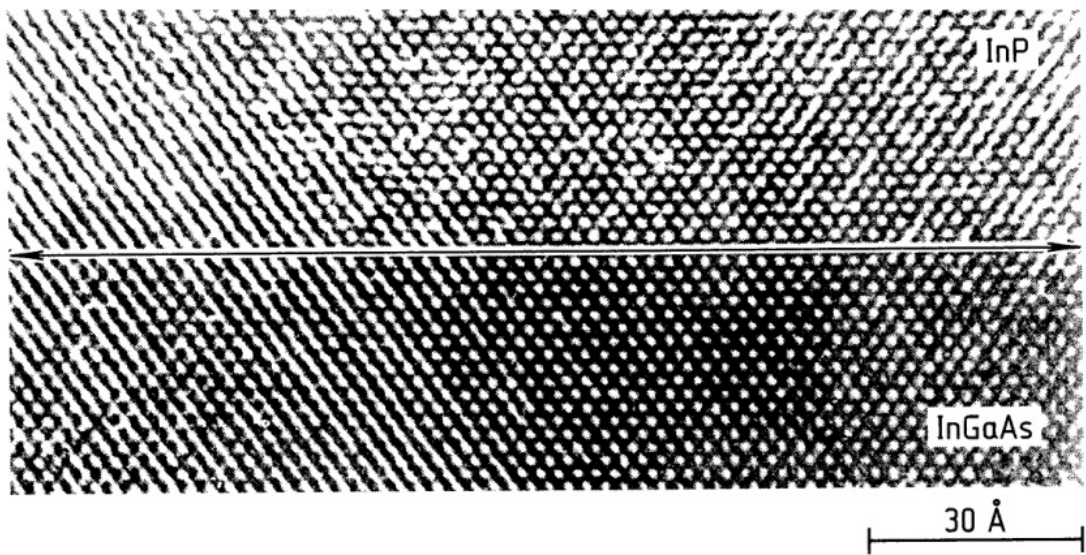


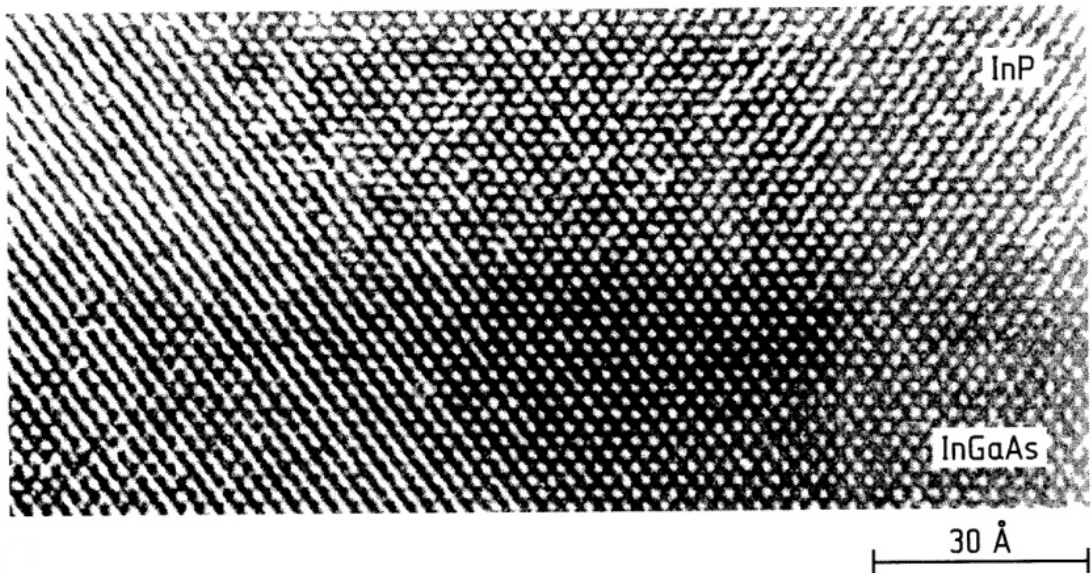
Рис. 1.29. Низкоугловые границы кручения: *а* – основная конфигурация дислокаций на малоугловой границе скручивания; *б* – изображение малоугловой границы скручивания в  $\alpha$ -Fe (дислокация шестиугольников состоит из винтовых дислокаций с тремя различными векторами Бюргерса)

В структуре совершенного кристалла атомы характеризуются средними (усредненными с учетом колебаний) положениями, которые вытекают из принципа минимума энергии. Любое отклонение атомов от этих положений приводит к возрастанию энергии. Соответственно кристаллическая решетка удерживает атомы как можно ближе к идеальным позициям, то же наблюдается и на межзеренных границах.

По сравнению с межзеренными границами, структура фазовых границ намного сложнее, поскольку соседние кристаллиты могут иметь не только разную ориентацию, но и разную структуру. Если разориентация отсутствует, то образуется граница когерентного срастания, где все кристаллографические плоскости продолжают через фазовую границу (рис. 1.30).



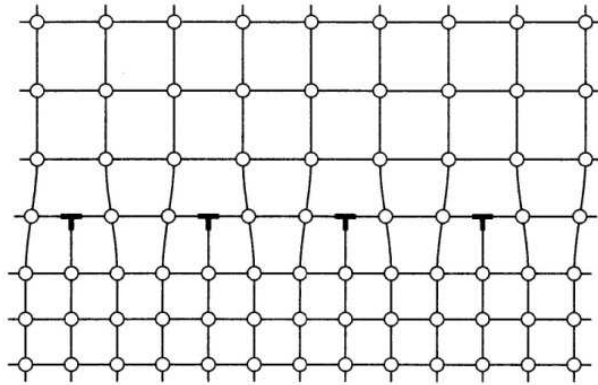
*a*



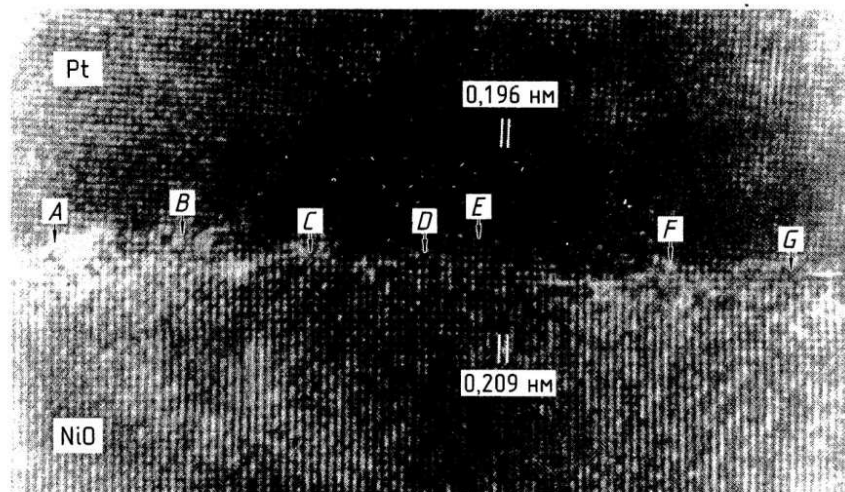
*б*

Рис. 1.30. Расположение атомов на когерентной границе между InP и  $\text{In}_{1-x}\text{Ga}_x\text{As}$ . *a* – расположение границы; *б* – без особых пояснений границы практически не заметны [99]

Когерентная фазовая граница образуется, если обе фазы обладают одной и той же структурой, но находятся в двойниковой ориентации друг относительно друга, поскольку в этом случае все узлы решетки одного кристаллита являются узлами решетки и другого.



*a*



*б*

Рис. 1.31. Полукогерентная граница: *a* – схематическое представление; *б* – изображение реальной границы между Pt и NiO. Кристаллографические плоскости обрываются в местах, указанных буквами, там расположены краевые дислокации [100]

По мере роста рассогласования в параметрах решетки энергия упругой деформации на межфазной границе растет. Очевидно, что энергетически более выгодной становится компенсация рассогласования за счет образования краевых дислокаций, которая снижает напряжение когерентности (рис. 1.31). Так как в этом случае не все кристаллографические плоскости проникают через границу, она называется частично когерентной.

Если обе фазы обладают совершенно разными структурами, когерентность полностью теряется и возникает некогерентная фазовая

граница (рис. 1.32), как и в случае межзеренных границ, могут возникать некоторые энергетически наиболее предпочтительные конфигурации. Если вклад энергии упругой деформации велик, предпочтительными окажутся конфигурации с хорошим согласованием атомных позиций.

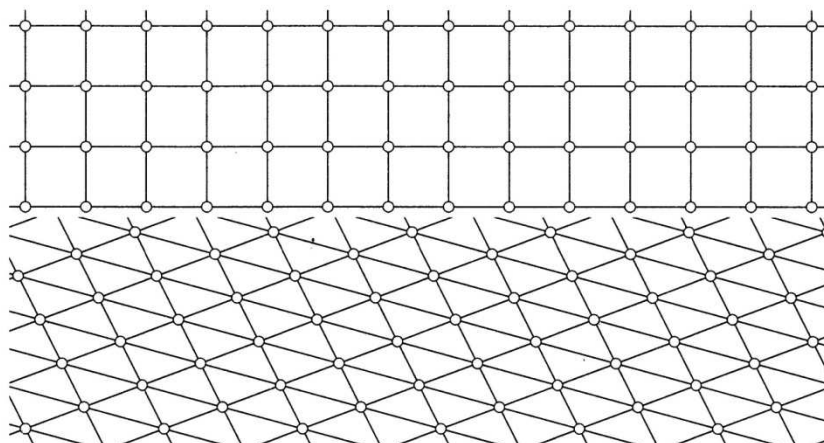


Рис. 1.32. Схема структуры некогерентной границы

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 [98].

### **1.10. Общие сведения о зарождении трещин на поверхности**

Статистика усталостных разрушений деталей позволяет составить представление о том, что разрушение обычно начинается с поверхности. Имеются доказательства [93, 102] 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 [103].

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 [92, 37], суть высказываний которых заключается в следующем. С ростом растягивающих напряжений предел усталости уменьшается [105-106], сжимающие напряжения замедляют рост трещин, а растягивающие напряжения, напротив, ускоряют его. Относительно малые значения максимальных растягивающих напряжений снижают скорость распространения трещины и т.д. [37]. 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 [88, 93]. Происходит ослабление связи кристаллической решетки [107-108]. 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 [109]. Однако следует иметь в виду, что сжимающие напряжения часто облегчают фазовые превращения, двойникование, мартенситные превращения [110]. Кроме того, они могут иметь касательную составляющую, которая дает сдвиг, образующий выступ на границе зерна, являющийся одной из причин межзеренного разрушения [111].

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 [109-110], 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 [93].

Как уже упоминалось, имеется достаточное количество экспериментальных данных [92, 108], 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 [93]. 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 [93, 112].

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 [93]. 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 [93] 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 [93].

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 [113-114], что указывает на невозможность развития скольжения по призматическим плоскостям. Однако [114] призматическое скольжение в монокристаллах цинка наблюдалось, но этот эффект осуществлялся при высоких температурах (250-400°C). Известно [88], 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 [78, 88]. Из этого положения следует 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 [115]. 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 [115]. Все это позволяет активизировать эффекты упрочнения и

разупрочнения у поверхности, где и зарождаются усталостные трещины [116-121].

### 1.11. Параметры оценки сопротивления усталости материалов

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 [112, 122-127], о которых упоминалось выше. В частности, сильное влияние, как оказалось, неоднозначное, оказывает частота циклов нагружения [128-133].

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:

$$\Phi = \frac{n_{z_2}}{n_{z_1}} \cdot \frac{n_{z_4}}{n_{z_3}} \cdot \frac{n_{П_2}}{n_{П_1}} \cdot \frac{F_m}{F_{\text{раб}}}, \quad (1.4)$$

где  $n_{z_1}$  – количество зёрен на микроструктуре;  $n_{z_2}$  – количество повреждённых зёрен;  $n_{z_3}$  – разница между количеством зёрен неповреждённых и повреждённых по всей площади зерна;  $n_{z_4}$  – 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 (1.4), 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 нетравленых шлифах, и выражение (1.4) сокращается до произведения двух отношений:

$$\Phi = \frac{n_{П_2}}{n_{П_1}} \cdot \frac{F_m}{F_{раб}}, \quad (1.5)$$

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 нетравленых шлифах высокопрочных материалов можно использовать следующую формулу:

$$\Phi = \frac{n_{П_2}}{n_{П_1}} \cdot \frac{F_{пов}}{F_{оп}} \cdot \frac{F_m}{F_{раб}}, \quad (1.6)$$

где  $F_{пов}$  – площадь повреждения;  $F_{оп}$  – 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:

$$\Phi = \frac{F_{нов}}{F'} \cdot \frac{F_M}{F_{раб}}, \quad (1.7)$$

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:

$$\Phi = \frac{n_{з.п.}}{n_{з.м.}} \cdot \frac{F_{нов}}{F''} \cdot \frac{F_M}{F_{раб}}, \quad (1.8)$$

где  $n_{з.п.}$  и  $n_{з.м.}$  – 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:

$$\Phi = K_\phi \cdot \frac{m_{MT}}{m_{пов}} \cdot \frac{F_M}{F_{з.п.}}, \quad (1.9)$$

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;  $m_{пов}$  – 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 (1.9) применима для определения повреждаемости поверхности высокопрочных сплавов, особенно если шлифы травленные, а микроструктура мелкодисперсная. Коэффициент  $K_\Phi$  представляется не только как в виде  $K_\Phi = a_{MT} / l_{MT}$ , но и в виде [115-118]:

$$\lg K_\Phi = 0,04 - 0,3774 \lg \Phi \quad (1.10)$$

где  $\Phi$  – повреждаемость поверхности металла.

### **1.12. Влияние частоты приложения нагрузки на сопротивление усталости материалов**

Существует мнение, что изменение частоты не оказывает значительного влияния на сопротивление усталости материалов [134-136]. О малом влиянии частоты говорят и результаты исследования алюминиевых сплавов и сталей [136-137], хотя признается некоторая тенденция к увеличению сопротивления усталости материалов при увеличении частоты нагружения.

У сталей в области низких амплитуд напряжений [138] 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 - 176,7 Гц [139-141].

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 - 83,33 Гц не вызывает заметного изменения предела усталости, дальнейшее увеличение

частоты до 1000 Гц приводит к повышению предела усталости на 5 - 12% [141, 137].

Частота нагружения в ряде случаев может оказывать заметное влияние на ход кривой усталости. Автором работы [143] 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 30Х и 40Х 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 [144] 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 [120] 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 [142] 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 [142]. 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 [145], что при высоких температурах между временем до разрушения и частотой выполняется зависимость вида:

$$\lg \tau_g = \lg b - m \lg \omega, \quad (1.11)$$

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  $43^\circ\text{C}$  и при частотах около 0,083 и 0,00007 Гц  $m = 0,7$  [125]. В описанной формуле усталостная прочность фигурирует в виде напряжения, поэтому лучше пользоваться формулой С. В. Серенсена [143].

$$\sigma_a^v \tau_g = \frac{\nabla}{\omega^p}, \quad (1.12)$$

где  $\tau_g$  – 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  $p = 1$   $\sigma_a^v (\tau_g) = \nabla$ , или  $\sigma_a^v N = \nabla$  т.е., получается обычная кривая усталости, выраженная через число циклов  $N$ , что характерно для нормальной температуры.

При  $p = 0$ ,  $\sigma_a^v (\tau_g) = \nabla$ , 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 [146] при высокой температуре ( $435^\circ\text{C}$ ) 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  $900^\circ\text{C}$



показали, что увеличение частоты испытания приводит к увеличению долговечности при более высоких температурах [147]. Повышение температуры испытания увеличивает вероятность интеркристаллитного разрушения, тогда как увеличение частоты уменьшает вероятность этого вида разрушения.

У сплава H46 [147] 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 [148], 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 [138, 148-150] установлено, что коррозионная среда снижает эффективность концентрации напряжений, причем тем сильнее, чем больше время воздействия этой среды.

При коррозионно-усталостных испытаниях [151] 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 [152]. Как уже было показано, этого не наблюдается при высоких частотах, хотя в области низких амплитуд напряжения кривые усталости сближаются.

Автор [153], проводя коррозионно-усталостные испытания при разных частотах, нашел, что для данной частоты между напряжением и временем существует степенная зависимость, которая может быть представлена выражением:

$$Z_{II}(\tau_g) = c\sigma^n, \quad (1.13)$$

где  $Z_{II}(\tau_g)$  – степень повреждения за промежуток времени ( $\tau_g$ ), 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 [138], 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 [154-157] 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 [158], что при малых базах ( $N = 10^6$  циклов) испытаний частота оказывает в 5-10 раз большее влияние на предел выносливости, чем при больших базах ( $N = 10^8$  циклов), где влияние частоты не превышает 2-6%.

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 [159-160]. 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 [160-161]. 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 лишний 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.

### **1.13. Теоретические аспекты, объясняющие влияние частоты циклического нагружения на показатели сопротивления усталости материалов**

В общем достаточно сложную картину, объясняющую влияние частоты циклов на показатели сопротивления усталости, можно свести к следующим эффектам [106, 113, 128-129, 132-133]:

1. Скоростной эффект, когда при условии  $\omega_2 > \omega_1$ , напряжение  $\sigma_{\omega_2}$ , за исключением случаев, относящихся к деформационному старению, всегда больше  $\sigma_{\omega_1}$ , что и наблюдается у всех испытанных металлов, но в разной степени. Причем скоростной эффект должен быть выражен тем сильнее, чем выше гомологическая температура испытания ( $\Theta$ ). Поэтому у висмута и кадмия ( $\Theta \cong 0,5$ ) скоростной эффект выражен сильнее, чем у лантана ( $\Theta \cong 0,24$ ). Однако следует иметь в виду, что при предплавильной температуре влияние скорости на напряжение может становиться слабее [106, 132], что подтверждается при испытании галлия ( $\Theta \cong 0,96$ ) и индия ( $\Theta \cong 0,75$ ). В этом случае долговечность определяется ползучестью, которая связана, как известно, со временем, а не с числом циклов нагружения.

При сопоставлении металлов в условия одинаковых  $\Theta$  (висмут и кадмий) скоростной эффект оказывается сильнее у металлов с большей 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>), что подтверждается характером и интенсивностью полос скольжения.

При одинаковых же значениях  $\Theta$  и  $\gamma$  скоростная зависимость усиливается в последовательности типов кристаллических структур ГЦК-ГП-ОЦК-АК [130, 163].

2. Второй эффект связан с представлением о суммарной деформации  $\epsilon_{\omega}$ , которая накапливается при усталостных испытаниях и связывается с осью  $N$ , которая определяет  $\text{tg } \alpha_w$ . Эта связь в первом приближении может быть представлена на основании вывода, сделанного М.А. Большаниной, если по аналогии с изменением напряжения при статической деформации считать, что изменение суммарного накопления дефектов или повреждений решетки  $dz$  при знакопеременном нагружении представляется [113, 128, 131] как сумма:

$$dz = dz_1 - dz_2, \quad (1.14)$$

где:  $dz_1$  – увеличение плотности (количества) дефектов вследствие накопления суммарной деформации  $\epsilon_{\omega}$ ;  $dz_2$  – уменьшение плотности дефектов вследствие релаксации. При этом вносится определенное допущение, связанное с тем, что релаксация напряжений не всегда связана с уменьшением концентрации дефектов. Например, в случае повторяющихся актов поперечного скольжения, возникающие в полосах скольжения интрузии приводят к увеличению вероятности разрушения тем в большей степени, чем больше энергия дефекта упаковки ( $\gamma$ ).

Конечное выражение этой зависимости представляется в виде

$$z = z^* \left( \frac{\epsilon_{\omega}}{\epsilon_{\omega}^*} \right)^{\beta - \frac{\alpha}{\omega}}$$

соотношения:

(1.15)

связывающего суммарное повреждение  $z$  с величиной суммарной деформации  $\varepsilon_\omega$  и частотой циклов ( $\omega$ ), где  $z^* = z$ , а  $\varepsilon_\omega^* = \varepsilon_\omega$  для одного цикла напряжения;  $\beta$  – зависит от рода вещества;  $\alpha$  – видимо, должна возрастать с температурой, но уменьшаться с увеличением энергии дефекта упаковки.

Если считать, что между  $\varepsilon_\omega$  и числом циклов до разрушения существует прямая пропорциональность, то, когда для достаточно низких температур отношение  $\frac{\alpha}{\omega}$  стремится к нулю,  $z$  определяется числом циклов, что и было получено в работе Соколова Л.Д. и др. Напротив, при достаточно высоких  $\Theta$  величина  $z$  обуславливается как  $\varepsilon_\omega$  (или  $N$ ), так и частотой  $\omega$ , т.е. с увеличением температуры величина накопленных искажений, а следовательно, и продолжительность испытаний все больше определяется не числом циклов, а временем, причем  $z$  оказывается тем больше (время до разрушения тем меньше), чем больше частота циклов [93-96]. Из уравнения (1.15) также следует, что:

$$\lg \varepsilon_\omega = \frac{\lg \frac{z}{z^*} + \left( \beta - \frac{\alpha}{\omega} \right) \lg \varepsilon_\omega^*}{\beta - \frac{\alpha}{\omega}}, \quad (1.16)$$

т.е. увеличение частоты приводит в общем к снижению  $\varepsilon_\omega$  (или  $N$ ). Таким образом, в отношении второго эффекта вытекает два вывода:

- а) увеличение частоты снижает суммарную деформацию  $\varepsilon_\omega$  ;

б) влияние частоты на  $\varepsilon_{\omega}$  с увеличением  $\Theta$  становится слабее.

Это означает, что в случае больших  $\Theta$  снижение  $\varepsilon_{\omega}$  должно быть меньше, чем в случае малых  $\Theta$ , соответственно, увеличение частоты в первом случае должно привести к увеличению напряжения (это относится к висмуту, кадмию и частично к галлию) и, наоборот, во втором случае увеличение  $\omega$  может снизить напряжение (это относится к лантану при изменении  $\omega$  с 46,7 до 100 Гц и индию при низких амплитудах напряжения) [162].

3. Третий эффект связан с адиабатным нагревом и должен быть выражен тем сильнее, чем ниже теплопроводность материала и чем ниже  $\Theta$ . Можно считать, что у галлия, индия, висмута, кадмия и цинка при испытании 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.

В зависимости от относительного вклада каждого из этих эффектов, сопротивление металлов усталостному разрушению при повышении частоты нагружения может как увеличиваться, так и уменьшаться.

Анализ опубликованных в периодической литературе исследований, как российских, так и зарубежных авторов, о влиянии частоты циклического нагружения на прочность и долговечность деталей машин и конструкций не дает исчерпывающей информации [163]. Недостаточность фундаментальных знаний о факторе частоты циклов (особенно, при низких частотах  $< 5$  Гц) объясняется в первую очередь сложностью физических процессов, происходящих в поверхностном слое металлов и сплавов, и длительностью эксперимента (для построения кривой усталости при низкой частоте циклического нагружения уходит до месяца непрерывной работы установки). Поэтому требуется более детальное изучение этого вопроса.

## ГЛАВА 2. МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

### 2.1. Выбор материалов и образцов

Учитывая, что влияние частоты циклов нагружения на показатели сопротивления усталости материалов является сложным, для реализации поставленной научной задачи было принято решение исследовать влияние частоты циклического нагружения 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 [60-62], для выявления зависимости показателей сопротивления усталости от частоты нагружения.

Так же были выбраны различные конструкционные материалы, применяемые для изготовления деталей различных конструкций и машин. В частности, исследовали стали и сплавы следующих марок: 40Х, 12Х18Н12Т, 40, 30ХГСН2А, Х15Н5Д2Т (ВНС-2), ОТ4 и ОТ4-1 (табл. 2.1).

При выборе материала для исследований учитывалось отсутствие экспериментальных данных, отражающих процессы упрочнения-разупрочнения при усталости в сталях и сплавах данных марок.

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

Таблица 2.1

#### Характеристики исследуемых материалов

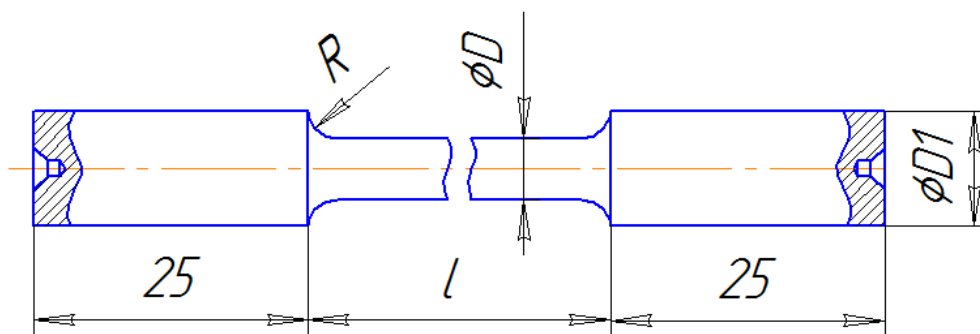
Материал	Тип решетки	Энергия дефекта упаковки, мДж/м <sup>2</sup>	Температура плавления		Степень чистоты, масс, %	Вид термообработки
			<sup>0</sup> С	<sup>0</sup> К		
Галлий	Ромбическая	150-280	29,8	302,8	99,980	Отжиг в вакууме
Иттрий	ГП	80	1509	1782	97,388	Отжиг в вакууме



Продолжение таблицы 2.1

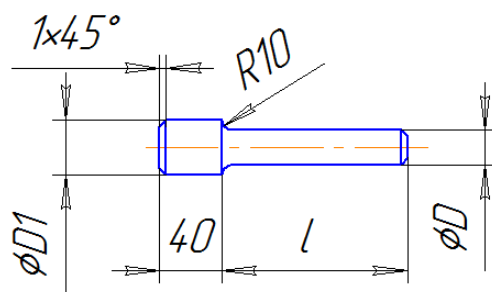
Лантан	ГП	100	920	1193	98,6	Отжиг в вакууме
Кадмий (х.ч.)	ГП	250	326	599	99,999	Отжиг в вакууме
Кадмий (техн.)					99,95	Отжиг в вакууме
Висмут	Ромби- ческая ГЦ	150-200	269	542	99,9996	Отжиг в вакууме
Медь	ГЦК	60-90	1083	1356	99,98	Отжиг в вакууме
Медь						Неотожженная
Алюми- ний	ГЦК	200-250	660	933	Нет данных	Отжиг в вакууме, состояние поставки
Железо	ОЦК	180-200	1538	1811	99,701	Отжиг в вакууме, состояние поставки
Никель	ГЦК	150	1452	1725	99,9999	Отжиг в вакууме, состояние поставки
Цинк	ГП	270	419	692	99,997	Отжиг в вакууме, состояние поставки
Титан, ВТ- 1-00	ГП	200	1665	1938		Отжиг в вакууме, состояние поставки
Сталь 45						Отжиг в вакууме
Сталь 40Х						Отжиг в вакууме
Сталь Х18Н12Т						Отжиг
Сталь Х15Н5 Д2Т (ВНС- 2)						Нагревание до 950 <sup>0</sup> С с охлаждением на воздухе. Старение при 450 <sup>0</sup> С в течении 1 часа. Охлаждение на воздухе.
Сталь 30ХГСН2А						1) Отжиг 2) Закалка
Титановый сплав, ОТ-4						Термообработан на категорию прочности $\sigma_B = 722$ МПа
Титановый сплав, ОТ4-1						Термообработан на категорию прочности $\sigma_B = 792$ МПа
Сталь 45						Отжиг в вакууме

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



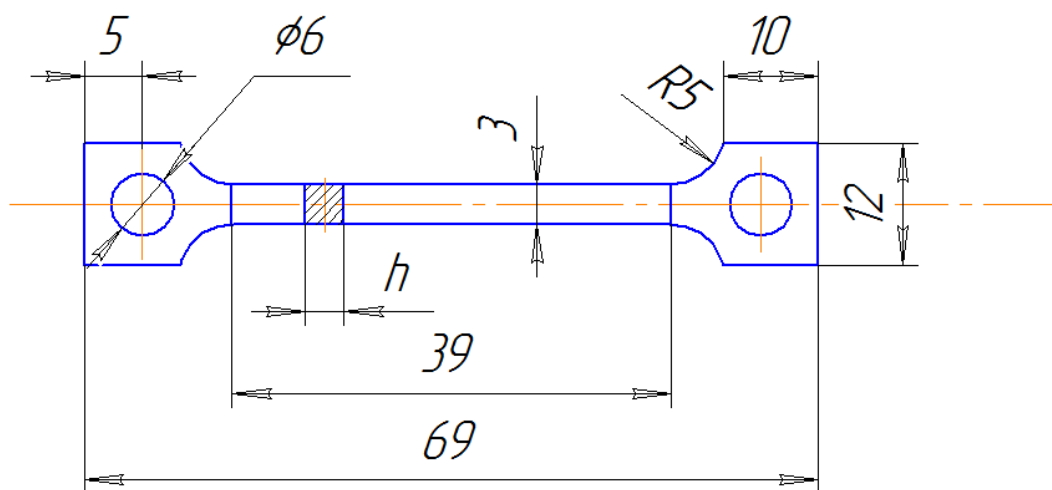
*a*

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



*б*

$h = 2.5$  и  $3.0$  мм.



*в*

Рис. 2.1 Эскизы образцов: *a* и *б* – цилиндрические образцы, *в* – плоские образцы

Полуфабрикатом для изготовления образцов служил прокат. Цилиндрические и плоские образцы (рис. 2.1) 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.

## **2.2. Конструкции и принцип работы установок для испытаний на усталость**

Для испытания цилиндрических образцов на многоцикловую усталость была сконструирована и изготовлена установка, в которой осуществлена схема изгиба вращающегося образца. 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.

Перед проведением испытаний образец маркируется. В месте предполагаемого излома снимаются размеры поперечного сечения. Масса грузов при испытании первого образца при построении кривой усталости подбирается из расчета наибольшего напряжения, равного  $0,7 \sigma_e$  для данного материала. После определения массы грузов включается электродвигатель испытательной установкой гири плавно кладутся на поддон. Засекается момент начала испытания образца.

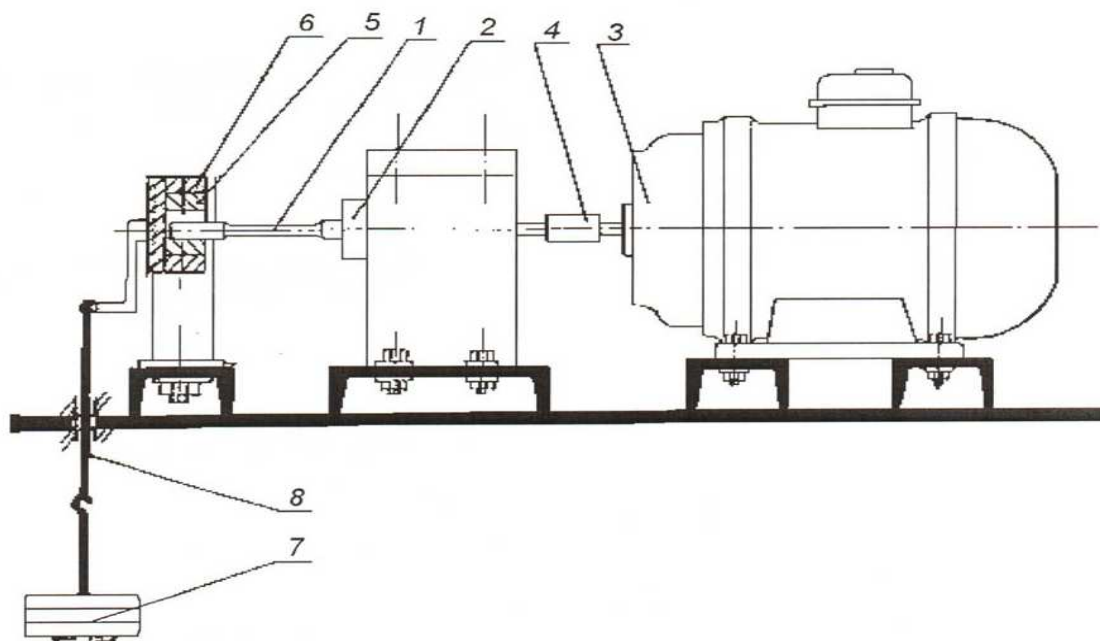


Рис. 2.2. Установка для испытаний на усталость по схеме консольного изгиба вращающегося образца: 1 - образец; 2 - цанговый захват; 3 - электродвигатель; 4 - резиновая муфта; 5 - подшипник; 6 - опора нагружающего устройства; 7 - грузы; 8 - тросик

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.

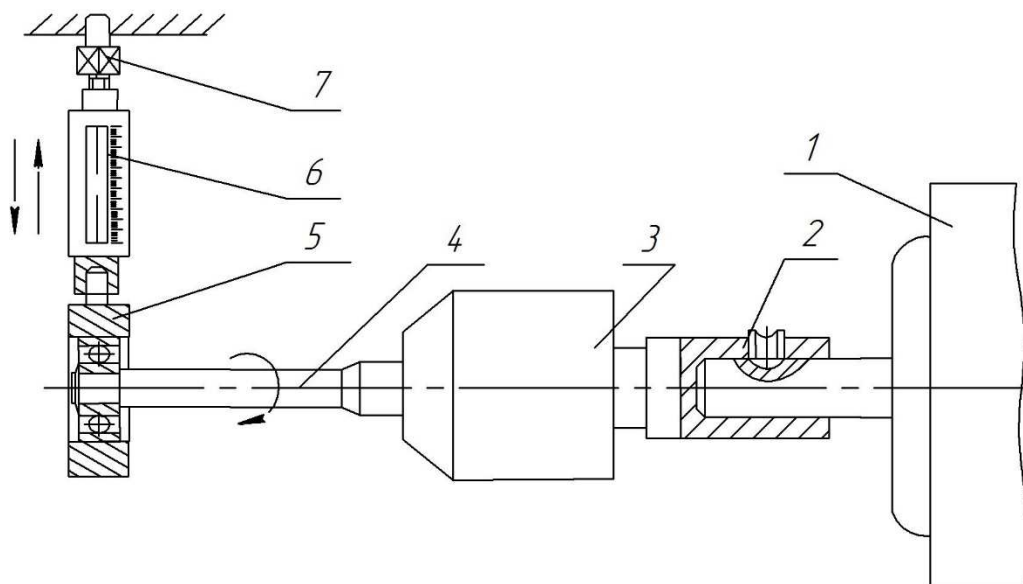
Следующий образец испытывается при напряжении меньшем, чем предыдущее, на 100 МПа и т.д. У места предполагаемого перегиба кривой усталости изменение напряжения уменьшается до 50...30 МПа для более точного определения места излома кривой усталости, построенной в логарифмических координатах.

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.

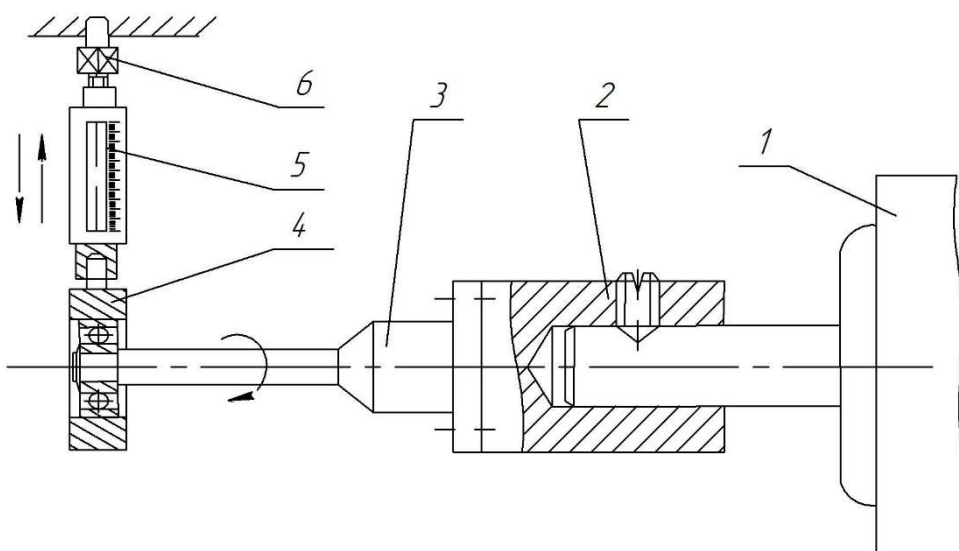
Вариант установки для испытаний особо легкоплавких металлов показан на рис. 2.3, б. Переходная втулка 2 насаживается на вал электродвигателя 1. Переходная втулка крепится на валу двигателя с помощью упорных винтов. Головка образца 3 зажимается прочно во втулке, а на свободный конец образца надевается 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.



*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 – Динамометр; 6 – Резьбовая стяжка

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

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.

Для испытания плоских образцов на усталость применялась установка (рис. 2.4), в которой осуществляется схема консольного 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. 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.

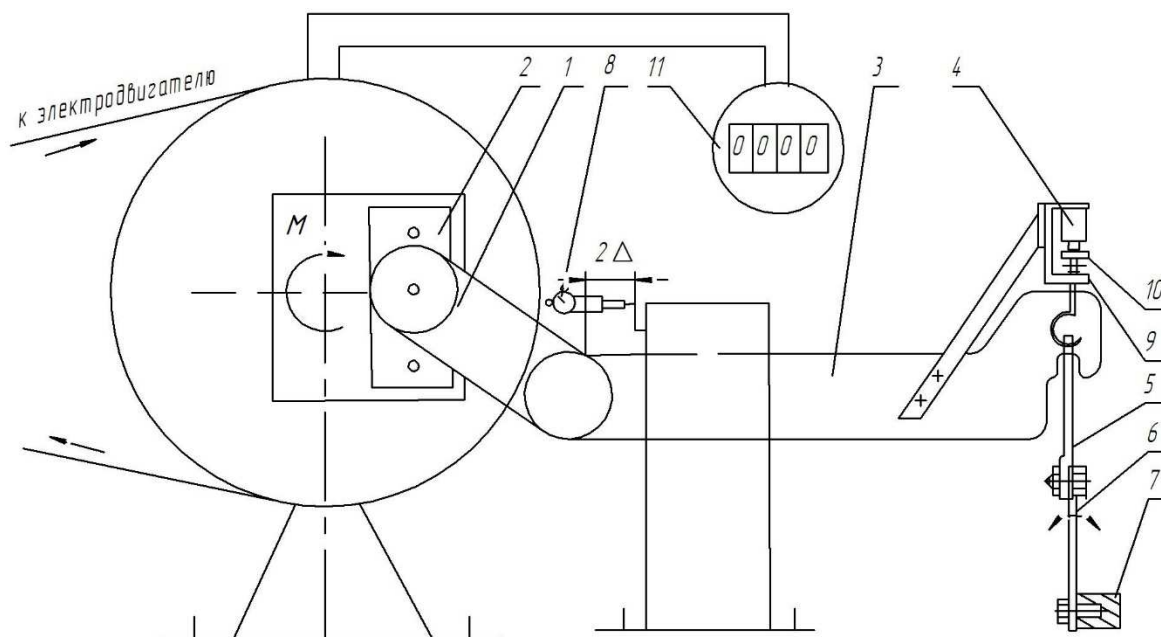


Рис. 2.4. Экспериментальная установка для испытаний на усталость по схеме консольного изгиба плоского образца: 1 – шатун; 2 – эксцентрик; 3 – ползун; 4 – выключатель; 5 – вибратор; 6 – образец; 7 – опора; 8 – индикатор часового типа; 9 – пружина; 10 – электродвигатель; 11 – счетчик

### 2.3. Подготовка образцов и проведение исследований микроструктуры

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 [170]. 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 2.2. Для исследования поверхностных эффектов применялись методы оптической и электронной микроскопии, для чего приготавливались



шлифы механической полировкой или электрополировкой с последующим химическим травлением или электротравлением.

Таблица 2.2

### Режимы приготовления микроструктур

Исследуемый материал	Вид обработки	Состав электролита	Режимы травления или полировки
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 сек. Катод – нержавеющая сталь. Протирание в течение 6-12 сек. $U_n = 4$ В, полировка в течение 12-13 сек. Катод – нержавеющая сталь
Цинк	Химическая полировка	$\text{HNO}_3$ (1,5)	Протирание 10-15 сек.
	Химическое травление	Раствор $\text{HNO}_3$ (1:1)	Опускание в раствор на 3-4 сек. 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
Медь	Электрополировка	$\text{H}_3\text{PO}_4$ (1,72) (1:3)	$I = 4,8-5,0$ А. время 30-50 сек.
	Электротравление	Тот же	$I = 0,3$ А. время – 5 сек. Катод – нержавеющая сталь. Промывка водой
Кадмий (х.ч.)	Электрополировка и электротравление	$\text{H}_3\text{PO}_4$ (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. $\text{HCl}$ (38%), 50 мл. $\text{H}_2\text{O}$	$t_6=15-160^\circ\text{C}$ . Катод из свинца. Промывка спиртом

Продолжение таблицы 2.2.

Никель	Электрополировка	50 мл. $H_3PO_4$ (1,72) 35 мл. $H_2SO_4$ 50 мл. $H_2O$	$U_n = 15-20$ В. $t_g = 200^\circ C$ . Катод - нержавеющая сталь $U_n = 5$ В. $t_g = 150^\circ C$ . Катод из свинца
	Электротравление	Реактив тот же	
Сталь 40	Электрополировка	12 %-ый хромовый ангидрид, 88 % $H_3PO_4$ (1,72) Реактив тот же	$U_n = 10-15$ В. Время 3-10 мин. $t_g = 70-800^\circ C$ .  Погружение
	Химическое травление	4 %-ый раствор $HNO_3$ в этиловом спирте	Протирание в течение 10-16 сек.
	Химическое травление	4 %-ый раствор $HNO_3$ в этиловом спирте	Протирание в течение 10-16 сек.
Сталь 45	Химическое травление	4 %-ый раствор $HNO_3$ в этиловом спирте	Протирание в течение 10-16 сек.
Сталь 12Х18Н12Т	Электрополировка	12 %-ый хромовый ангидрид. Ортофосфорная кислота 88 %	Рабочее напряжение 25В. Продолжительность 30 сек.
	Электротравление	Азотная кислота (50-64 %)	Рабочее напряжение 5 В. Продолжительность 15 сек.
Сталь 30ХГСН2А	Химическое травление	4 %-ый раствор азотной кислоты в этиловом спирте	Погружение в раствор на 7-8 сек.
Сталь Х15Н5Д2Т (ВНС-2)	Химическое травление	4 г. Медного купороса, 20 см <sup>3</sup> соляной кислоты	Протирание поверхности образца или погружение в раствор

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.

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 МИМ-7 или МИМ-8, потом он снова устанавливался в машину и т.д.

Исследования проводились до полного разрушения. 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 1-1,5 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 10-15%-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 1-1,5 мм, а площадь поверхности, на которую наносили желатин, – не более 1-2 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-четырёх 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.

#### **2.4. Методика обработки экспериментальных данных. Точность эксперимента**

Экспериментальные данные подвергались обработке методом математической статистики с построением «спрямленных» кривых усталости которые в логарифмических координатах представляют собой прямые линии: две прямых с изломом. Левая ветвь выражается следующим образом:

$$\lg \sigma = (\lg \sigma)_0 + \kappa_{\beta} \cdot \lg N, \quad (2.1)$$

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

Тогда кривая усталости  $\lg \sigma - \lg N$  принимает следующий вид:

$$\lg \sigma = (\lg \sigma)_0 - tg \alpha_w \cdot \lg N, \quad (2.2)$$

где  $\sigma$  – напряжение, соответствующее количеству наработанных циклов  $N$ ;  $\sigma_0$  – напряжение, соответствующее продолжению кривой усталости до  $N=1$ ;  $N$  – количество циклов до разрушения или долговечность.

Наклон кривой усталости или коэффициент регрессии вычисляется по формуле:

$$tg \alpha_w = \kappa_\beta = \frac{n \sum \lg \sigma \cdot \lg N - \sum \lg N \cdot \sum \lg \sigma}{n \sum (\lg N)^2 - (\sum \lg N)^2}, \quad (2.3)$$

где  $N$  – число экспериментальных данных.

Для определения величины напряжения соответствующего единичному циклу нагружения  $(\lg \sigma)_0$  использовали следующую формулу:

$$(\lg \sigma_0)_0 = \overline{\lg \sigma} - \kappa_\beta \overline{\lg N}, \quad (2.4)$$

где  $\overline{\lg \sigma}$  – среднее значение по логарифму напряжению;  $\overline{\lg N}$  – среднее значение по логарифму количеству циклов,

$$\text{или } (\lg \sigma_0)_0 = \frac{\sum \lg \sigma - \kappa_\beta \sum \lg N}{n}$$

в представленном уравнении  $\overline{\lg \sigma} = \frac{\sum \lg \sigma}{n}$ , а  $\overline{\lg N} = \frac{\sum \lg N}{n}$ .

Вычислив дисперсии по напряжениям  $\lg \sigma$  и долговечности  $\lg N$ :

$$S_{\lg N} = \frac{1}{n-1} \left[ \sum \lg N^2 - \frac{(\sum \lg N)^2}{n} \right], \quad (2.5)$$

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

$$S_{\lg \sigma} = \frac{1}{n-1} \left[ \sum \lg \sigma^2 - \frac{(\sum \lg \sigma)^2}{n} \right], \quad (2.6)$$

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

Определить коэффициент корреляции можно следующим образом:

$$K_{кор} = \frac{k_{\beta} S_{\lg N}}{S_{\lg \sigma}}, \quad (2.7)$$

где  $k_{\beta}$  – коэффициент регрессии, который показывает наклон кривой усталости.

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

Или его можно подсчитать по выражению:

$$K_{кор} = k_{\beta} \sqrt{\frac{n \sum (\lg N)^2 - (\sum \lg N)^2}{n \sum (\lg \sigma)^2 - (\sum \lg \sigma)^2}}, \quad (2.8)$$

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:

$$\frac{\Delta \sigma}{\sigma} = \sqrt{\sum_1^n \left( \frac{\partial \ln f}{\partial \Phi_n} \Delta \Phi_n \right)^2}, \quad (2.9)$$

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

Напряжения при изгибе вращающегося образца с круглым сечением определяются следующим образом:

$$\sigma = f(P, l, d) = \frac{32Pl}{\pi d^3}, \quad (2.10)$$

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

Выполняя преобразование, получим:

$$\frac{\Delta \sigma}{\sigma} = \sqrt{\left( \frac{\Delta P}{P} \right)^2 + \left( \frac{\Delta l}{l} \right)^2 + \left( \frac{3\Delta d}{d} \right)^2}, \quad (2.11)$$

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

Напряжения при плоском изгибе образцов прямоугольного сечения:

$$\sigma = f(P, l, b_n, h_n) = \frac{6Pl}{b_n \cdot h_n^2}, \quad (2.12)$$

В соответствии с изложенным:

$$\frac{\Delta\sigma}{\sigma} = \sqrt{\left(\frac{\Delta P}{P}\right)^2 + \left(\frac{\Delta l}{l}\right)^2 + \left(\frac{\Delta b_n}{b_n}\right)^2 + \left(\frac{2\Delta h_n}{h_n}\right)^2}, \quad (2.13)$$

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

Суммарная погрешность определения напряжения:

▪ при изгибе цилиндрического вращающегося образца определяется в виде выражения:

$$\frac{\Delta\sigma}{\sigma} = \sqrt{\left(\frac{0,1}{5}\right)^2 + \left(\frac{0,1}{50}\right)^2 + \left(\frac{3 \cdot 0,01}{5}\right)^2} \cong 0,021, \quad (2.14)$$

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

▪ при циклическом плоском изгибе образцов прямоугольного сечения:

$$\frac{\Delta\sigma}{\sigma} = \sqrt{\left(\frac{0,1}{5}\right)^2 + \left(\frac{0,1}{53}\right)^2 + \left(\frac{0,01}{3}\right)^2 + \left(\frac{2 \cdot 0,01}{3}\right)^2} \cong 0,0207, \quad (2.15)$$

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.

Необходимо отметить, что в моменты пуска и остановки машин для проведения исследований металлов и сплавов на усталость по схеме консольного изгиба вращающегося образца круглого сечения и по схеме консольного плоского поперечного изгиба образца прямоугольного сечения в измерениях количества циклов нагружения появляются ошибки. Однако шкала долговечности  $N$  настолько большая, что эти ошибки в логарифмических координатах не могут превышать естественного разброса экспериментальных точек.



Таким образом, представленная методика обработки экспериментальных данных показала высокую точность эксперимента, которая в несколько раз превышает допустимые пределы при испытаниях на усталостную прочность и долговечность конструкционных материалов.

### ГЛАВА 3. ИССЛЕДОВАНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК СОПРОТИВЛЕНИЯ УСТАЛОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

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

Природа возникновения широких полос связана с поперечным скольжением [192-193], 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. 3.1, *а* изображено схематическое представление образования полос скольжения, где *в* – обозначено направление распространения дислокации, *1* – схематически изображена дислокация для материала с малой энергией дефекта  $\gamma$  упаковки, *2* – с большой. В'С' – траектория выхода дислокации на поверхность образцов. Рис. 3.1, *б* – конфигурация более «узкой» дислокации на поверхности образца, рис. 3.1, *в* тоже для более «широкой», кроме ВС. При некотором напряжении  $\tau$  начинается скольжение дислокации ВС длиной *l*, на которую действует сила  $P_\tau = \tau l$ . 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.

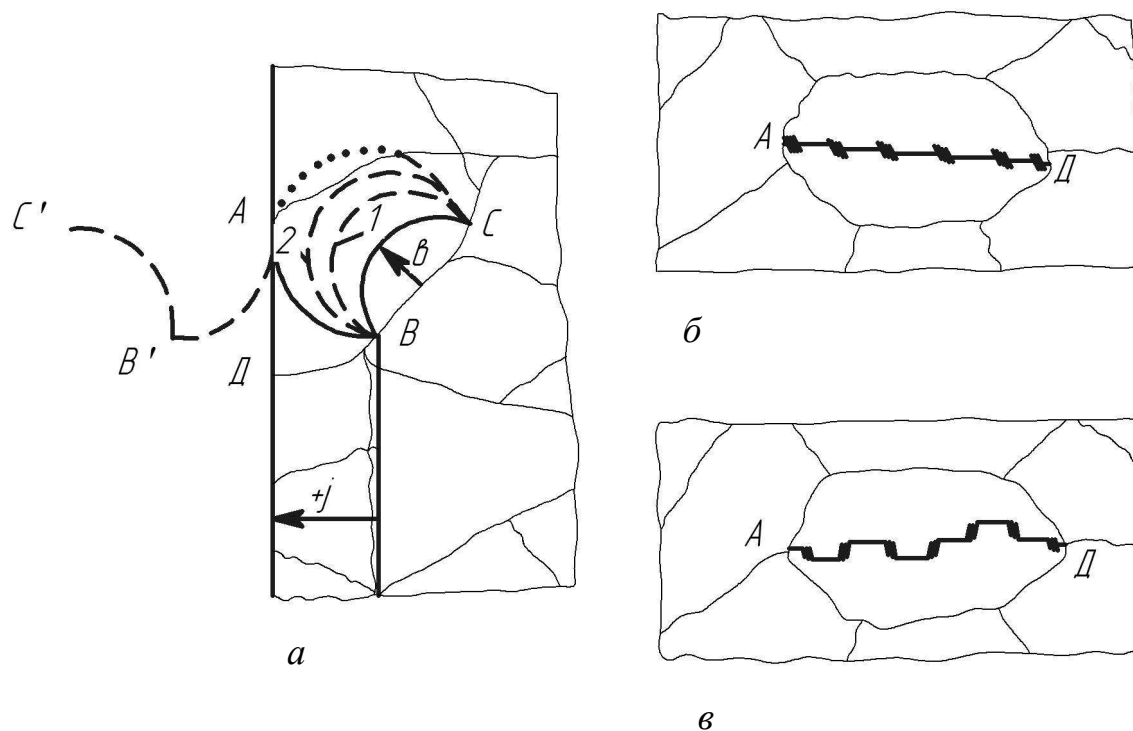


Рис. 3.1. Схематическое представление образования полос скольжения

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  $\Pi_{\tau}$  в виду её относительности. С другой стороны, скольжению дислокации будет препятствовать сила  $\Pi_{\sigma}$ , обусловленная потенциальным энергетическим порогом  $U_{п.д.}$ , который необходимо преодолеть, чтобы

начался физический процесс пластической деформации. Под действием внешних сил линия ВС дислокации (рис. 3.1, а) скользит к поверхности образца, но ее скольжение будет разным при  $M_1$  и  $M_2$ . Более «узкая» дислокация при  $M_2$  (рис. 3.1, б) будет скользить в плоскости быстрее по сравнению с более «широкой» дислокацией при  $M_1$  (рис. 3.1, 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  $M_1$ .

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  $K_{Ay}$  (формула 3.1) упрочнения материала при скольжении расщепленных дислокаций определяет сопротивление среды прохождению физического процесса пластической деформации.

Активный слой, подвергнутый повреждениям, и повреждаемость поверхности материала описывается следующим уравнением:

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

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.

Стало быть,  $K_{Ay\gamma_1} > K_{Ay\gamma_2}$  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. На рисунке 3.2 представлены 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 частоты циклического нагружения.

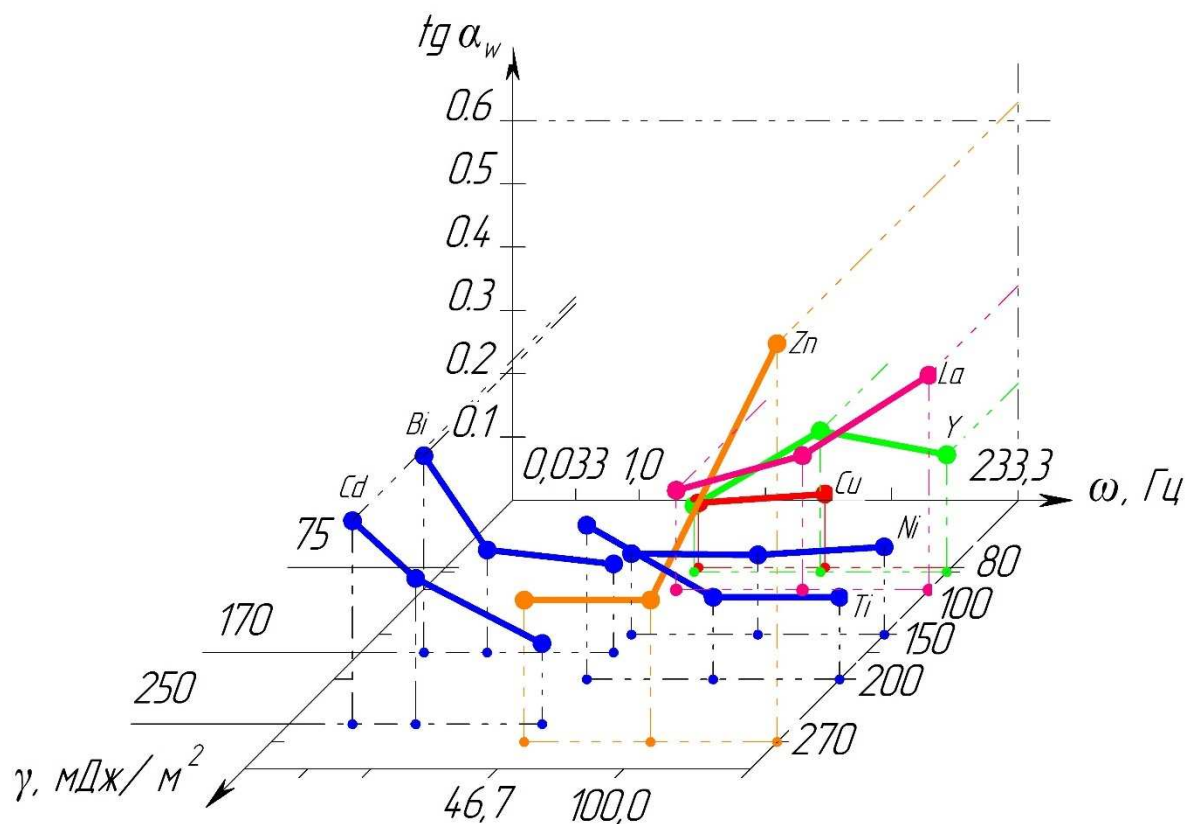


Рис. 3.2. Связь показателя сопротивления усталости  $tg \alpha_w$  при изменении частоты циклов нагружения  $\omega$  с учетом энергии дефекта упаковки  $\gamma$

Таким образом, чем выше энергия дефекта упаковки, тем сильнее

развито поперечное скольжение в зоне локализации пластической деформации и тем круче наклон кривых усталости, а следовательно, ниже циклическая прочность и долговечность металлов. У материалов с высокой энергией дефекта упаковки наблюдается уменьшение наклона кривых усталости с увеличением частоты нагружения, за исключением цинка, а материалы с низкой энергией показывают обратную картину. Увеличение усталостной прочности с уменьшением или увеличением частоты нагружения приводит почти всегда к уменьшению угла наклона кривой усталости к оси количества циклов.

### **3.2. Влияние гомологической температуры на параметры сопротивления усталости при изменении частоты нагружения**

Гомологическая температура выражается соотношением:

$$\Theta = \frac{T_{on}}{T_{пл}}, \quad (3.2)$$

где  $T_{on} = t_{on} + 273$  °С, – температура эксперимента,  $K$ ;

$T_{пл} = t_{пл} + 273$  °С – температура плавления металла,  $K$ .

Из этого выражения следует, что при одинаковой температуре эксперимента гомологическая температура различных металлов и сплавов 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 предплавильной температуре влияние скорости на напряжение может становиться слабее, тогда долговечность определяется ползучестью, которая связана, как известно, не с количеством циклов нагружения, а со временем.

На рис. 3.3 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.

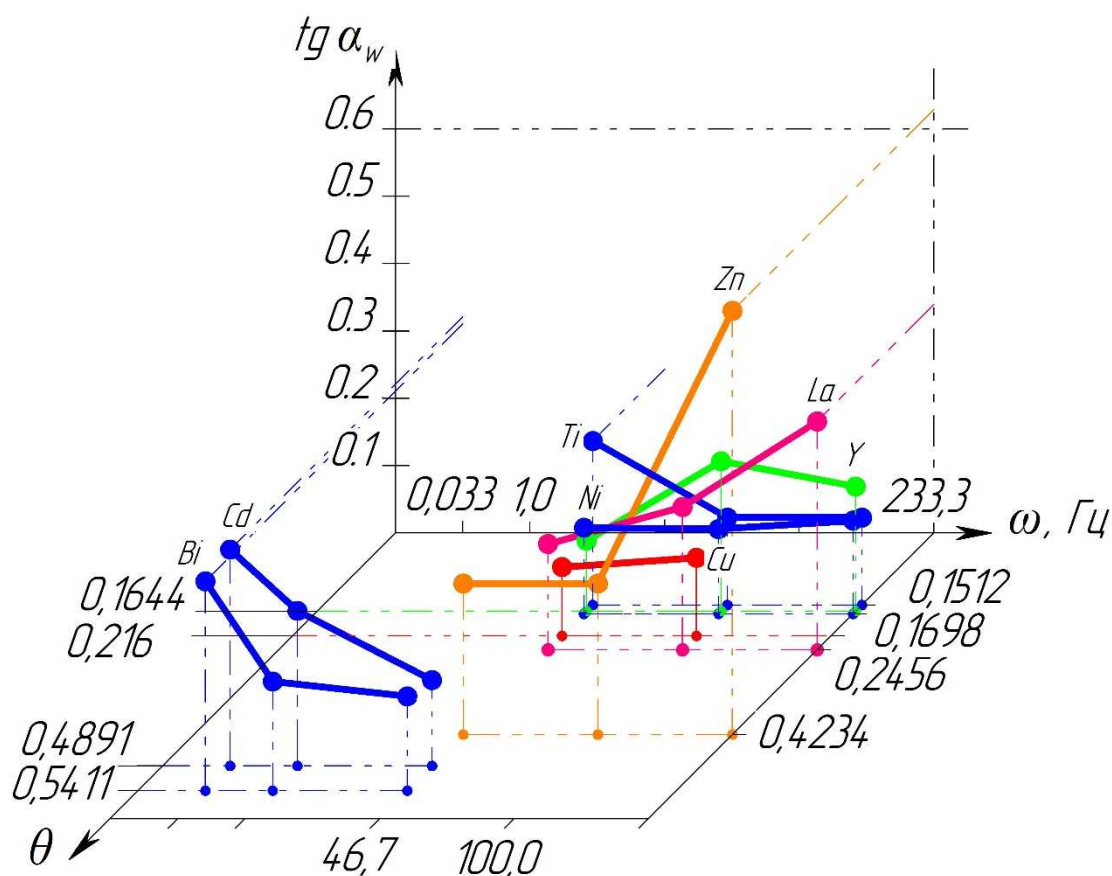


Рис. 3.3. Связь показателя сопротивления усталости  $tg \alpha_w$  при изменении частоты циклов нагружения  $\omega$  и гомологической температуры  $\Theta$

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.

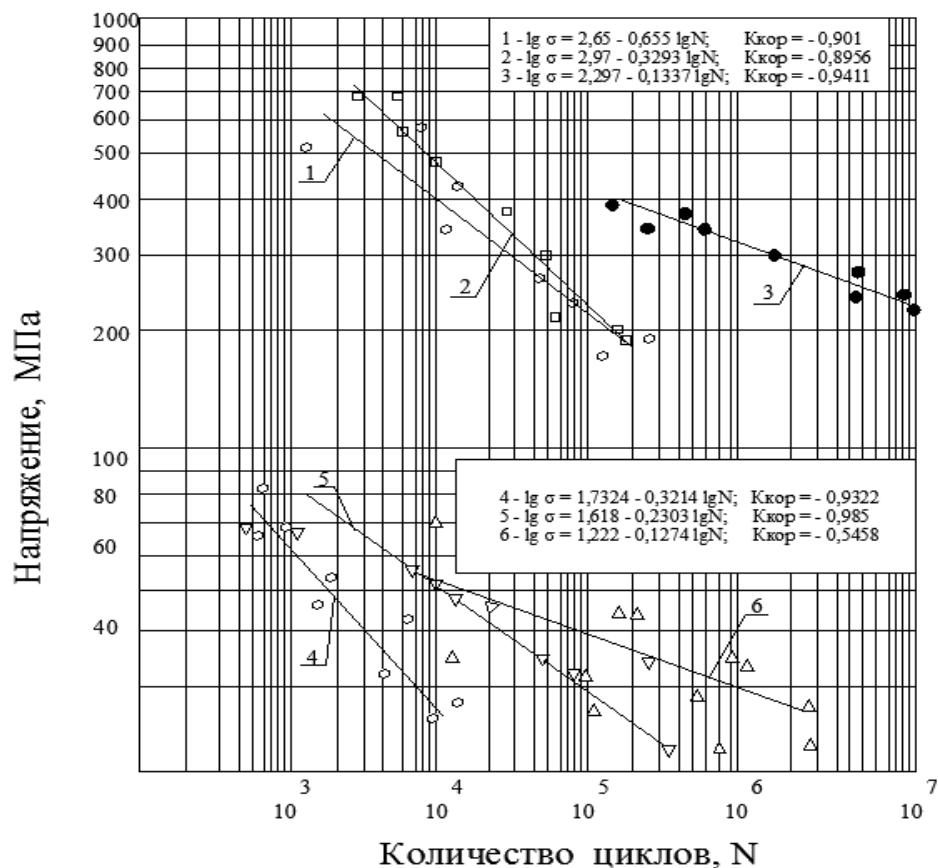
### **3.3. Исследование кривых усталости металлов и сплавов при разной частоте циклической нагрузки и изменений микроструктуры поверхности**

Испытания химически чистого кадмия при трех частотах циклической нагрузки ( $\omega$ ) [130-131] (рис. 3.4, *а*) показали, что с увеличением  $\omega$  долговечность ( $N$ ) образцов возрастает.

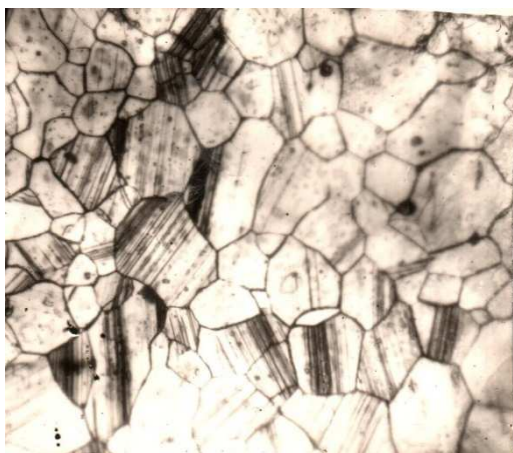
При увеличении частоты от 0,033 до 1,0 Гц у кадмия происходит увеличение  $N$  на порядок, увеличение частоты от 1,0 до 46,7 Гц приводит к возрастанию количества циклов тоже на порядок. При этом наблюдается некоторое уменьшение наклона кривых усталости к оси  $N$ . Кадмий имеет высокую энергию дефекта 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. Исследование изменений структуры показывает, что чем меньше частота, тем раньше возникают полосы скольжения на одинаковом уровне напряжений (рис. 3.4, *б*), а это приводит к тому, что при одинаковых  $N$  в случае  $\omega = 0,033$  Гц полос скольжения



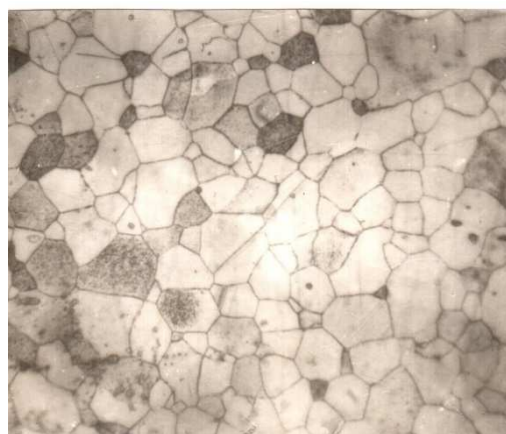
значительно больше и они развиты сильнее, чем в случае  $\omega = 46,7$  Гц (рис. 3.4, в).



*a*



*б*



*в*

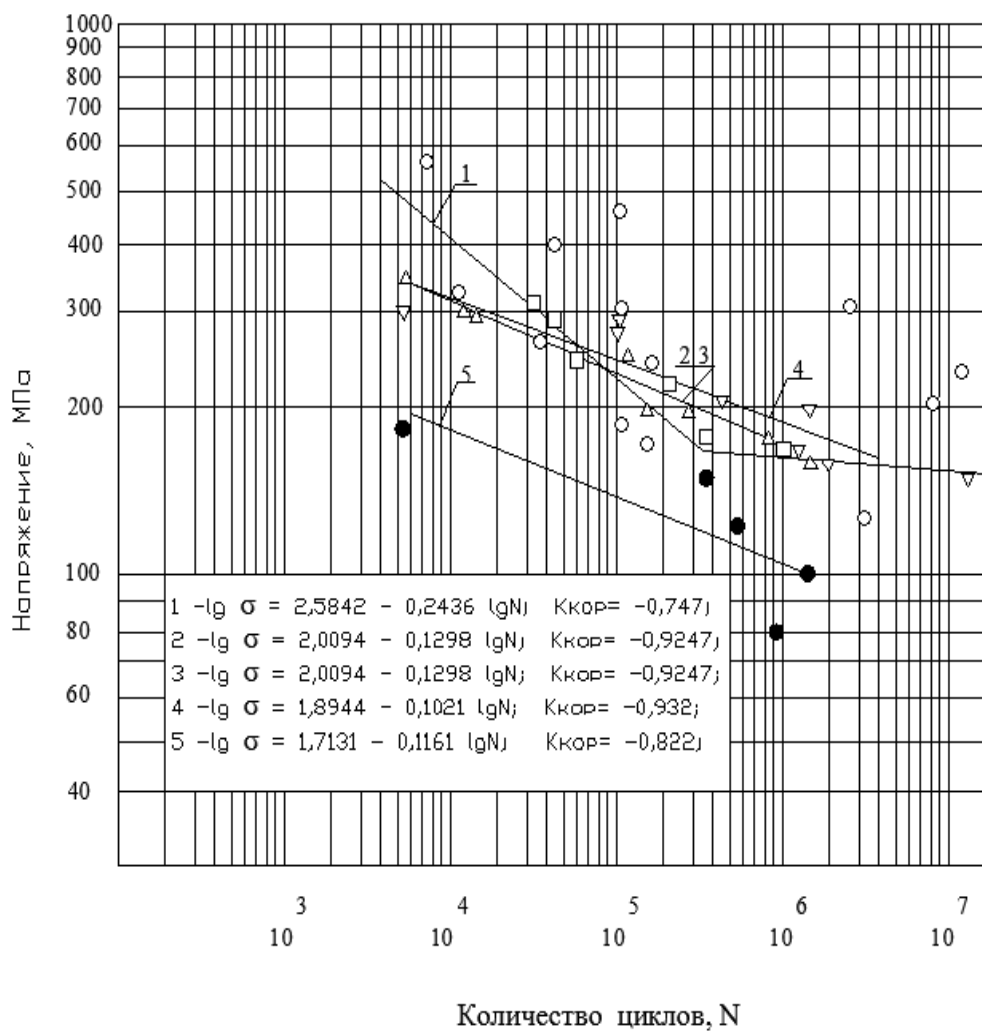
Рис. 3.4: *a* – кривые усталости стали 40X (1,2,3) и кадмия (4,5,6) при  $t = 20$  °C. 1, 2, 3, 4, 5, 6 – частота циклов 2; 2,7; 100; 0,033; 1; 46,7 Гц; *б*, *в* – микроструктуры кадмия после испытаний на усталость при 20 °C; ( $\times 600$ );  $\sigma = 36$  МПа;  $N = 10^3$ ;  $\omega = 0,033$ (*б*) и 46,7 (*в*) Гц. Диаметр образца 5 мм. Деформация изгиба вращающегося образца

Сталь марки 40X показывает увеличение циклической прочности с ростом  $\omega$  (рис. 3.4, а). При этом следует отметить, что при  $\omega = 2$  Гц в области малых  $N$  она имеет более высокую циклическую прочность, чем при  $\omega = 2,7$  Гц. Однако за счет более крутого наклона кривая опускается ниже, и на базе  $N = 10^6$  циклов видна заметная разница в величинах ограниченных циклов усталости.

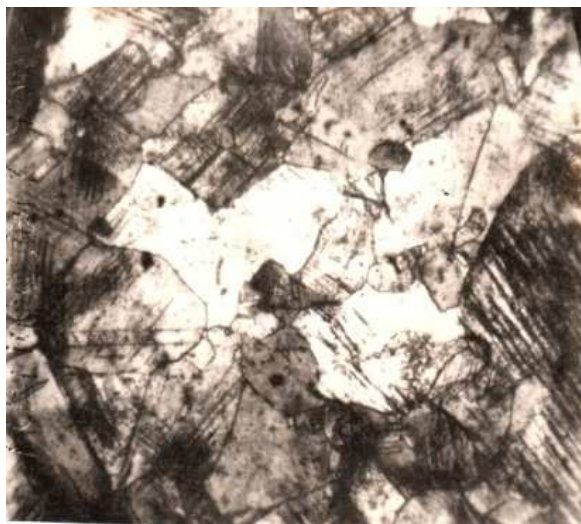
Испытания меди показали обратную картину в сравнении с испытаниями кадмия и стали 40X, т.е. с увеличением  $\omega$  циклическая прочность на базе  $N = 10^6$  циклов не возросла, а наоборот уменьшилась [171, 184, 187]. Кривая усталости имеет достаточно пологий наклон, который практически не изменяется с увеличением частоты (рис. 3.5, а). Наблюдения изменений микроструктуры показывают развитое поперечное скольжение в меди, 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. (рис. 3.5, б, в).

Особенностью поведения титана ВТ-1-00, испытанного при разных частотах нагружения, является то, что при  $\omega = 100$  и 233,3 Гц кривые усталости совпали по одной прямой (рис. 3.5, а). Необходимо отметить, что при  $\omega = 46,7$  Гц экспериментальные точки располагаются с большим разбросом. При этом наклон кривой усталости к оси количества циклов ( $N$ ) в сравнении с  $\text{tg } \alpha_w$  кривой усталости, полученной при  $\omega = 100$  и 233,3 Гц настолько велик, что при  $N = 7 \cdot 10^4$  усталостная прочность при частоте приложения нагрузки, равной 46,7 Гц, начинает резко уменьшаться.

Исследования изменения структур титана этой марки показывает, что для случая испытания при  $\omega = 46,7$  Гц широкие полосы скольжения возникают гораздо раньше и значительно раньше приводят к разрушению образца, в сравнении с испытаниями при  $\omega = 233,3$  Гц, что хорошо иллюстрируется фотографиями структур (рис. 3.6).



*a*



*б*

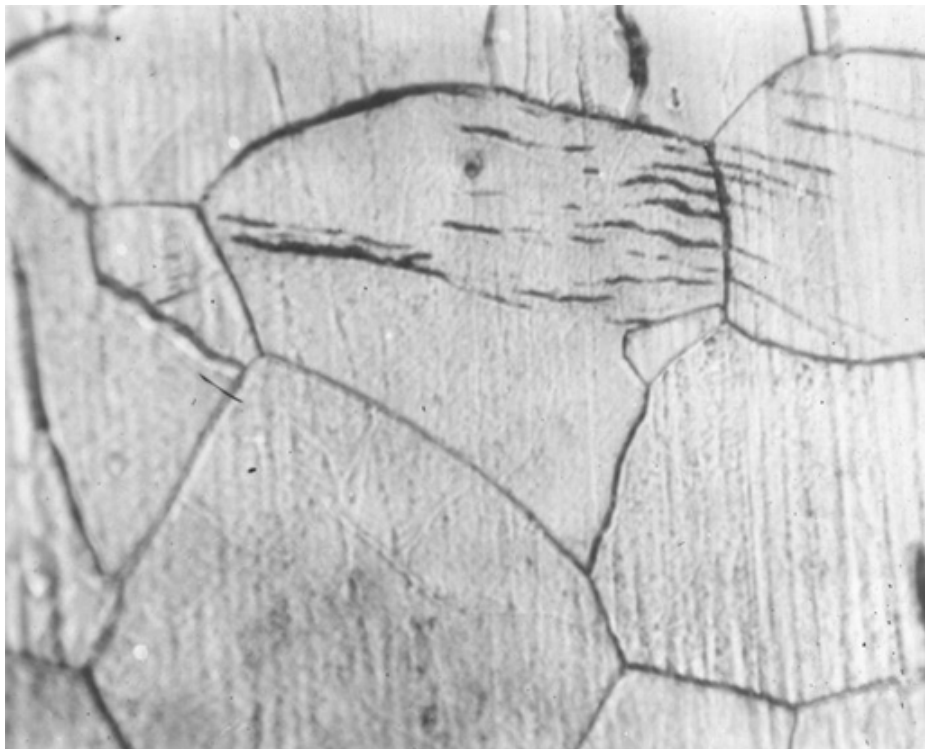


*в*

Рис. 3.5: *a* – кривые усталости титана ВТ-1-00 (1,2,3) и меди (4,5) при  $t = 20^\circ\text{C}$ . Частота циклов 46,7 (1,4), 100 (2,5) 233,3 (3) Гц; *б, в* – микроструктура меди после испытаний на усталость при  $20^\circ\text{C}$ ; *a* – (x450) и *б* – (x500);  $\sigma = 150$  и  $76$  МПа;  $N = 10^4$  и  $1,7 \cdot 10^5$  циклов;  $\omega = 46,7$  и  $100$  Гц. Деформация изгиба вращающегося образца



*a*



*б*

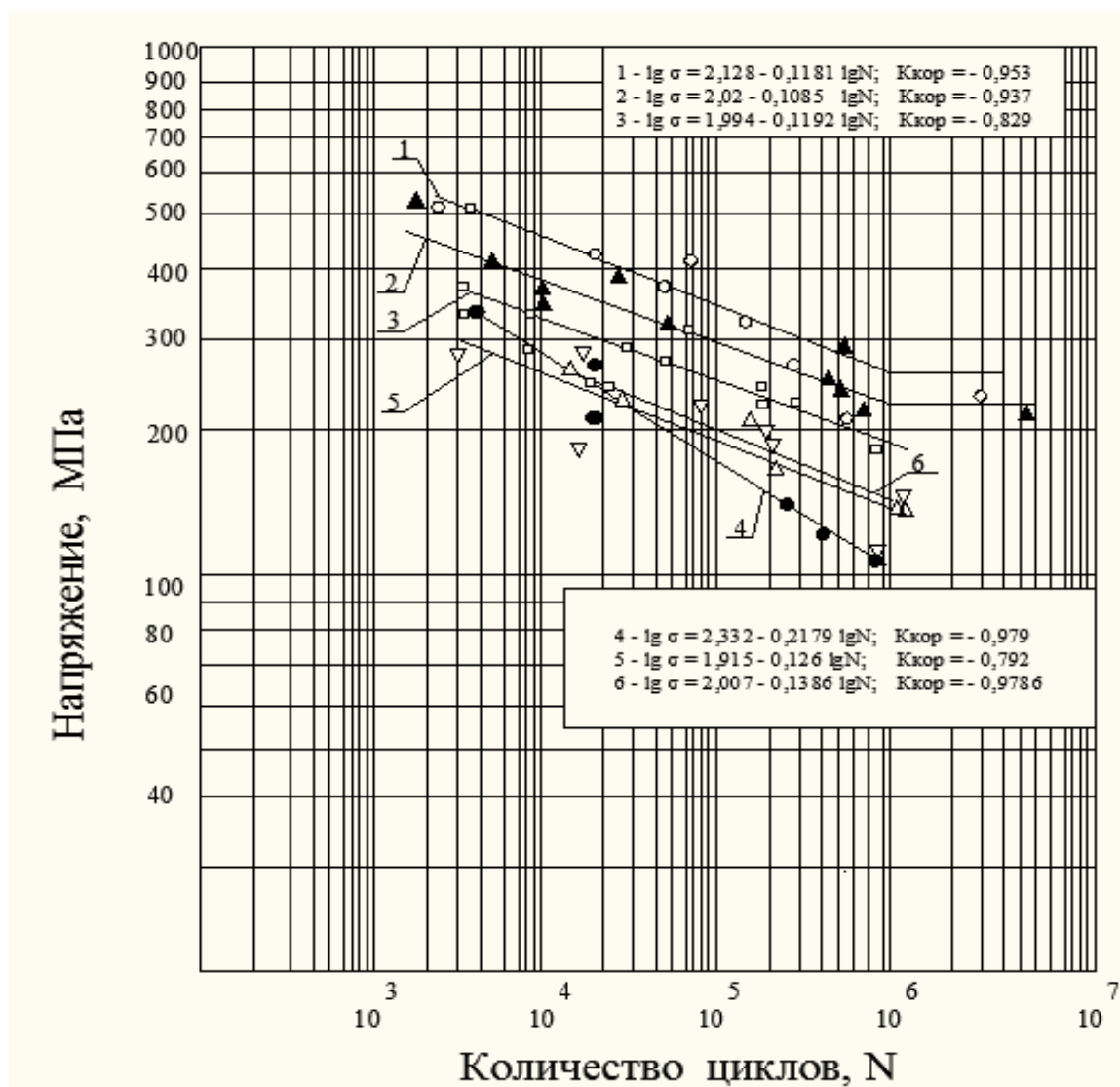
Рис. 3.6. Микроструктура титана ВТ-1-00 после испытаний на усталость при 20 °С; (х 500), (*a* и *б*);  $\sigma = 160,1$  (*a*) и 232 (*б*) МПа;  $N = 5 \cdot 10^4$  (*a*);  $7,1 \cdot 10^4$  (*б*) циклов;  $\omega = 46,7$  (*a*); 233,3 (*б*) Гц. Деформация изгиба вращающегося образца

Плотность полос скольжения больше при  $\omega = 46,7$  Гц, чем при  $\omega = 233,3$  Гц. В первом случае она значительно больше при  $N = 1,7 \cdot 10^4$  циклов, во втором случае она не достигает такого значения при  $N = 7,1 \cdot 10^4$  циклов (рис. 3.6). У титана ВТ-1-00 при  $\omega = 46,7$  Гц поперечное скольжение расщепленных дислокаций развито сильно (рис. 3.6), при этом наблюдается плохое сопротивление усталости (рис. 3.5, кривая 1). При частотах, равных 100 и 233,3 Гц, влияние частоты затухает; поперечное скольжение, очевидно, имеет одинаковую интенсивность (рис. 3.6), кривые усталости, как уже упоминалось, накладываются друг на друга (рис. 3.5, кривые 2 и 3).

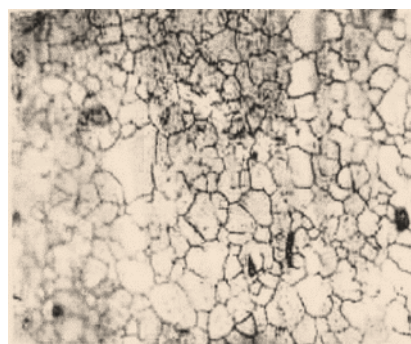
У стали 12Х18Н12Т наблюдается довольно четкое разграничение кривых усталости, полученных в результате испытаний при разных частотах нагружения (рис. 3.7, а), однако слишком большой разницы в параметрах циклической прочности при изменении от 46,7 до 233,3 Гц нет. Кривые усталости располагаются практически параллельно, с увеличением частоты нагружения циклическая прочность уменьшается. Исследование изменений структуры показывает, что при  $\omega = 46,7$  Гц полосы скольжения не наблюдаются, при довольно больших значениях (рис. 3.7, б) долговечности, наоборот, с увеличением частоты приложения нагрузки начинают наблюдаться изменения в структуре, при  $\omega = 233,3$  Гц они начинают появляться довольно рано (рис. 3.7, 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.

В противоположность стали 12Х18Н12Т у никеля с увеличением  $\omega$  наблюдается увеличение циклической прочности, однако, при частотах испытания, равных 100 и 233,3 Гц, кривые усталости (рис. 3.7, а) не расходятся. С ростом циклической прочности величина  $\text{tg } \alpha_w$  уменьшается [191].

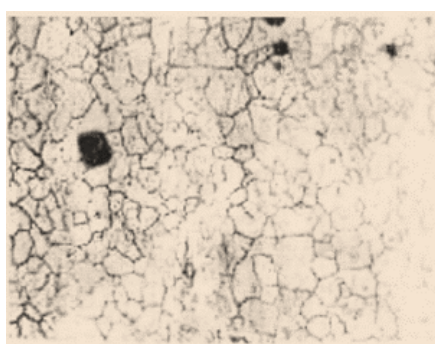




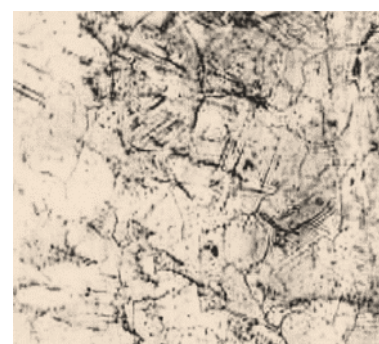
*a*



*б*



*в*



*г*

Рис. 3.7. *a* – кривые усталости стали 12X18H12T (1,2,3) и никеля (4,5,6) при  $t = 20^\circ\text{C}$ ;  $\omega = 46,7$  (1,4); 100 (2,5); 233,3 (3,6) Гц; *б, в, г* – микроструктура стали 12X18H12T после испытаний на усталость при  $20^\circ\text{C}$ ; (x500); *б, в, г* –  $\sigma = 419$ ; 224; 290 МПа;  $N = 5,3 \cdot 10^4$ ;  $1,9 \cdot 10^5$ ;  $7 \cdot 10^3$  циклов;  $\omega = 46,7$ ; 100; 233,3 Гц

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 высокой  $\omega$  (рис. 3.8). Так, например, при  $\sigma = 217$  МПа,  $\omega = 46,7$  Гц и долговечности, равной 10000 циклов, широких полос скольжения значительно больше, чем при почти таком же напряжении, более высокой частоте приложения нагрузки и более высоком значении  $N$  (рис. 3.8).

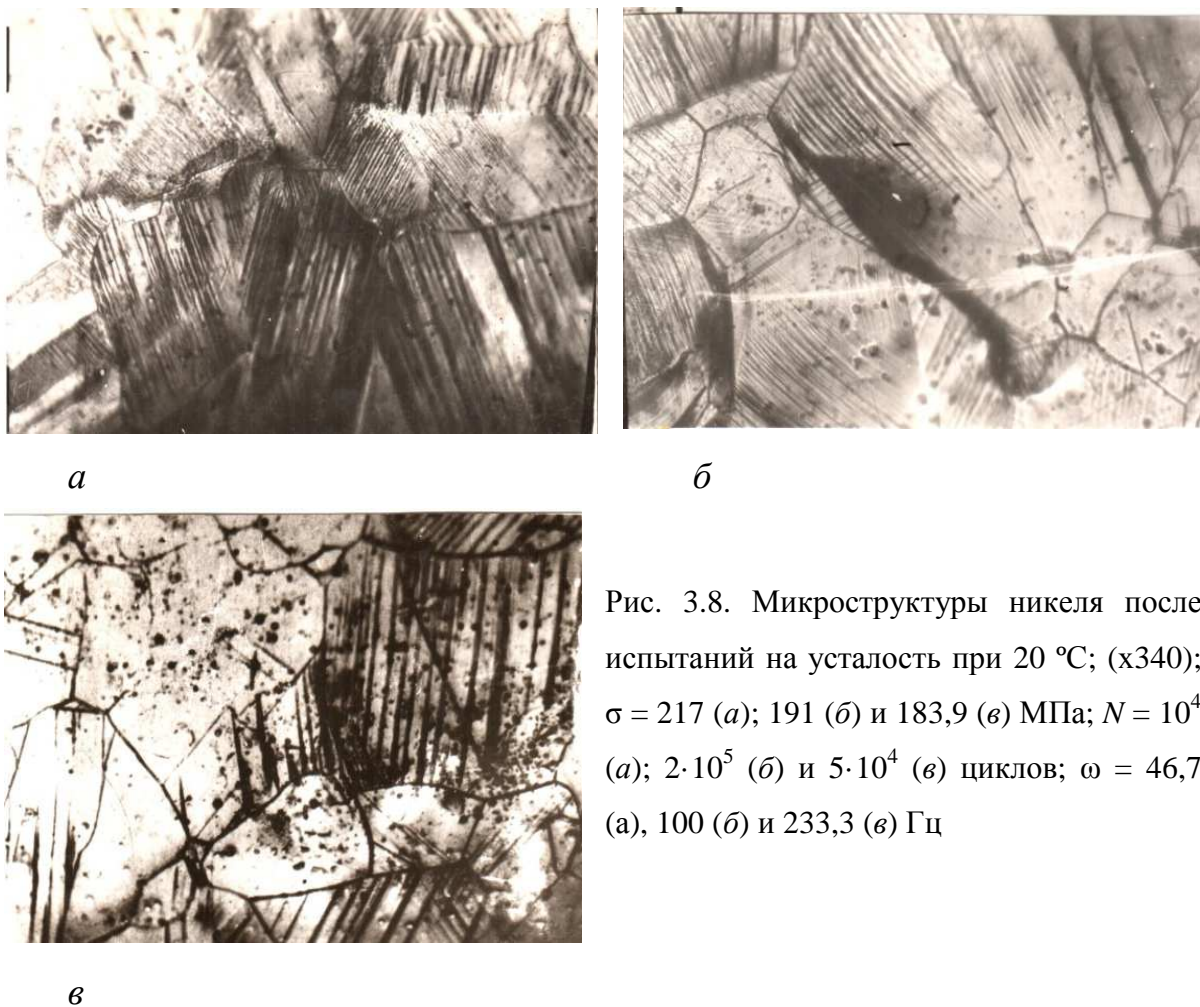


Рис. 3.8. Микроструктуры никеля после испытаний на усталость при 20 °С; (x340);  $\sigma = 217$  (а); 191 (б) и 183,9 (в) МПа;  $N = 10^4$  (а);  $2 \cdot 10^5$  (б) и  $5 \cdot 10^4$  (в) циклов;  $\omega = 46,7$  (а), 100 (б) и 233,3 (в) Гц

При сравнении экспериментальных данных, полученных при мало различающихся напряжениях (рис. 3.8), 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. 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 (рис. 3.8).

У лантана с ростом частоты обнаружено снижение циклической прочности (рис. 3.9). При этом происходит довольно резкое увеличение наклона кривых усталости к оси  $N$ .

У цинка с увеличением  $\omega$  за счет резкого возрастания  $\operatorname{tg} \alpha_w$ , при частоте испытания, равной 233,3 Гц, в общем тоже происходит уменьшение циклической прочности. При  $\omega=46,7$  и 100 Гц кривые усталости практически совпадают (рис. 3.10).

Результаты испытаний иттрия показывают, что при более высокой частоте приложения нагрузки циклическая прочность его выше, чем при более низкой (рис. 3.11). Однако в первом случае наклон  $\operatorname{tg} \alpha_w$  настолько велик, что на базе  $10^6$  циклов при более высокой частоте может наблюдаться уменьшение предела усталости.

У сталей марок 40 и 45, испытанных при разных частотах приложения нагрузки, с ростом  $\omega$  наблюдается снижение циклической прочности (рис. 3.12). Экспериментальные точки, полученные в результате испытания стали 45, укладываются на одну общую довольно широкую полосу разброса, ограниченную сверху кривой усталости, построенной при  $\omega = 46,7$  Гц, а снизу – кривой усталости при  $\omega = 233,3$  Гц. Наклон  $\operatorname{tg} \alpha_w$  сохраняется постоянным. Разницы в микроструктурах, сфотографированных при разных частотах, не наблюдается (рис. 3.13). Сталь 40 показывает почти одинаковую величину циклической прочности при частотах, равных 2 и 2,7 Гц, другие кривые усталости имеют четкую ориентацию (рис. 3.12). Наклон  $\operatorname{tg} \alpha_w$  с изменением частоты меняется [171-173].



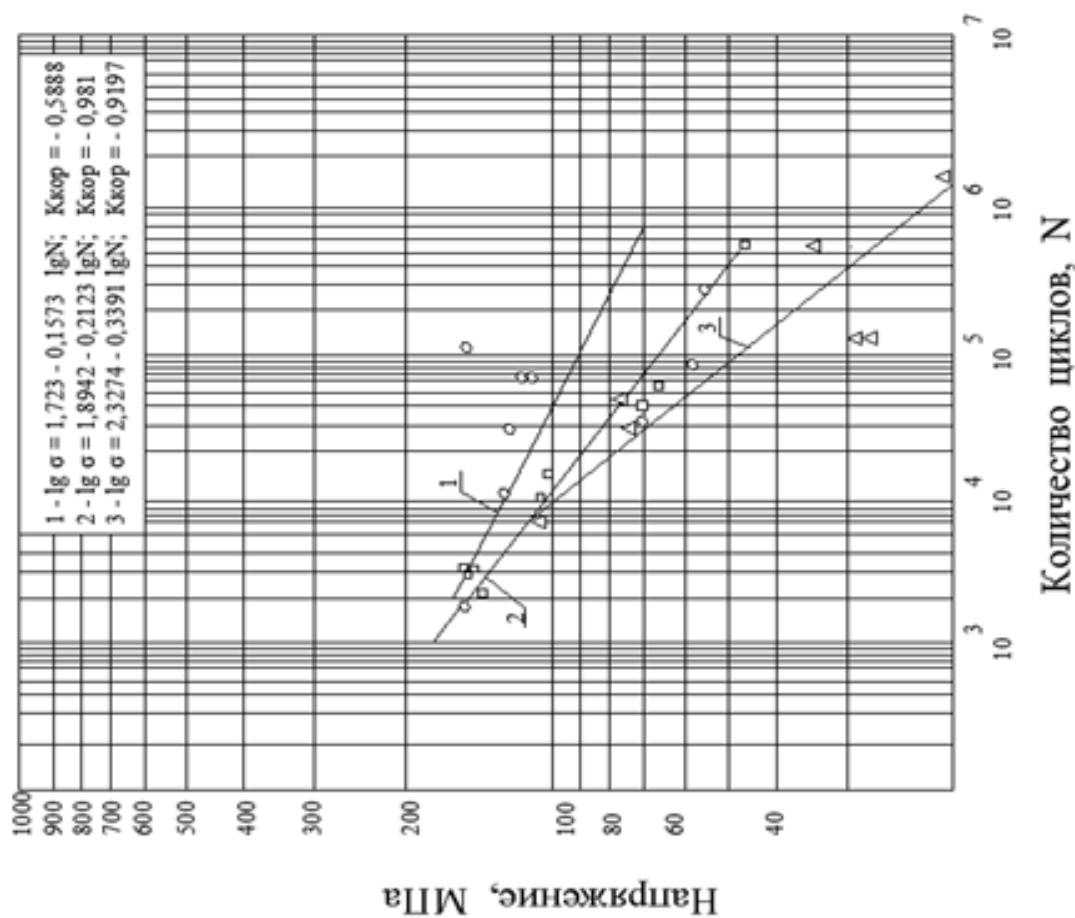


Рис. 3.9. Кривые усталости лантана при 20°С.  
 1,2,3 – частота циклов 46,7; 100; 233,3 Гц

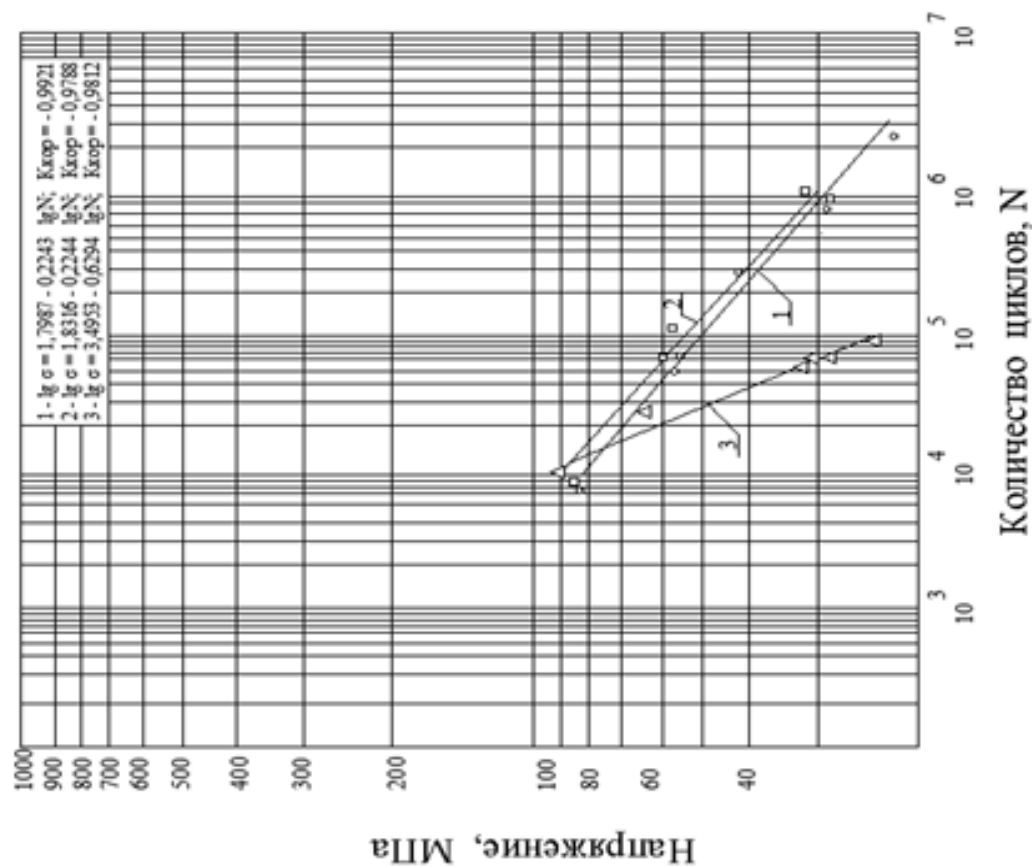


Рис. 3.10. Кривые усталости цинка при 20°С.  
 1,2,3 – частота циклов 46,7; 100; 233,3 Гц

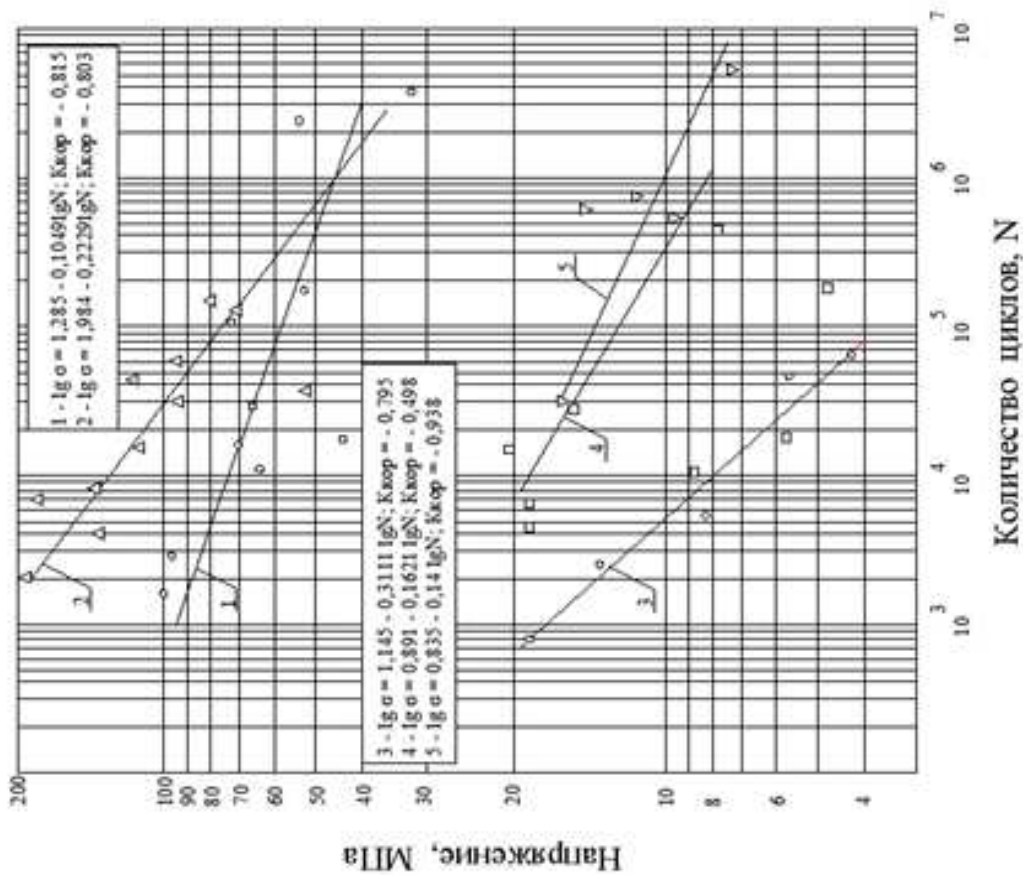


Рис. 3.11. Кривые усталости ингрия (1,2)

и висмута (3,4,5) при 20° С.

Частота циклов 0,033 (3); 1 (4); 46,7 (1,5); 100 (2) Гц

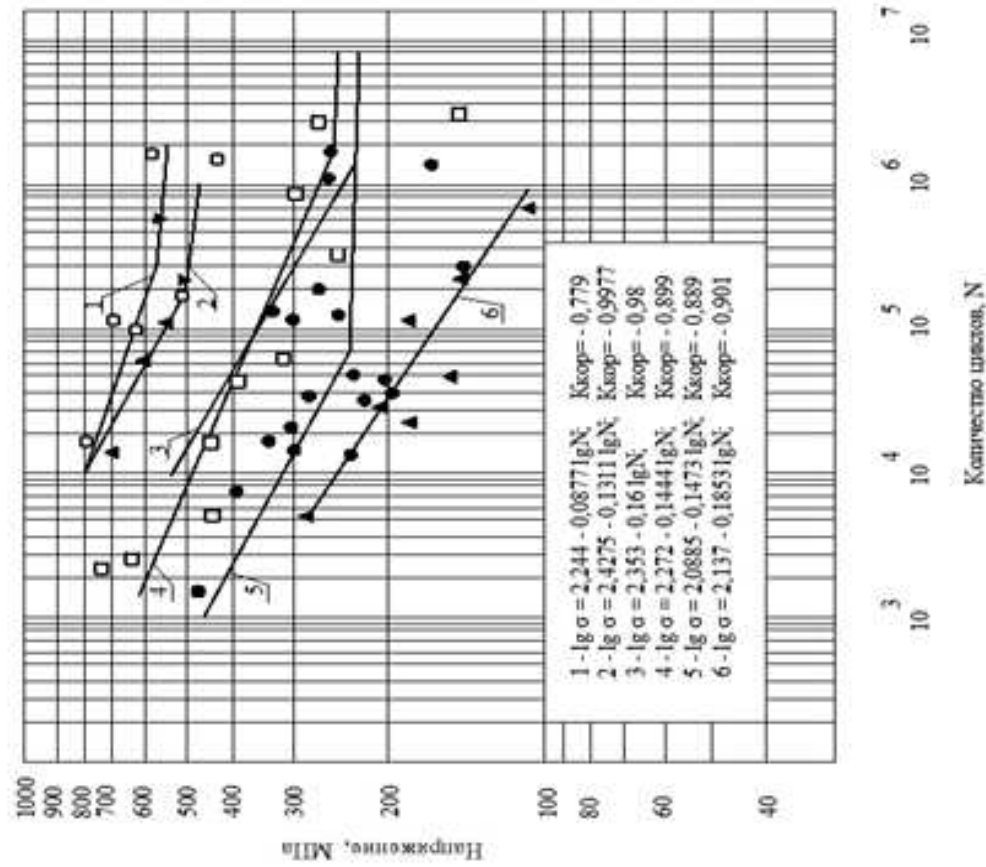
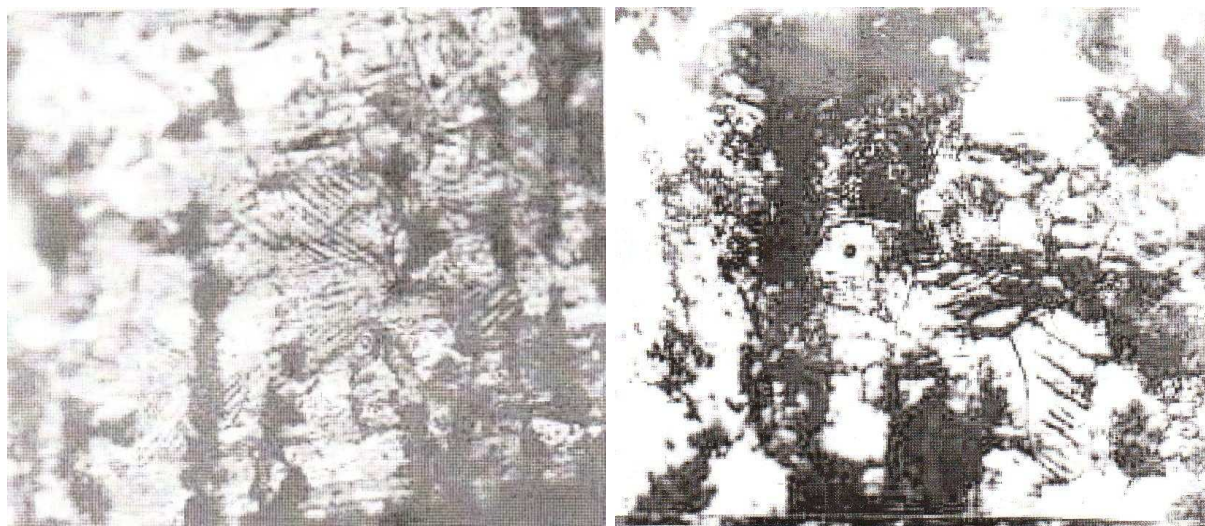


Рис. 3.12. Кривые усталости сталей 40 (1,2,3)

и 45 (4,5,6) при 20° С.

Частота циклов 2 (1); 2,7 (2); 46,7 (3,4); 100 (5); 233,3 (6) Гц



*a*

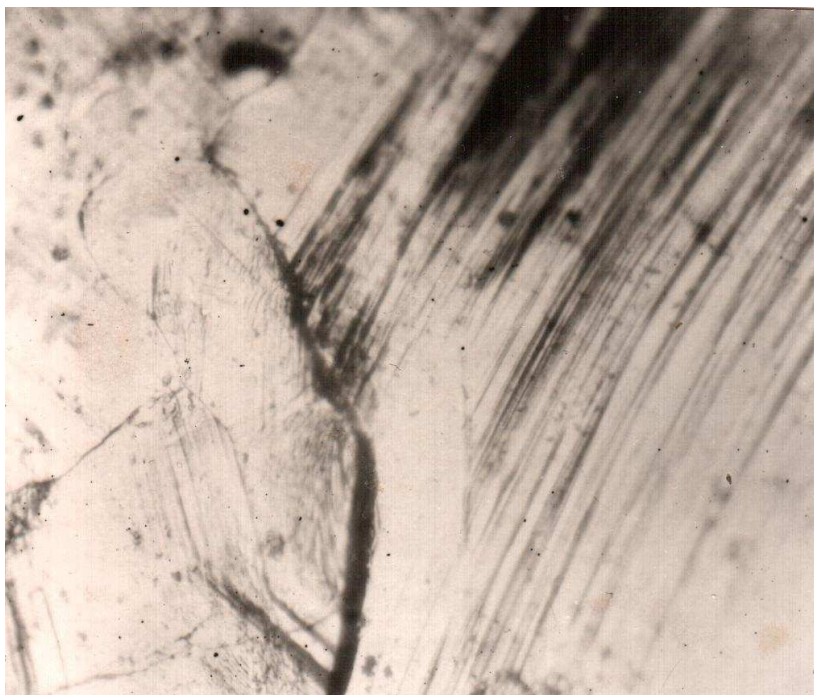
*б*

Рис. 3.13. Микроструктура стали 45 после испытаний на усталость при 20 °С; (x800); *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

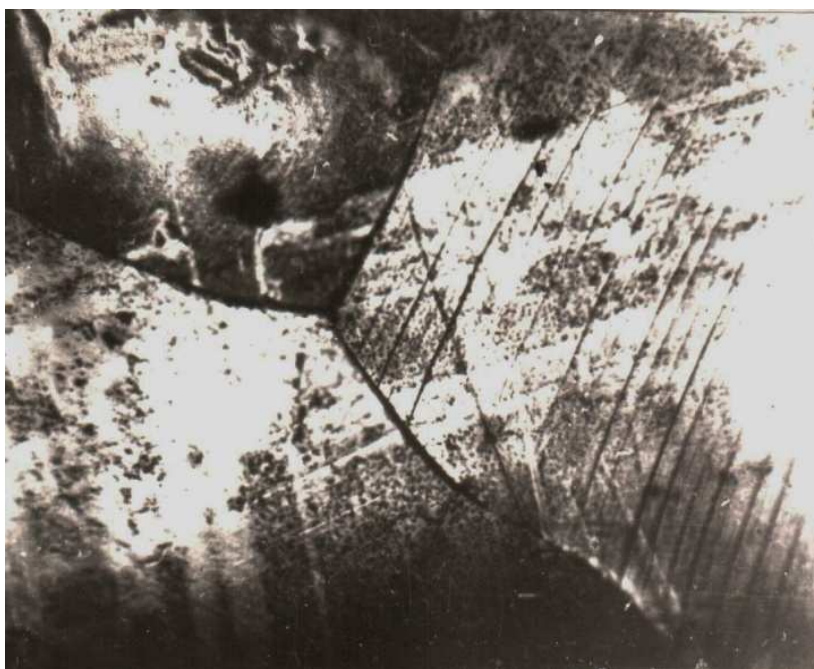
У галлия, испытанного при нормальной температуре,  $\Theta = 0,966$  при четырех частотах приложения нагрузки [128-129, 133] обнаружена широкая полоса разброса экспериментальных точек, в которую уместаются результаты испытаний при всех четырех частотах. То же дают опыты с индием: экспериментальные точки, полученные при испытаниях при частотах, равных 1 и 46,7 Гц совпадают [128-129, 133]. В отличие от двух предыдущих металлов, у висмута (рис. 3.11) обнаружена сложная зависимость циклической прочности от частоты приложения нагрузки. Так, при увеличении частоты от 0,033 до 1, а затем до 46,7 Гц циклическая прочность его увеличивается, это заметно по смещению кривых усталости. При этом наклон  $\text{tg } \alpha_w$  уменьшается. Однако при  $\omega = 100$  Гц экспериментальные точки располагаются внизу, что свидетельствует об уменьшении циклической прочности. Сравнение структуры, полученной при  $\omega = 0,033$  и 46,7 Гц, показывает, что в первом случае полос скольжения больше, т.е. они располагаются плотнее и охватывают большее количество зерен, наблюдаются микротрещины в полосах скольжения и трещины по границам зерен при  $N = 290$  циклов, в то время как во втором случае при  $N$



= 1000 циклов картина совсем другая, т. е. полосы развиты слабо и расположены менее плотно друг к другу (рис. 3.14).



*a*



*б*

Рис. 3.14. Микроструктура висмута после испытаний на усталость при 20 °С; (х340); *a* 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

Представляет интерес испытание высокопрочных материалов ( $\sigma_s > 1000$  МПа) и анализ литературных данных, касающихся свойств, а точнее параметров сопротивления усталости. Так, например, в работе [172] проведены исследования параметров сопротивления усталости плоских образцов размерами 300x36x4 мм с центральным отверстием диаметром 6 мм из стали 30ХГСН2А ( $\sigma_s = 1280 \pm 100$  МПа и  $1800 \pm 100$  МПа) осевым растяжением по пульсирующему циклу с частотой 0,17 Гц и 40 Гц при различных уровнях максимальных напряжений в диапазоне от 0,14 до 0,5 от предела прочности.

Результаты испытаний образцов на усталость представлены на рис. 3.15, откуда видно, что как при низкой частоте, равной 0,17 Гц, так и при 40 Гц характеристики сопротивления усталости стали 30ХГСН2А ( $\sigma_s = 1800$  МПа) выше, чем у менее прочных образцов ( $\sigma_s = 1280$  МПа). Предел выносливости образцов из стали 30ХГСН2А ( $\sigma_s = 1280$  МПа) на базе  $10^7$  циклов равен 200 МПа [173].

Увеличение частоты нагружения с 0,17 до 40 Гц оказывает более существенное влияние на показатели сопротивления усталости образцов из стали 30ХГСН2А с пределом прочности, равном  $1800 \pm 100$  МПа, по сравнению с образцами, у которых  $\sigma_s = 1280$  МПа (рис. 3.15). Наклон  $\text{tg } \alpha_w$  сильно уменьшился при испытании образцов малого сечения (3x3 мм), при этом вид испытания тоже другой (рис. 3.15, кривая 5).

Высокопрочный сплав Х15Н5Д2Т (ВНС-2) испытан при разных частотах (25 и 48,7 Гц), но при разных видах напряжения (рис. 3.16).

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 (рис. 3.15). Улучшение показателя сопротивления усталости связано с повышением упрочняемости материала

поверхностных слоев сталей 30ХГСН2А и Х15Н5Д2Т (ВНС-2), о чем свидетельствует относительно малая повреждаемость их поверхности (рис. 3.17-3.19).

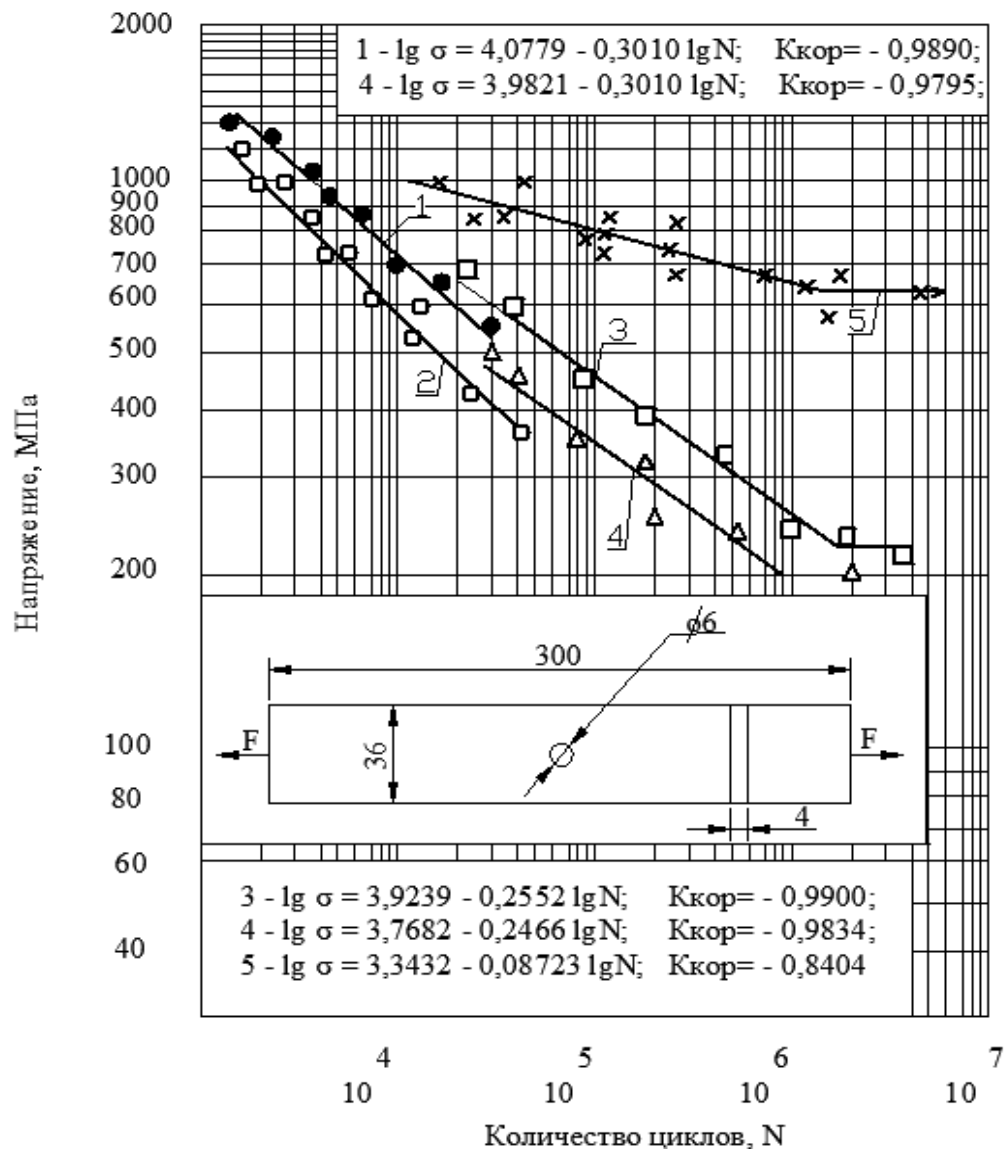


Рис. 3.15. Кривые усталости образцов из стали 30ХГСН2А при осевом растяжении по пульсирующему циклу при частоте циклов нагружения:  $\omega = 0,17$  Гц (1, 2) и 40 Гц (3, 4) и пределах прочности  $\sigma_s = 1800$  (1, 3) и 1280 (2, 4) МПа; 5 – деформация поперечного изгиба плоских образцов сечением 3x3 мм;  $\omega = 50$  Гц. Закалка на категорию прочности  $\sigma_s = 1500$  МПа

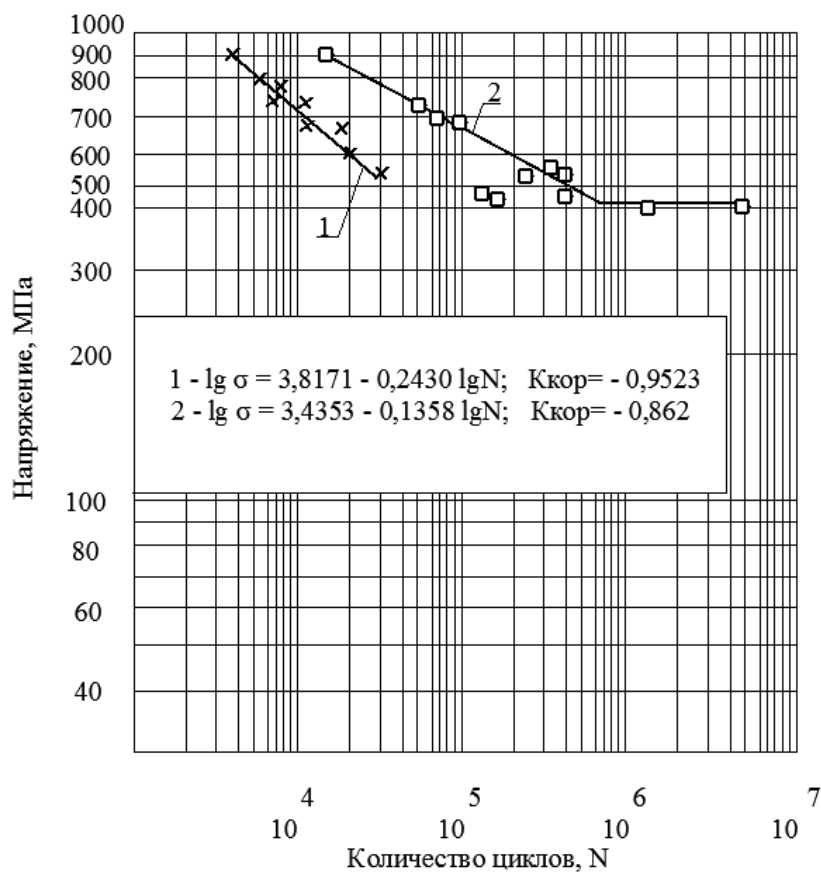


Рис. 3.16. Кривые усталости образцов, изготовленных из сплава X15H5Д2Т (ВНС-2): 1 и 2- частота циклов нагружения 25 и 46,7 Гц; 1 – пульсирующий цикл нагружения при растяжении; 2 - вращение изогнутого образца



Рис. 3.17. Микроструктура стали 30ХГСН2А после испытания на усталость при 20 °С; (x400);  $\sigma = 1000$  МПа;  $N = 1,5 \cdot 10^3$  циклов;  $\omega = 3,33$  Гц. Деформация плоского изгиба образца сечением 3x3 мм.



Рис. 3.18. Микроструктура стали X15H5D2T (ВНС-2) после испытаний на усталость при 20 °С; (х340);  $\sigma = 577$  МПа;  $N = 4,3 \cdot 10^4$  циклов;  $\omega = 46,7$  Гц. Деформация вращения изогнутого образца

Растровая электронная микроскопия (рис. 3.19) 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 X15H5D2T (ВНС-2) (рис. 3.18, 3.19).



Рис. 3.19. Микроструктура стали X15H5D2T (ВНС-2) после испытаний на усталость при 20 °С; (х 2300).



Что касается стали 30ХГСН2А, то на рис. 3.17 видны широкие, извилистые и прерывистые полосы скольжения, однако они также редки, как и в случае сплава Х15Н5Д2Т (ВНС-2) [173].

Исследование микроструктуры стали 30ХГСН2А (рис. 3.17) показало, что на поверхности преобладают неразвитые полосы скольжения, а развитых значительно меньше, поэтому повреждаемость  $\Phi$  в этом случае тоже малая.

Рассмотрим более подробно изменения стали 30ХГСН2А в процессе циклического знакопеременного нагружения. На рис. 3.17 показана микроструктура стали, на которой виден ярко выраженный экструзионно-интрузионный рельеф поверхности образовавшийся в ходе циклического испытания плоских образцов по схеме консольного изгиба. Конкретная последовательность возникновения структурных изменений в виде экструзий (выступов) и интрузий (впадин) различной геометрии и масштаба определяется внутренней конфигурацией материала и наблюдаются в зоне максимальных напряжений. Зародышами трещин усталости являются поверхностные впадины (интрузии), образованные за счет выхода краевых дислокаций на поверхность зерна либо с круговым перемещением винтовой дислокации и её выходом на поверхность. В зонах локализации деформации поверхностных слоев отчетливо наблюдаются неразвитые микротрещины (на рис. 3.17). В целом повреждаемость поверхности стали можно охарактеризовать как относительно малую без видимых полос скольжения, возможно, это связано с мелкодисперсной структурой материала.

С увеличением частоты циклического нагружения наклон кривой усталости заметно уменьшается [188]. Полученные экспериментальные данные представлены в таблице 3.1. 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. 3.20).

Таблица 3.1

**Результаты усталостных испытаний стали 30ХГСН2А**

Режим ТО	$\omega$ , Гц	$\sigma_b$ , МПа	Размеры образцов, мм	Уравнение кривой усталости	$K_{кор}$	$tg\alpha_w$	$\Phi$	Вид испытания
У	0,17	1280	300x36x4	$lg\sigma = 3,9821 - 0,301 lgN$	0,9795	0,301	нет данных	ОРЦП
У	40	1280	300x36x4	$lg\sigma = 3,7682 - 0,2466 lgN$	0,9834	0,2466	нет данных	ОРЦП
З+НО	0,17	1800	300x36x4	$lg\sigma = 4,0779 - 0,301 lgN$	0,989	0,301	нет данных	ОРЦП
З+НО	40	1800	300x36x4	$lg\sigma = 3,9239 - 0,2552 lgN$	0,99	0,2552	нет данных	ОРЦП
З+СО	3,33	1500	3x3	$lg\sigma = 3,3432 - 0,08723 lgN$	0,8404	0,08723	0,0126* $10^{-3}$	ЦПИПО
отож-жены	50	нет данных	$\varnothing 10$	$lg\sigma = 3,3882 - 0,1299 lgN$	0,9592	0,1299	$3,86 \cdot 10^{-3}$	ИВЦО
З+СО	50	1500	$\varnothing 10$	$lg\sigma = 3,3796 - 0,09257 lgN$	0,96	0,09257	0,00463	ИВЦО
З+СО	50	1500	$\varnothing 5$	$lg\sigma = 3,1308 - 0,0457 lgN$	0,9049	0,0457	0,39* $10^{-4}$	ИВЦО

здесь приняты условные обозначения: ТО – термическая обработка; У – улучшение; З – закалка; НО – низкий отпуск; СО – средний отпуск; ОРЦП – осевое растяжение по пульсирующему циклу; ЦПИПО – циклический поперечный изгиб плоского образца; ИВЦО – изгиб вращающегося цилиндрического образца.

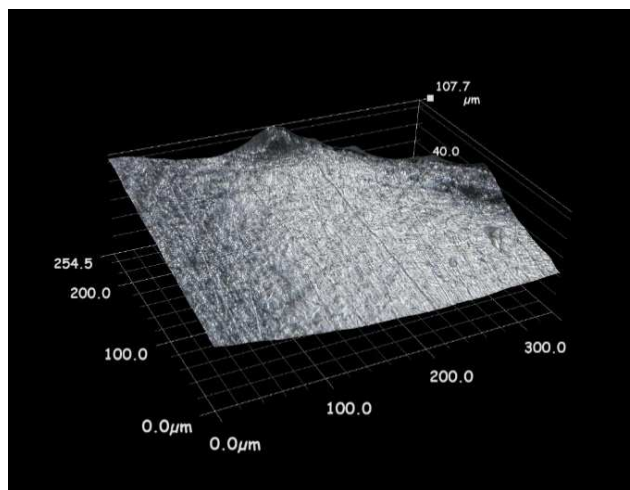


Рис. 3.20. Дисторсия поверхности цилиндрического образца диаметром 5 мм при консольном изгибе с вращением  $\sigma = 1010$  МПа,  $N = 1,3 \cdot 10^4$  циклов,  $\omega = 50$  Гц.

Для выявления масштаба циклического упрочнения по поперечному сечению образца был изготовлен шлиф в зоне разрушения. На рис. 3.21, *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.

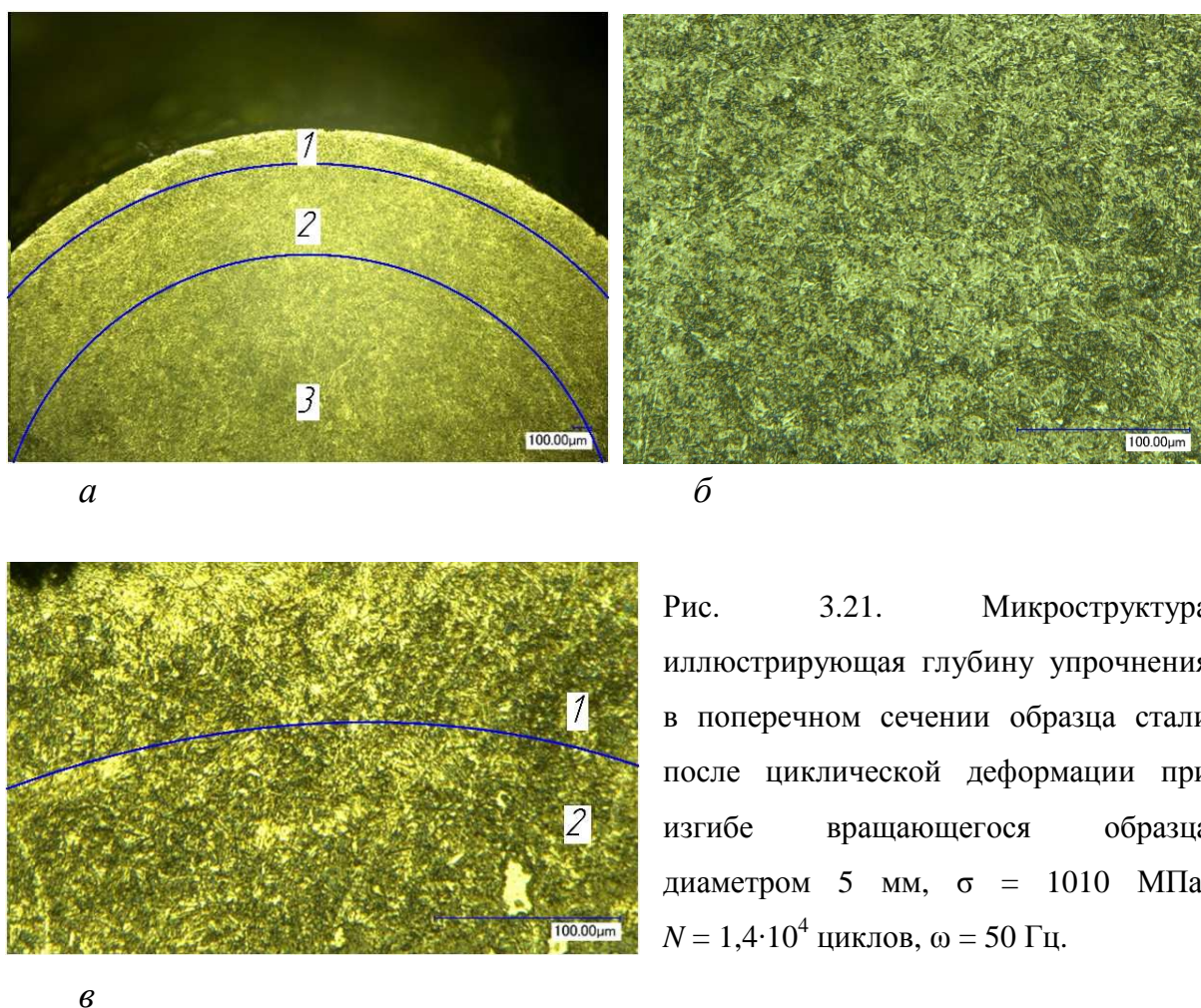


Рис. 3.21. Микроструктура иллюстрирующая глубину упрочнения в поперечном сечении образца стали после циклической деформации при изгибе вращающегося образца диаметром 5 мм,  $\sigma = 1010$  МПа,  $N = 1,4 \cdot 10^4$  циклов,  $\omega = 50$  Гц.

Область упрочнения исследуемого материала, занимающая значительную часть поперечной площади образца, показана на рис. 3.21, *а* под номером 1. Для этой зоны характерна в основном мартенситная структура рис. 3.21, *в* – область №1. Под номером два на рисунке 3.21, *а* 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 рисунке 3.21, *a* имеет троостито-сорбитную структуру.

На рисунке 3.22 графически отображены результаты измерений микротвердости. Видно, что её максимальное значение зафиксировано вблизи поверхности. Зона упрочнения, которая показана на рисунке 3.21, *a, в* – №1, составляет порядка 350-380 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 представлены на рисунке 3.21, *a, в* – №2, выражается расстоянием от 350-380 до 1380-1400 мкм на рисунке 3.22 и характеризуется изменением микротвёрдости на этом участке с максимумом до 4,51 ГПа.

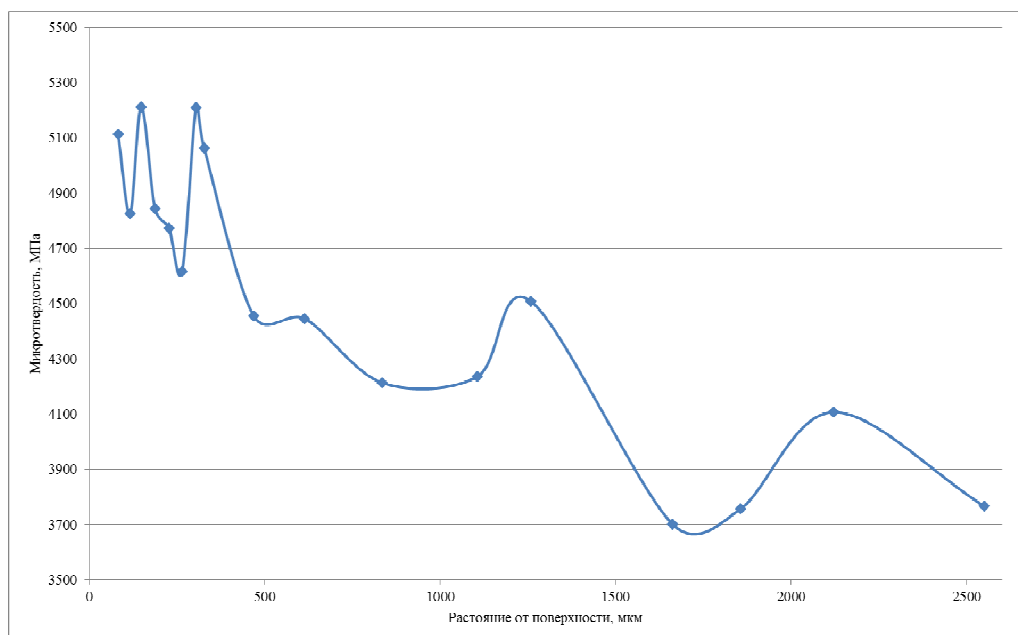


Рис. 3.22. Изменение микротвёрдости (измерения проведены при нагрузке 0,98 Н) как функции расстояния от края образца в стали 30ХГСН2А

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.

На рисунке 3.23 представлена микроструктура общего вида магистральной усталостной трещины стали после циклического плоского изгиба образца.

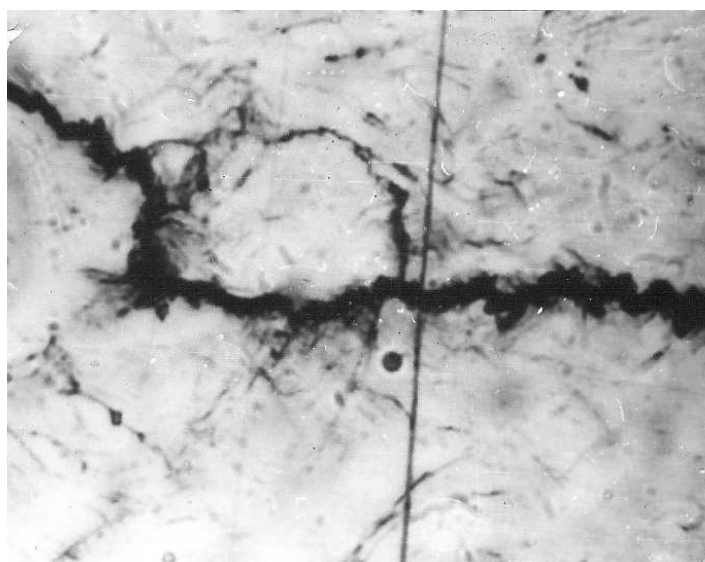


Рис. 3.23. Микроструктура общего вида магистральной усталостной трещины иллюстрирующая волнообразный характер продвижения закаленной стали после циклического плоского изгиба образца сечением 3x3 при температуре 20 °С; ( $\times$  400);  $\omega = 3,33$  Гц;  $\sigma = 930$  МПа;  $N = 1500$  циклов.

Стадия зарождения магистральной усталостной трещины характеризуется наличием большого количества локальных пластически деформированных объемов (рис. 3.24), что подтверждается масштабом области упрочнения (рис. 3.21), являющихся источниками возникновения микроскопических трещин, в данном случае одна из которых переросла в магистральную трещину. Раскрытие магистральной трещины происходило волнообразно (рис. 3.23) с периодическим изменением знака поворота. Возможно, что изменение направления роста усталостной трещины связано с выбором наиболее оптимальных кристаллических систем



скольжения (поворот с инвариантной решеткой с учетом трансляционных и ротационных мод пластичности [194]), которые изменяют свои направления в процессе циклической деформации и фазового перестроения.

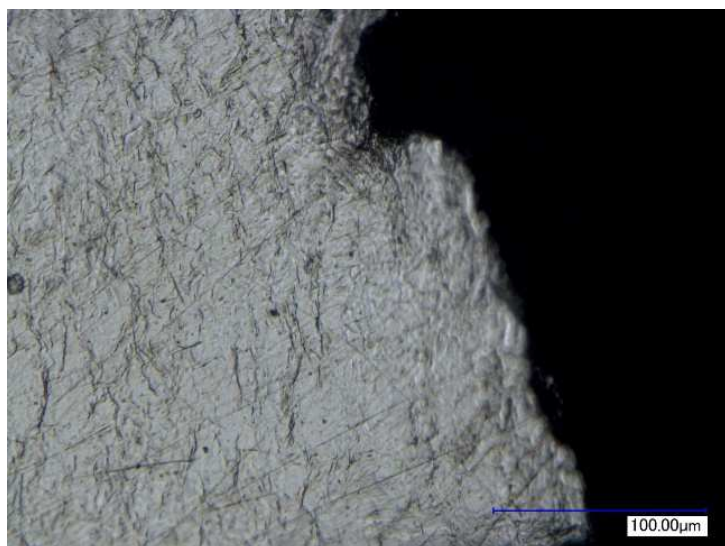


Рис.3.24. Зона локальной пластической деформации в циклически упрочненном слое вблизи излома цилиндрического образца.

Структура стали, продемонстрированная на рисунке 3.24 сфотографированная в непосредственном контакте с местом разрушения показывает, что даже в сильноупрочненном состоянии материал не теряет пластичных свойств. Видно, что в зоне предразрушения наблюдается довольно сильно развитая зона локальной пластической деформации, причем она имеет четкую направленность относительно поверхности разрушения, что можно охарактеризовать как процесс разворота зерен в процессе деформационного упрочнения с целью наилучшей ориентировки наиболее плотноупакованных плоскостей скольжения, по которым, как известно, наиболее легко происходит поперечное скольжение. Такое предположение мы делаем вследствие того, что вплоть до разрушения микротвердость, измеренная на поперечном шлифе, изготовленном на поверхности раздела образца, возрастает. Следовательно, должны возникнуть сколы, характерные для хрупкого разрушения, но они не наблюдаются. Об этом же говорит характер продвижения магистральной

трещины, имеющий сильновыраженный зигзагообразный волновой характер.

На рисунке 3.25, *а* представлена 3D-структура поверхности излома образца стали после циклической деформации при консольном изгибе вращающегося образца диаметром 5 мм, выявленная с помощью сканирующей оптической микроскопии.

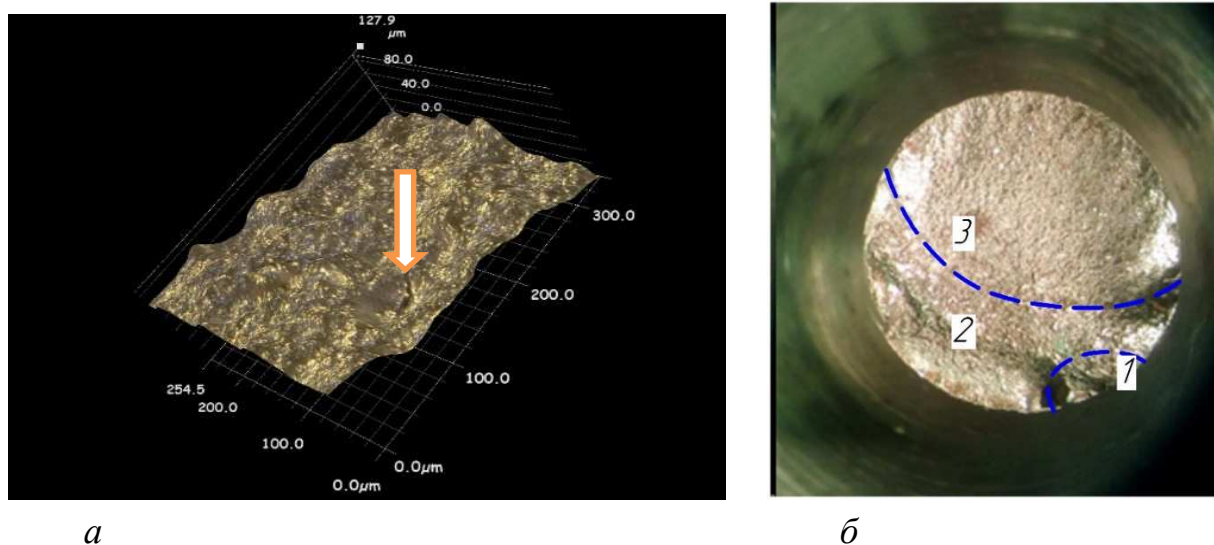


Рис. 3.25: *а* – 3D-структура, *б* – фрактограмма поверхности излома образца стали после циклической деформации при изгибе вращающегося образца диаметром 5 мм,  $\sigma = 1010$  МПа,  $N = 1,4 \cdot 10^4$  циклов,  $\omega = 50$  Гц

На фрактографической макрокартине поверхности излома (рис 3.25, *б*) были выявлены типичные три зоны: зоны зарождения (показана на рисунке 3.25, *б* под номером 1) и усталостного распространения трещины (рис. 3.25, *б* – №2) и зоны статического долома (рис. 3.25, *б* – №3). Однако на стадии ускоренного распространения трещины (рис. 3.23) наблюдается скачкообразное развитие трещины с чередованием областей вязкого ямочного разрушения и усталостного бороздчатого рельефа. Фрактографические исследования показали смешанную картину разрушения: на фоне ямочного разрушения виден бороздчатый рельеф (рис 3.25, *а*). Кроме того, видна вторичная микротрещина, имеющая клиновую форму (показана стрелкой на рис 3.25, *а*).

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.

Испытание титановых сплавов ОТ-4 и ОТ-4-1 показало, что с увеличением частоты циклов нагружения показатель сопротивления усталости ( $\text{tg } \alpha_w$ ) ухудшается (рис. 3.26, 3.27), т.е. он количественно увеличивается. Фактически мы наблюдаем противоположную картину в сравнении с материалами, которые описаны ранее [173-174].

Таким образом исследования показали, что все испытанные материалы можно разделить на две группы: в одном случае с ростом частоты циклов нагружения ( $\omega$ ) показатель сопротивления усталости улучшается, в другом наоборот – ухудшается, и титановые сплавы ОТ-4 и ОТ-4-1 не являются исключением, они попадают во вторую группу материалов [173].

#### **3.4. Связь частоты циклов нагружения с повреждаемостью поверхности**

Как уже упоминалось, поверхностный слой деформируется раньше массива твердого тела [102]. Чем легче деформируется поверхностный слой, тем сильнее повреждается поверхность материала, т.е. тем больше повреждаемость  $\Phi$ . Повреждаемость активного слоя и собственно поверхности описывается выражением вида [102, 173, 176]:



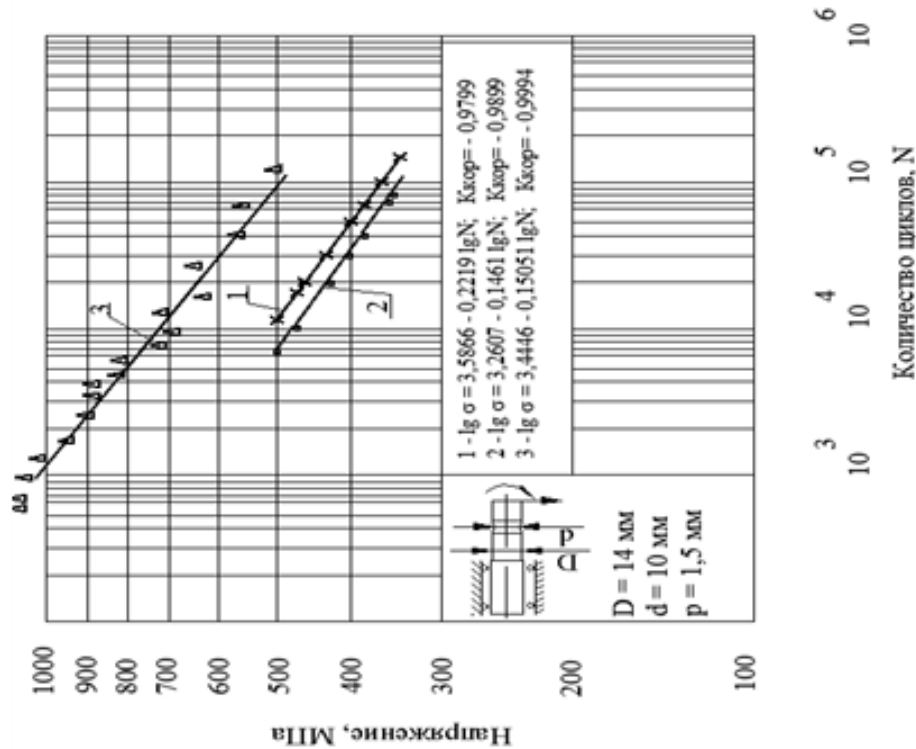


Рис. 3.27. Кривые усталости образцов из титанового сплава ОТ-4-1 (1,2) и стали 30ХГСН2А (3). 1,2 - Деформация вращения изогнутого образца. Категория прочности  $\sigma_B = 722 \text{ МПа}$ . Частота циклов нагружения 37 (1); 1 (2) и 3,33 (3) Гц. 3 - плоский изгиб образцов сечением 3x3

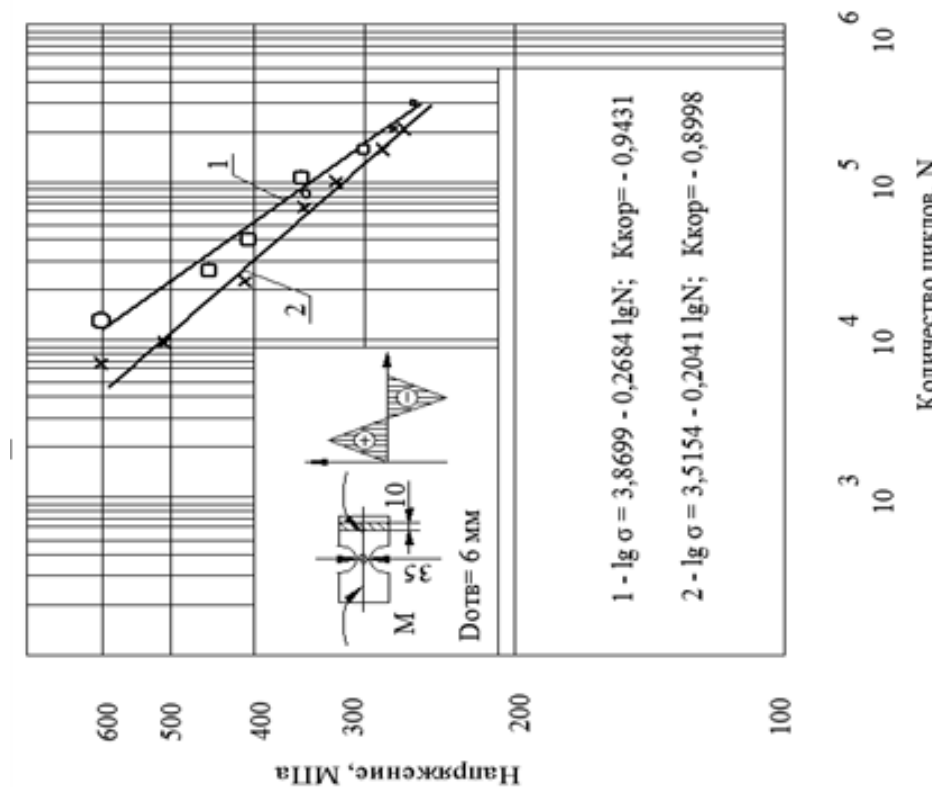


Рис. 3.26. Кривые усталости образцов из титанового сплава ОТ-4. Деформация циклического симметричного изгиба. Категория прочности  $\sigma_B = 792 \text{ МПа}$ . Частота циклов нагружения 25 (1) и 4,7 (2) Гц

$$U_{n.c.} = \frac{\tau \cdot B_{\delta.y.} - U_n \cdot K_j}{K_j} \left[ \frac{\tau \cdot B_{\delta.y.}}{\tau \cdot B_{\delta.y.} - U_n \cdot K_j} - e^{-K_{Ay} \cdot K_j \cdot j} \right], \quad (3.1)$$

где  $\tau$  – напряжение действующее на петлю дислокации;

$B_{\delta.y.}$  – площадь дефекта упаковки;

$U_n$  – энергетический порог повреждаемости собственно поверхности;

$K_j = \left( \frac{1}{mm} \right)$  – 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.

За характеристику материала можно принять энергию дефекта упаковки ( $\gamma$ ). Энергия дефекта упаковки  $\gamma$  определяет сопротивление среды прохождению физического процесса пластической деформации. Торможение дислокаций у препятствий в плоскостях скольжения осуществляется тем эффективнее, чем ниже энергия  $\gamma$ . Следовательно, чем выше энергия  $\gamma$ , тем более превалируют эффекты разупрочнения над упрочнением и тем меньше сопротивление среды прохождению физического процесса пластической деформации путем скольжения расщепленных дислокаций.

И, наоборот, чем ниже  $\gamma$ , тем больше материал способен к деформационному упрочнению, сопротивление среды прохождению физического процесса пластической деформации выше. Параметр, определяющий сопротивление среды прохождению физического процесса пластической деформации, параметр упрочнения материала при скольжении расщепленных дислокаций обозначен как  $K_{Ay}$ . Стало быть,

$$K_{Ay\gamma_1} > K_{Ay\gamma_2} \text{ при } \gamma_1 < \gamma_2.$$

Аустенитная сталь 12Х18Н12Т имеет низкую  $\gamma$ , и ее поверхность повреждается слабо (рис. 3.7). Кадмий, никель, титан ВТ-1-00 имеют высокую  $\gamma$ . Поверхность этих материалов повреждается сильно (рис. 3.4, 3.6, 3.8, 3.28-3.30).



Рис. 3.28. Микроструктура кадмия после испытаний на усталость при 20 °С; ( $\times 10\ 000$ );  $\sigma = 36$  МПа;  $N = 2,6 \cdot 10^3$  циклов;  $\omega = 0,033$  Гц. Деформация изгиба вращающегося образца

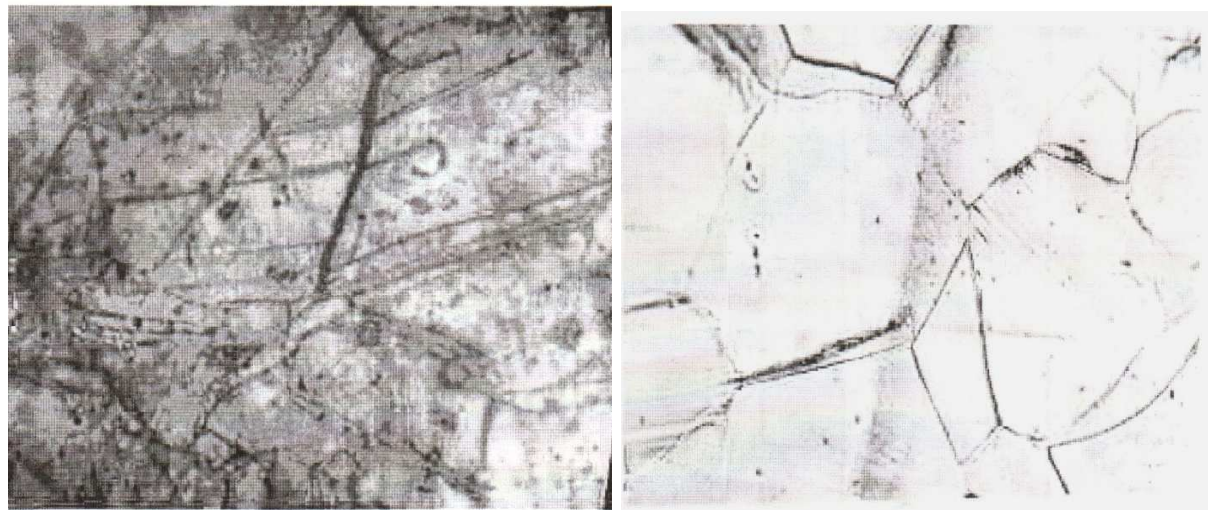


Рис. 3.29. Микроструктура никеля после испытаний на усталость при 20°С; ( $\times 340$ );  $\sigma = 217$  МПа;  $N = 10^3$  циклов;  $\omega = 46,7$  Гц. Деформация изгиба вращающегося образца



Рис. 3.30. 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

Цинк имеет тоже высокую  $\gamma$ , но из-за особенностей атомной упаковки в нем пластическая деформация идет двойникованием (рис. 3.31, *a*), но в более чистом металле наблюдаются полосы скольжения (рис. 3.31, *б*).



*a*

*б*

Рис. 3.31. Микроструктура цинка после испытаний на усталость при 20 °С; (x450 (*a*) и 300 (*б*));  $\sigma = 48$  (*a*) и 33 (*б*) МПа;  $N = 8 \cdot 10^5$  (*a*) и  $2,7 \cdot 10^4$  (*б*) циклов;  $\omega = 46,7$  Гц (*a* и *б*). Деформация изгиба вращающегося образца

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. 3.13, 3.32). Медь по величине  $\gamma$  занимает как бы промежуточное значение, и повреждаемость поверхности у нее соответствующая (рис. 3.5, 3.33).

С увеличением частоты циклов  $\omega$  увеличивается скорость деформации, а при увеличении скорости деформации сопротивление деформации возрастает. Это означает, что сопротивление среды (материала)  $j$ -го слоя прохождению физических процессов пластической деформации возрастает. В связи с этим увеличивается параметр  $K_{Ay}$  и возрастает энергетический порог повреждаемости слоя с аномальными свойствами  $U_{п.с.}$  (формула 3.1).



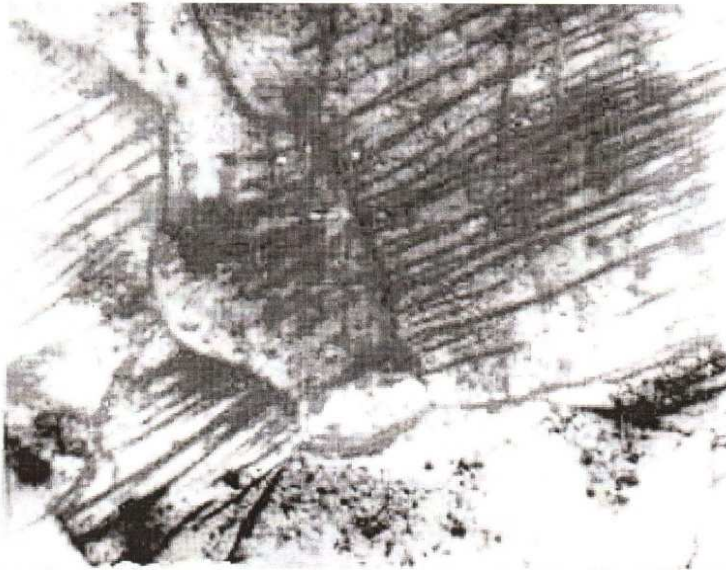


Рис. 3.32. Микроструктура железа после испытаний на усталость при 20°C; (x500);  $\sigma = 100$  МПа;  $N = 1,3 \cdot 10^3$  циклов;  $\omega = 46,6$  Гц. Деформация изгиба вращающегося образца

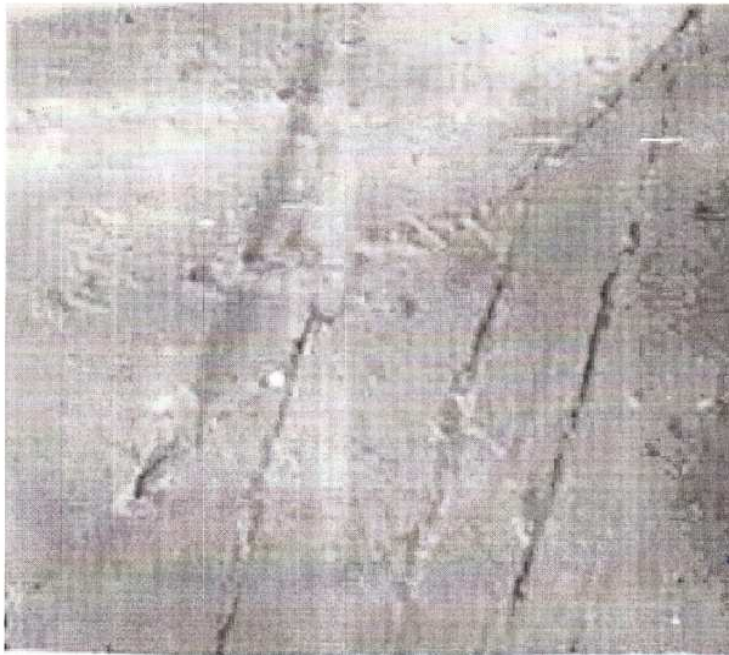


Рис. 3.33. Микроструктура меди после испытаний на усталость при 20 °С; (x9700);  $\sigma = 225$  МПа;  $N = 7 \cdot 10^3$  циклов;  $\omega = 46,6$  Гц. Деформация изгиба вращающегося образца

Увеличение  $U_{п.с.}$  снижает вероятность повреждений материала  $j$ -го слоя. В связи с этим можно проанализировать повреждаемость  $\Phi$  (формула 1.1), основу которой составляют три отношения:

$$\frac{n_{3_2}}{n_{3_1}}, \frac{n_{3_4}}{n_{3_3}} \text{ и } \frac{n_{II_2}}{n_{II_1}}.$$

Число зерен на микроструктуре  $n_{3_1}$  не зависит от  $\omega$ , количество поврежденных зерен  $n_{3_2}$ , наоборот, будет зависеть от частоты циклов в связи с изменением скорости деформации и, как следствие, в связи с изменением способности материала сопротивляться прохождению физических процессов пластической деформации. Чем меньше  $\omega$ , тем меньше скорость деформации и тем меньше сопротивление среды прохождению процессов разупрочнения (меньше параметр  $K_{Ay}$ ), то есть разупрочнение происходит легче, чем упрочнение. Вероятность повреждаемости увеличивается, а, значит, увеличивается  $n_{3_2}$ . При этом возрастает и число зерен, поврежденных по всей площади микроструктуры  $n_{3_3}$ , однако при прочих равных условиях процессы разупрочнения оказывают более сильное влияние на  $n_{3_4}$  – число зерен, поврежденных широкими полосами скольжения.

Таким образом, отношения  $\frac{n_{3_2}}{n_{3_1}}$  и  $\frac{n_{3_4}}{n_{3_3}}$  возрастают, повреждаемость  $\Phi$  увеличивается.

Общее количество полос скольжения в поврежденных зернах  $n_{П_1}$  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  $n_{П_2}$  – количество широких, извилистых и прерывистых полос скольжения. Отношение  $\frac{n_{П_2}}{n_{П_1}}$  тоже увеличится, повреждаемость  $\Phi$  возрастет.

Однако при исследовании вопроса о влиянии частоты циклов на повреждаемость  $\Phi$  следует учитывать еще ряд обстоятельств. На «чистое» влияние  $\omega$ , которое мы рассмотрели только что, накладывается 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 [167]. Этот эффект будет заключаться в том, что вместо ожидаемого опережающего уменьшения чисел  $n_{3_2}$ ,  $n_{3_4}$  и  $n_{II_2}$ , 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  $n_{3_1}$ ,  $n_{3_2}$ ,  $n_{3_3}$ ,  $n_{3_4}$ ,  $n_{II_1}$ ,  $n_{II_2}$  и подсчетом  $\Phi$ .

Приведем пример расчета повреждаемости поверхности ( $\Phi$ ). В качестве примера возьмем микроструктуру титана ВТ-1-00, представленную на рис. 3.6, б. Воспользуемся формулой (1.1). Проведем расчет параметров микроструктуры титана ВТ-1-00. Они будут следующими:

Количество зерен на микроструктуре  $n_{3_1} = 7$ , количество поврежденных зерен  $n_{3_2} = 5$ , разница между неповрежденными зернами и зернами, поврежденными по всей площади  $n_{3_3} = 2$ , количество зерен, поврежденных широкими полосами скольжения  $n_{3_4} = 4$ , общее количество полос в поврежденных зернах  $n_{II_1} = 46$ , количество широких (не менее 6 мкм) извилистых и прерывистых полос скольжения  $n_{II_2} = 18$ , фактическая площадь микроструктуры  $F_m = 0,0685 \text{ мм}^2$ , площадь рабочей поверхности в очаге деформации длиной 2  $F_{раб} = 31,4 \text{ мм}^2$ .

Тогда в результате вычисления получим:

$$\Phi = \frac{5 \cdot 4 \cdot 3 \cdot 5 \cdot 0,0685}{7 \cdot 2 \cdot 46 \cdot 31,4} = 0,024.$$

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 [102] 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.

В логарифмических координатах функция  $\text{tg } \alpha_w = f(\Phi_w)$  практически представляет собой прямую линию, что дает выявить параметр  $\lambda_w$ , который фигурирует в прогнозе кривых усталостей натуральных деталей.

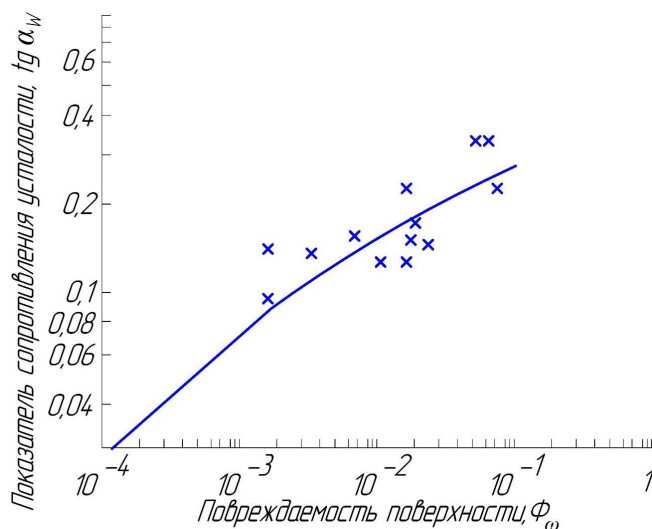


Рис. 3.34. Связь показателя сопротивления усталости  $\text{tg } \alpha_w$  с повреждаемостью поверхности при изменении частоты циклов ( $\Phi_w$ )



## ГЛАВА 4. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ЗАВИСИМОСТИ ПАРАМЕТРОВ СОПРОТИВЛЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ ОТ ИССЛЕДУЕМЫХ ФАКТОРОВ

### 4.1. Анализ зависимостей параметров сопротивления усталости от частоты циклов нагружения

В данном разделе приводятся численные и графические зависимости параметров сопротивления усталости и алгоритм их ускоренного прогноза.

Анализируя экспериментальные данные, представленные в настоящем разделе, получаем численные значения различных параметров, связанных с изменением частоты циклов нагружения. Эти данные представлены в табл. 4.1.

Таблица 4.1

#### Параметры сопротивления усталости в связи с изменением частоты циклического нагружения и пределом прочности материала

Материал	Частота циклов, $\omega$ , Гц	Показатель сопротивления усталости $\text{tg } \alpha_w$	Напряжение, соответствующее долговечности $N=10^6$ циклов, МПа	Предел прочности, $\sigma_b$ , МПа	Отношение $\chi = \frac{\sigma_{N=10^6}}{\sigma_s}$
Первая группа материалов					
Сталь 40Х	2,0	0,2655	115*	920	0,28
Сталь 40Х	2,7	0,3293	105	920	0,117
Медь	46,7	0,1021	195	430	0,500
Медь	100,0	0,1161	105	430	0,266
Лантан	46,7	0,1573	63	-	-
Лантан	100,0	0,2123	42	-	-
Лантан	233,3	0,3393	22	-	-
Цинк	46,7	0,2243	29	170	0,170
Цинк	100,0	0,2244	31	170	0,180
Цинк	233,3	0,6294	10	170	0,160
Итрий	46,7	0,1049	45	-	-
Итрий	100,0	0,2229	45	-	-

Продолжение таблицы 4.1

Сталь 40	2,0	0,0877	$\frac{500^*}{540}$	780	$\frac{0,640}{0,700}$
Сталь 40	2,7	0,1311	$\frac{415^*}{480}$	780	$\frac{0,530}{0,610}$
Сталь 40	46,7	0,1600	250	780	0,320
Сталь 45	46,7	0,1444	270	900	0,300
Сталь 45	100,0	0,1447	$\frac{170^*}{230}$	900	$\frac{0,190}{0,250}$
Сталь 45	233,3	0,1853	106	900	0,118
ОТ-4	25,0	0,2684	280	792	0,350
ОТ-4	4,7	0,2041	295	792	0,370
ОТ-4-1	37,0	0,2219	240	722	0,230
ОТ-4-1	1,0	0,1461	240	722	0,230
Вторая группа материалов					
Сплав ВНС-2	0,2	0,3521	115	1400	0,082
Сплав ВНС-2	25,0	0,2430	230	1400	0,164
Сплав ВНС-2	46,7	0,1358	$\frac{400^*}{435}$	1400	$\frac{0,286}{0,310}$
Сталь 30ХГСН2А	0,17	0,3010	275	1800	0,153
Сталь 30ХГСН2А	0,17	0,3010	235	1280	0,180
Сталь 30ХГСН2А	40,0	0,2552	265	1800	0,147
Сталь 30ХГСН2А	40,0	0,2466	200	1280	0,156
Сталь 30ХГСН2А	50,0	0,08723	635	1500	0,420
Висмут	0,033	0,3111	2	-	-
Висмут	1,0	0,1621	7,3	-	-
Висмут	46,7	0,1400	10	-	-
Кадмий	0,033	0,3214		150	-
Кадмий	1,0	0,2303	20	150	0,133
Кадмий	46,7	0,1274	30	150	0,200
Титан ВТ-1-00	46,7	0,2436	$\frac{130^*}{170}$	-	-
Титан ВТ-1-00	100,0	0,1298	180	-	-

Продолжение таблицы 4.1

Титан BT-1-00	233,3	0,1298	180	-	-
Сталь 12X18H12T	46,7	0,1118	270	900	0,300
Сталь 12X18H12T	100,0	0,1085	235	900	0,260
Сталь 12X18H12T	233,3	0,1192	190	900	0,210
Никель	46,7	0,2179	104	-	-
Никель	100,0	0,1260	240	-	-
Никель	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 (см., например, рис. 3.1, кроме кривой 5). Есть такие случаи, когда излом кривой усталости соответствует долговечности  $N < 10^6$  циклов, например, кривая 1 на рис. 3.3, но в этом случае мы показываем два числа (пункт 37 в табл. 4.1).

С учетом данных таблицы 4.1 получаем повреждаемость поверхности (таблица 4.2).

Таблица 4.2

**Наклоны кривых усталости ( $tg\alpha_w$ ) и соответствующая им повреждаемость ( $\Phi$ ) при изменении частоты циклического нагружения**

Материал	$tg\alpha_w$	$\Phi$
Кадмий	0,3214	0,06925
Кадмий	0,2303	0,0855
Кадмий	0,1274	0,00212
Кадмий	0,3214	0,03645
Кадмий	0,1274	0,00152
Кадмий	0,3214	0,0567
Медь	0,1021	0,0632
Медь	0,1161	0,01229

Продолжение таблицы 4.2

Титан BT-1-00	0,1298	0,00240
Титан BT-1-00	0,1298	0,0242
Титан BT-1-00	0,2436	0,0272
Сталь 12Х18Н12Т	0,1181	0,002074
Сталь 12Х18Н12Т	0,1085	0,00736
Сталь 12Х18Н12Т	0,1192	0,0078
Никель	0,2179	0,0704
Никель	0,126	0,01794
Никель	0,1386	0,02668
Сталь 45	0,1444	0,00725
Сталь 45	0,1473	0,0100
Сталь 45	0,1853	0,0213
Висмут	0,3111	0,09591
Висмут	0,1621	0,0070
Висмут	0,1400	0,006485
Сталь 40	0,0877	0,00187
Цинк	0,2243	0,0190
Сталь 30ХГСН2А	0,08723	0,00185
Сталь Х15Н5Д2Т (ВНС-2)	0,1358	0,00885
Висмут	0,3111	0,0851
Висмут	0,1400	0,0200

В ряде случаев частота циклов нагружения ( $\omega$ ) оказывает существенное влияние на показатели сопротивления усталости [175-176]. Установлено, что увеличение частоты циклов нагружения и в дополнение к этому смягчение схемы напряженного состояния (деформация вращения изогнутого образца) приводит к заметному уменьшению параметра  $\text{tg} \alpha_w$ , то есть к улучшению сопротивления усталости. Улучшение параметра сопротивления усталости связано с повышением упрочняемости материала поверхностных слоев образцов (деталей), что снижает усталостную повреждаемость собственно поверхности.

Экспериментальные данные обрабатывались таким образом, что при  $\omega = \text{const}$  определялись средние значения  $\text{tg} \alpha_w$ , затем строились зависимости  $\text{tg} \alpha_w = f(\omega)$ . Обработка на компьютере показала, что данные

по первой группе укладываются напрямую (рис. 4.1), а по второй - описываются некоторой кривой (рис. 4.2). Получены математические зависимости вида:

$$\operatorname{tg} \alpha_w = 0,0356 \ln \omega + 0,065 \text{ по первой группе материалов} \quad (4.1)$$

$$\operatorname{tg} \alpha_w = 0,262 \omega^{-0,1301} \text{ по второй группе материалов} \quad (4.2)$$

Все испытанные материалы можно разделить на две группы, из которых первая показала увеличение параметра  $\operatorname{tg} \alpha_w$  с ростом частоты циклов нагружения ( $\omega$ ), а вторая наоборот – уменьшение  $\operatorname{tg} \alpha_w$  с увеличением величины  $\omega$ . Таким образом, в первом случае мы наблюдаем ухудшение сопротивления усталости с увеличением параметра  $\omega$ , а во втором случае - его улучшение. Однако надо иметь в виду, что параметр  $\operatorname{tg} \alpha_w$  напрямую связан с повреждаемостью поверхности ( $\Phi$ ), и в обеих группах чистых металлов и сплавов рост показателя ( $\Phi$ ) приводит к увеличению  $\operatorname{tg} \alpha_w$  (рис. 3.28) [171-173, 176, 191].

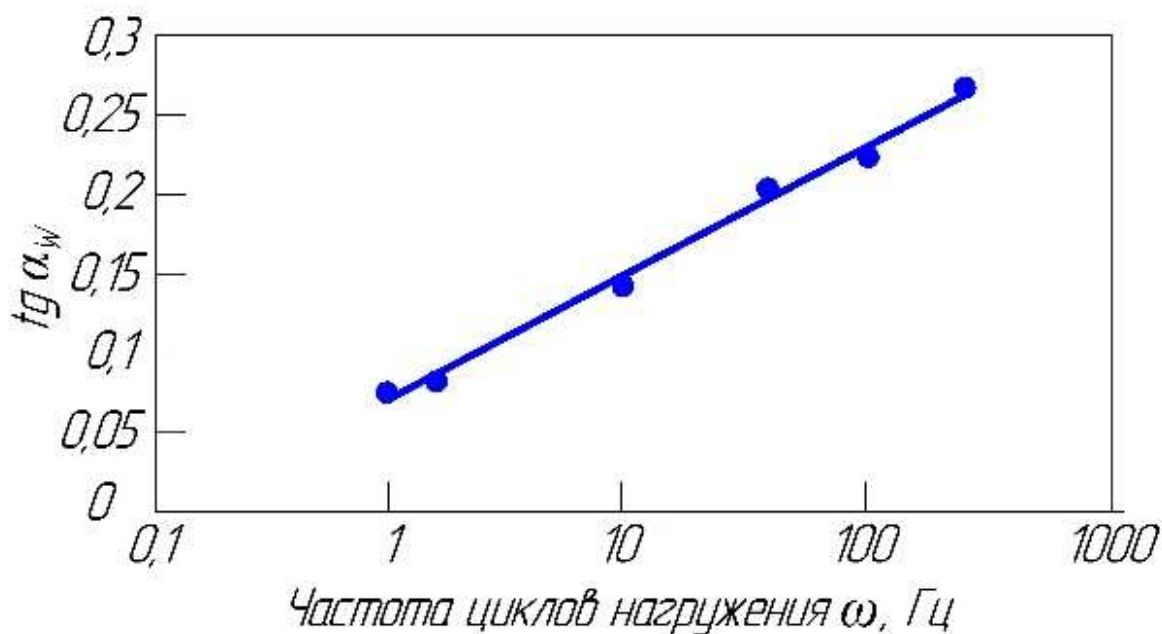


Рис. 4.1. Зависимость показателя сопротивления усталости  $\operatorname{tg} \alpha_w$  от частоты циклов нагружения ( $\omega$ ) первой группы материалов

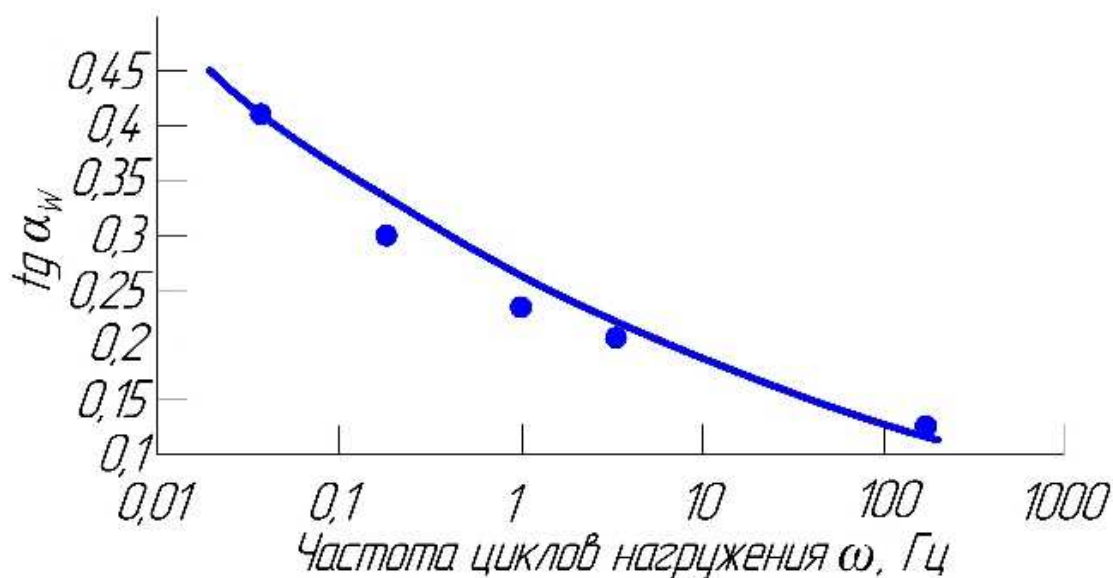


Рис. 4.2. Зависимость показателя сопротивления усталости  $\text{tg } \alpha_w$  от частоты циклов нагружения ( $\omega$ ) второй группы материалов

#### 4.2. Ускоренный прогноз параметров сопротивления усталости

Как уже упоминалось, на детали натурального оборудования, работающего при циклических нагрузках, действуют разные факторы, одним из которых является частота циклов ( $\omega$ ). 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 свете изложенного является перспективным накопление статистических данных по повреждаемости поверхности ( $\Phi$ ) в виде широких полос скольжения и количественная оценка  $\Phi$ , а также 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. 4.1 и 4.2, 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. 4.1 и 4.2 определяем показатель сопротивления усталости  $\text{tg } a_w$ . В результате получаем два значения параметра  $\text{tg } a_w$  для 1-ой и 2-ой группы материалов. Используя значения  $\text{tg } a_w$  с рис. 4.3, снимаем два значения параметра  $\chi = \frac{\sigma_{N=10^6}}{\sigma_e}$ . Данные на однократный разрыв образцов дают возможность знать предел прочности ( $\sigma_e$ ) и уточнить показатели  $\chi$  и  $\sigma_{N=10^6}$ . Используя данные рис. 4.4  $\text{tg } a_w$  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. 5.3).

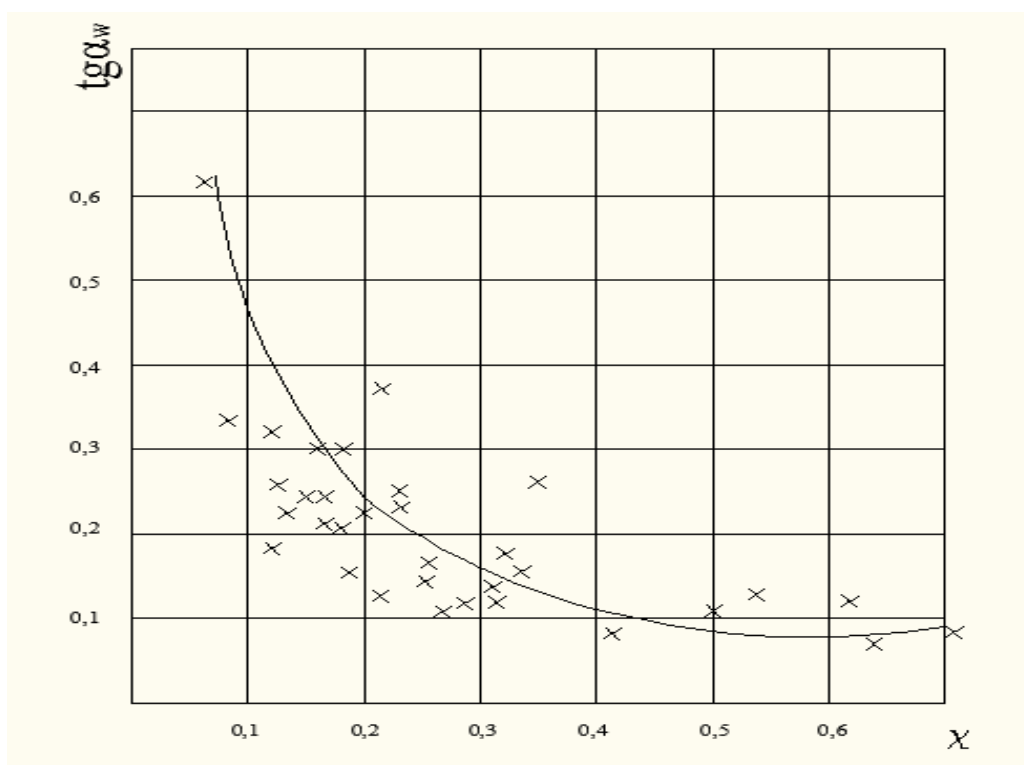


Рис. 4.3. Зависимость показателя сопротивления усталости ( $\text{tg } a_w$ ) от параметра  $\chi$

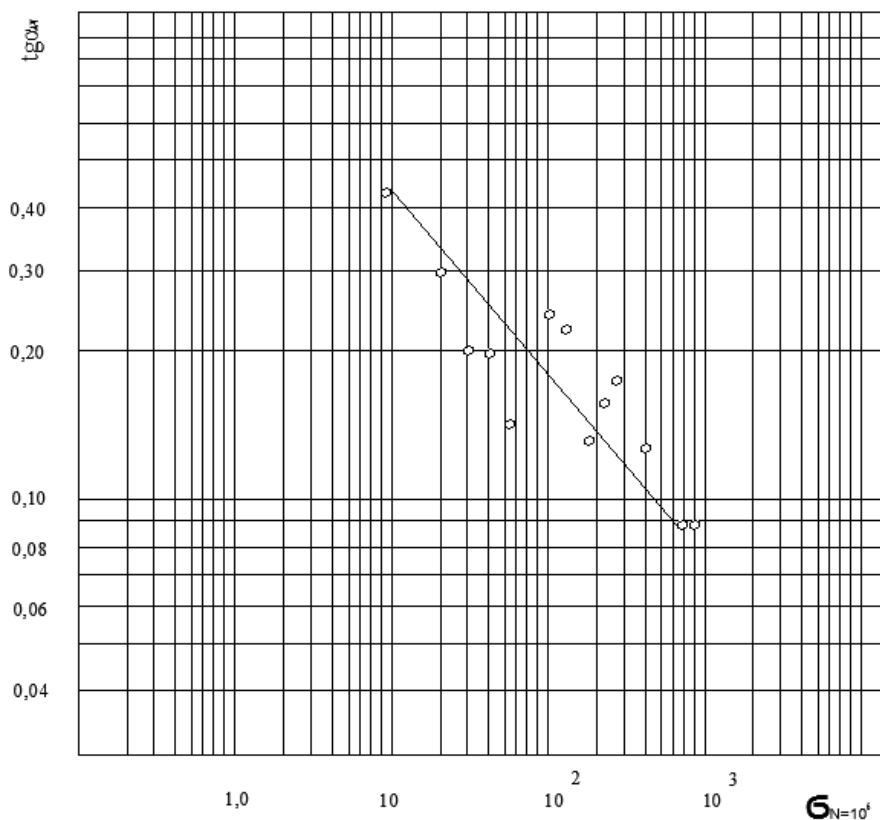


Рис. 4.4. Зависимость показателя сопротивления усталости ( $tg\alpha_w$ ) от напряжения, соответствующего долговечности  $N=10^6$  циклов

Можно найти точку излома прогнозируемой кривой усталости, воспользовавшись работой [110]. Таким образом, мы получаем экспресс-метод ускоренного построения кривой усталости образцов конструкционного материала, когда есть величина предела прочности ( $\sigma_s$ ). Таким образом можем спрогнозировать кривую усталости и тем самым в несколько раз сэкономить временные затраты и материальные. Особо ответственные детали испытывать с учетом этого прогноза.

Параметры  $tg a_w$ ,  $\chi$ ,  $\sigma_s$  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.



### 4.3. Аналитические зависимости параметров сопротивления усталости материалов от частоты циклов нагружения

Применим интерполяционные функции для получения экспериментальных зависимостей параметра сопротивления усталости материала от частоты циклов нагружения, то есть  $\operatorname{tg} \alpha_w = f(\omega)$ . Эти зависимости позволяют определять значение  $\operatorname{tg} \alpha_w$  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:

$$\operatorname{tg} \alpha_w = G_0 + G_1 (\omega - \omega_0) + G_2 (\omega - \omega_0) (\omega - \omega_1) \quad (4.3)$$

и далее развернуть его:

$$\operatorname{tg} \alpha_{w_{\omega_0}} = G_0;$$

$$\operatorname{tg} \alpha_{w_{\omega_2}} = G_0 + G_1 (\omega_2 + \omega_0) + G_2 (\omega_2 - \omega_0) (\omega_2 - \omega_1) \dots \quad (4.4)$$

$$\operatorname{tg} \alpha_{w_{\omega_1}} = G_0 + G_1 (\omega_1 + \omega_0); \quad G_1 = \frac{\operatorname{tg} \alpha_{w_{\omega_1}} - G_0}{\omega_1 - \omega_0}; \quad G_0 = \operatorname{tg} \alpha_{w_{\omega_0}};$$

$$G_0 = \frac{\operatorname{tg} \alpha_{w_{\omega_2}} - G_0 - G_1 (\omega_2 - \omega_0)}{(\omega_2 - \omega_0) (\omega_2 - \omega_1)}.$$

Рассмотрим сталь марки 40Х (рис. 3.1). Присвоим экспериментальным данным  $\omega_i$  и  $\operatorname{tg} \alpha_{w_i}$ , соответствующие им значения, имеем:

$$\omega_0 = 2; \quad \omega_1 = 2,7; \quad \omega_2 = 100 \text{ Гц};$$

$$\operatorname{tg} \alpha_{w_{\omega_0}} = 0,2655; \quad \operatorname{tg} \alpha_{w_{\omega_1}} = 0,3293; \quad \operatorname{tg} \alpha_{w_{\omega_2}} = 0,1337.$$

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 (4.1), получим:

$$\operatorname{tg} \alpha_w(\omega)|_{\text{Ст.40X}} = 6,889 \cdot 10^{-2} + 10,035 \cdot 10^{-2} \omega - 9,9699 \cdot 10^{-4} \omega^2 \quad (4.5)$$

Взяв экспериментальные данные по кадмию с рис. 3.1 и присвоив соответствующим значениям  $\omega_i$  и  $\operatorname{tg} \alpha_{w_i}$ , имеем:

$$\omega_0 = 0,033; \omega_1 = 1; \omega_2 = 46,7 \text{ Гц};$$

$$\operatorname{tg} \alpha_{w_{\omega_0}} = 0,3214; \operatorname{tg} \alpha_{w_{\omega_1}} = 0,2303; \operatorname{tg} \alpha_{w_{\omega_2}} = 0,1247.$$

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 (4.1), получаем выражение для кадмия:

$$\operatorname{tg} \alpha_w(\omega)|_{\text{Cd}} = 0,3246 - 9,6276 \cdot 10^{-2} \omega + 1,9724 \cdot 10^{-3} \omega^2. \quad (4.6)$$

Аналогично рассмотрим данные испытаний титана ВТ-1-00 (рис. 3.3)

$$\omega_0 = 46,7; \omega_1 = 100; \omega_2 = 233,3 \text{ Гц};$$

$$\operatorname{tg} \alpha_{w_{\omega_0}} = 0,2436; \operatorname{tg} \alpha_{w_{\omega_1}} = 0,1298; \operatorname{tg} \alpha_{w_{\omega_2}} = 0,1298.$$

$$G_0 = 0,2436; G_1 = -2,1225 \cdot 10^{-3}; G_2 = 1,1386 \cdot 10^{-5}.$$

В результате получим:

$$\operatorname{tg} \alpha_w(\omega)|_{\text{ВТ-1-00}} = 0,39579 - 3,7924 \cdot 10^{-3} \omega + 1,13864 \cdot 10^{-5} \omega^2. \quad (4.7)$$

По стали 12Х18Н12Т имеем (рис. 3.6):

$$\omega_0 = 46,7; \omega_1 = 100; \omega_2 = 233,3 \text{ Гц};$$

$$\operatorname{tg} \alpha_{w_{\omega_0}} = 0,1181; \operatorname{tg} \alpha_{w_{\omega_1}} = 0,1085; \operatorname{tg} \alpha_{w_{\omega_2}} = 0,1192.$$

$G_0 = 0,1181$ ;  $G_1 = -1,8 \cdot 10^{-4}$ ;  $G_2 = 1,394 \cdot 10^{-6}$  и получаем:

$$\operatorname{tg} \alpha_w(\omega)|_{\text{X18P12T}} = 0,1338 - 3,845 \cdot 10^{-4} \omega + 1,39 \cdot 10^{-6} \omega^2. \quad (4.8)$$

Экспериментальные данные по никелю (рис. 3.6) позволяют записать:

$\omega_0 = 46,7$ ;  $\omega_1 = 100$ ;  $\omega_2 = 233,3$  Гц;

$$\operatorname{tg} \alpha_{w_{\omega_0}} = 0,2179; \operatorname{tg} \alpha_{w_{\omega_1}} = 0,126; \operatorname{tg} \alpha_{w_{\omega_2}} = 0,1386.$$

$G_0 = 0,2179$ ;  $G_1 = -1,723 \cdot 10^{-3}$ ;  $G_2 = 9,735 \cdot 10^{-6}$  и получить:

$$\operatorname{tg} \alpha_w(\omega)|_{\text{Ni}} = 0,3234 - 3,146 \cdot 10^{-3} \omega + 9,735 \cdot 10^{-6} \omega^2. \quad (4.9)$$

Данные по лантану представлены на рис. 3.6, они позволяют записать:

$\omega_0 = 46,7$ ;  $\omega_1 = 100$ ;  $\omega_2 = 233,3$  Гц;

$$\operatorname{tg} \alpha_{w_{\omega_0}} = 0,1573; \operatorname{tg} \alpha_{w_{\omega_1}} = 0,2133; \operatorname{tg} \alpha_{w_{\omega_2}} = 0,3391.$$

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

$$\operatorname{tg} \alpha_w(\omega)|_{\text{La}} = 0,1112 + 9,681 \cdot 10^{-4} \omega + 4,22 \cdot 10^{-7} \omega^2. \quad (4.10)$$

По цинку (рис. 3.10) имеем следующие данные:

$\omega_0 = 46,7$ ;  $\omega_1 = 100$ ;  $\omega_2 = 233,3$  Гц;

$$\operatorname{tg} \alpha_{w_{\omega_0}} = 0,2243; \operatorname{tg} \alpha_{w_{\omega_1}} = 0,2244; \operatorname{tg} \alpha_{w_{\omega_2}} = 0,6294.$$

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:

$$\operatorname{tg} \alpha_w(\omega)|_{\text{Zn}} = 0,3001 - 21,9724 \cdot 10^{-6} \omega + 1,6263 \cdot 10^{-3} \omega^2. \quad (4.11)$$

По висмуту имеем (рис. 3.11):

$$\omega_0 = 0,033; \omega_1 = 1; \omega_2 = 46,7 \text{ Гц};$$

$$tg \alpha_{w_{\omega_0}} = 0,3111; \quad tg \alpha_{w_{\omega_1}} = 0,1621; \quad tg \alpha_{w_{\omega_2}} = 0,14.$$

$$G_0 = 0,3111; \quad G_1 = -0,1541; \quad G_2 = 3,29 \cdot 10^{-3}$$

$$tg \alpha_w(\omega)|_{Bi} = 0,3163 - 0,1577\omega + 0,0329\omega^2. \quad (4.12)$$

Аналогично по стали марки 40 имеем (рис. 3.12):

$$\omega_0=2; \omega_1=2,7; \omega_2=46,7 \text{ Гц};$$

$$tg \alpha_{w_{\omega_0}} = 0,0877; \quad tg \alpha_{w_{\omega_1}} = 0,1311; \quad tg \alpha_{w_{\omega_2}} = 0,16.$$

$$G_0 = 8,77 \cdot 10^{-2}; \quad G_1 = 6,51 \cdot 10^{-2}; \quad G_2 = -1,4427 \cdot 10^{-3}$$

$$tg \alpha_w(\omega)|_{Ст.40} = -5,0194 \cdot 10^{-2} + 7,183 \cdot 10^{-2}\omega + 1,4427 \cdot 10^{-3}\omega^2. \quad (4.13)$$

По стали марки 45 (рис. 3.12):

$$\omega_0 = 46,7; \omega_1 = 100; \omega_2 = 233,3 \text{ Гц};$$

$$tg \alpha_{w_{\omega_0}} = 0,1444; \quad tg \alpha_{w_{\omega_1}} = 0,1473; \quad tg \alpha_{w_{\omega_2}} = 0,1853.$$

$$G_0 = 0,1444; \quad G_1 = 5,62 \cdot 20^{-5}; \quad G_2 = 1,22 \cdot 10^{-6} \text{ и получить:}$$

$$tg \alpha_w(\omega)|_{Ст.45} = 0,1475 - 1,2227 \cdot 10^{-7}\omega + 1,22 \cdot 10^{-6}\omega^2. \quad (4.14)$$

Экспериментальные данные по галлию позволяют записать уравнения кривых усталости в виде:

$$\omega = 26,7; \omega = 46,6; \omega = 100 \text{ Гц};$$

$$\lg \sigma = 1,409 - 0,4049 \lg N \text{ при } K_{кор} = -0,736;$$

$$\lg \sigma = 1,09 - 0,2688 \lg N \text{ при } K_{кор} = -0,991; \quad (4.15)$$

$$\lg \sigma = 0,858 - 0,20347 \lg N \text{ при } K_{кор} = -0,697;$$

При  $\omega = 1; 26,7; 46,7$  и  $100$  Гц принимаем  $\omega_0 = 1; \omega_1 = 26,7; \omega_2 = 46,7; \omega_3 = 100$  Гц, а также  $tg \alpha_{\omega_i}$  из уравнений (4.13).

$$tg \alpha_{\omega_0} = 0,4049; \quad tg \alpha_{\omega_1} = 0,2688; \quad tg \alpha_{\omega_2} = 0,2016; \quad tg \alpha_{\omega_3} = 0,2347;$$

И записываем функцию  $tg \alpha_w(\omega)$  в общем виде:

$$tg \alpha_w(\omega)|_{Ga} = G_0 + G_1(\omega - \omega_0) + G_2(\omega - \omega_0)(\omega - \omega_1) + G_3(\omega - \omega_0)(\omega - \omega_1)(\omega - \omega_2), \quad (4.16)$$

После подстановки числовых значений имеем:

$$G_0 = 40,49; \quad G_1 = -5,3025 \cdot 10^{-3}; \quad G_2 = 4,14795 \cdot 10^{-5} \quad \text{и} \quad G_3 = 1,38449 \cdot 10^{-7}.$$

В результате получаем:

$$tg \alpha_w(\omega)|_{Ga} = 0,4111278 - 6,2677 \cdot 10^{-3} \omega + 3,118882 \cdot 10^{-5} \omega^2 + 1,38449 \cdot 10^{-7} \omega^3, \quad (4.15)$$

Сопоставляя между собой полученные зависимости  $tg \alpha_w = f(\omega)$ , можно отметить некоторую тенденцию к усилению функций при увеличении повреждаемости поверхности, например, у *Vi* (рис. 3.14), ВТ-1-00 (рис. 3.5) и *Cd* (рис. 3.22).

## Глава 5. ПРОГНОЗ ПРОЧНОСТИ И ДОЛГОВЕЧНОСТИ ДЕТАЛЕЙ МАШИН И КОНСТРУКЦИЙ

Эффективное проектирование и обеспечение безопасной эксплуатации различных технических объектов требует точного знания величины показателей сопротивления усталости материалов для назначения допустимых эксплуатационных нагрузок и объективной оценки остаточного ресурса. В то же время высокая чувствительность показателей сопротивления усталости к действующим факторам, к их величине и конкретной совокупности делает задачу прогнозирования поведения материала при циклическом нагружении значительно более сложной, чем, например, в случае действия постоянной нагрузки. Экспериментальное определение величины показателей сопротивления усталости в каждом конкретном случае дорого в силу многообразия рассматриваемых ситуаций и длительности выполнения экспериментальных работ, необходимых для построения кривой усталости (построение одной кривой усталости в многоцикловой области требует разрушения в исследуемых условиях 20-30 образцов, на что уходит до недели непрерывной работы экспериментальной установки). Математическое моделирование данного явления осложняется отсутствием необходимых эмпирических данных для “наполнения” аналитических зависимостей и отсутствием адекватной процедуры учета межфакторных взаимодействий, усиливающих или, наоборот, ослабляющих индивидуальный вклад того или иного фактора в итоговое значение показателей сопротивления усталости. Методы, основанные на статистической теории подобия усталостного разрушения (Серенсен С.В., Шнейдерович Р.М., Махутов Н.А., Когаев В.П.), получили апробирование во многих лабораториях СССР и ГДР. Приближенный метод Зибеля и Штилера основан на использовании коэффициентов чувствительности металла к концентрации напряжений. Получены формулы для коэффициента влияния абсолютных размеров Хенелем,

Виртгеном и Шустером путем аппроксимации эмпирических графиков. Теоретические коэффициенты концентрации напряжений предлагалось определять по номограммам и формулам Нейбера, по графикам, приведенным в работе Петерсона. Все перечисленные методы учитывают кинетику односторонне накопленных и циклических деформаций в процессе нагружения в максимально напряженных зонах конструкции, а также деформационную способность материала при статическом и малоцикловом нагружениях. Расчетные характеристики для оценки долговечности определяют на учете местных циклических деформаций. Расчет выполняют с привлечением деформационно-кинетических критериев малоциклового прочностного состояния, трактуемых достижение предельного состояния в виде критических величин квазистатических и усталостных повреждений и их сумм в линейной форме. Расчет ведут в деформациях. Это приводит к существенным погрешностям. К настоящему времени накоплен определенный материал по исследованию масштабного эффекта, частоты и асимметрии циклов нагружения (Давиденков Н.Н., Трощенко В.П., Одинг И.А., Шетулов Д.И. Иванова В.С., Ботвина Л.Р., Терентьев В.Ф. и др.). 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. В связи с тем, что подход к решению проблемы в целом с позиций механики не дает полных положительных результатов, очевидна необходимость исследований физических явлений процессов усталости при изменении влияния абсолютных размеров образцов (деталей), частоты и асимметрии циклического нагружения с позиций повреждаемости поверхности конструкционных материалов.

## 5.1. Метод прогноза кривых усталости деталей по повреждаемости поверхности материалов

Применим метод прогнозирования параметров по повреждаемости поверхности материалов, разработанный Д. И. Шетуловым. В этом случае используется дифференциальное уравнение вида:

$$K_0 \frac{d^n \operatorname{tg} \alpha_w}{d\Phi^n} + K_1 \frac{d^{(n-1)} \operatorname{tg} \alpha_w}{d\Phi^{(n-1)}} + \dots + K_{(n-1)} \frac{d \operatorname{tg} \alpha_w}{d\Phi} + K_n \operatorname{tg} \alpha_w = 0, \quad (5.1)$$

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:

$$c_1 \operatorname{tg} \alpha_{w_1}^{(k)}(\Phi_0) + \dots + c_n \operatorname{tg} \alpha_{w_n}^{(k)}(\Phi_0) = \operatorname{tg} \alpha_w^{(k)}, \quad (5.2)$$

$$\Phi_0 = 0; k = 0, 1, 2, \dots, n-1.$$

Определитель этой системы уравнений имеет вид:

$$\Delta_{on} = (\lambda_2 - \lambda_1) \dots (\lambda_n - \lambda_{n-1}), \quad (5.3)$$

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  $tg\alpha_{w_{\omega}}$ , пользуясь рис. 3.34, 4.1 и 4.2, в частности  $\lambda_{\omega}=0,295$ ,  $tg\alpha_{w_{\omega}}$  определяется в каждом конкретном случае отдельно. Далее учитывая асимметрию нагружения, используя работу [123] определяем, что  $\lambda_{ac}=0,3351$  [171]. Для определения  $tg\alpha_{w_{ac}}$  построен график (рис. 5.1.) по результатам настоящего исследования и с использованием данных работ [99, 119-120, 122-123, 171, 177].

В различных сильно нагруженных машинах и конструкциях детали должны иметь высокую категорию прочности. В связи с этим необходимо было выявить влияние фактора прочности или термообработки. Необходимо иметь для расчета  $\lambda_{\sigma_e}$  и  $tg\alpha_{w_{\sigma_e}}$ . Данные настоящего исследования дали возможность получить некоторую узкую область  $tg\alpha_w = f(\Phi_{\sigma_e})$  и  $tg\alpha_w = f(\sigma_e)$  (рис. 5.1).

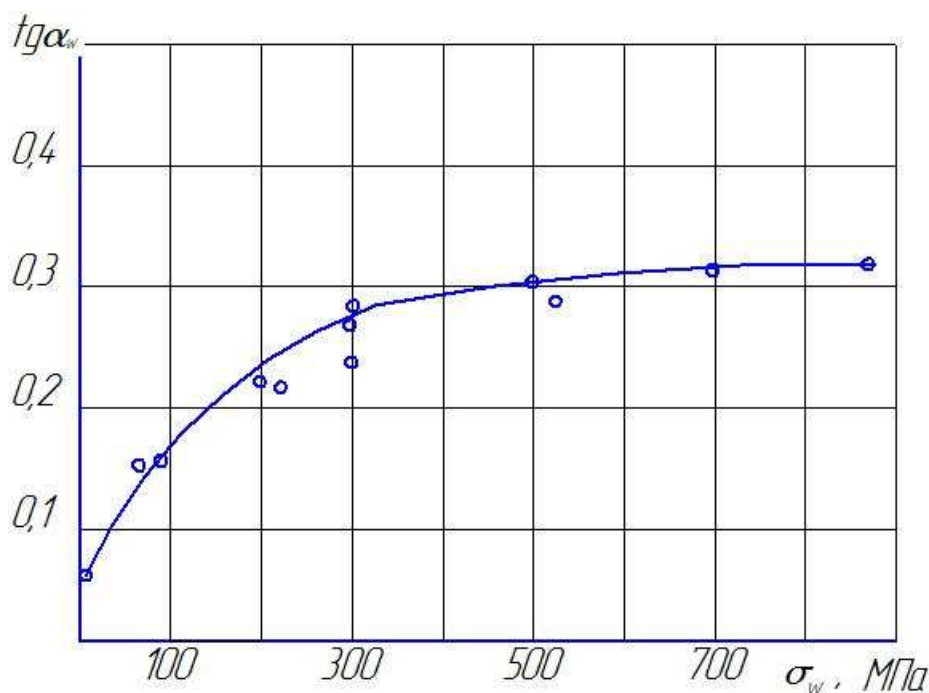


Рис. 5.1. Зависимость показателя сопротивления усталости ( $tg\alpha_w$ ) от среднего напряжения цикла нагружения ( $\sigma_m$ )

Параметр  $\Phi_{\sigma_e}$  определяется по графику (рис. 5.2). Параметр  $\lambda_{\sigma_e}$  получен по рис. 5.2.

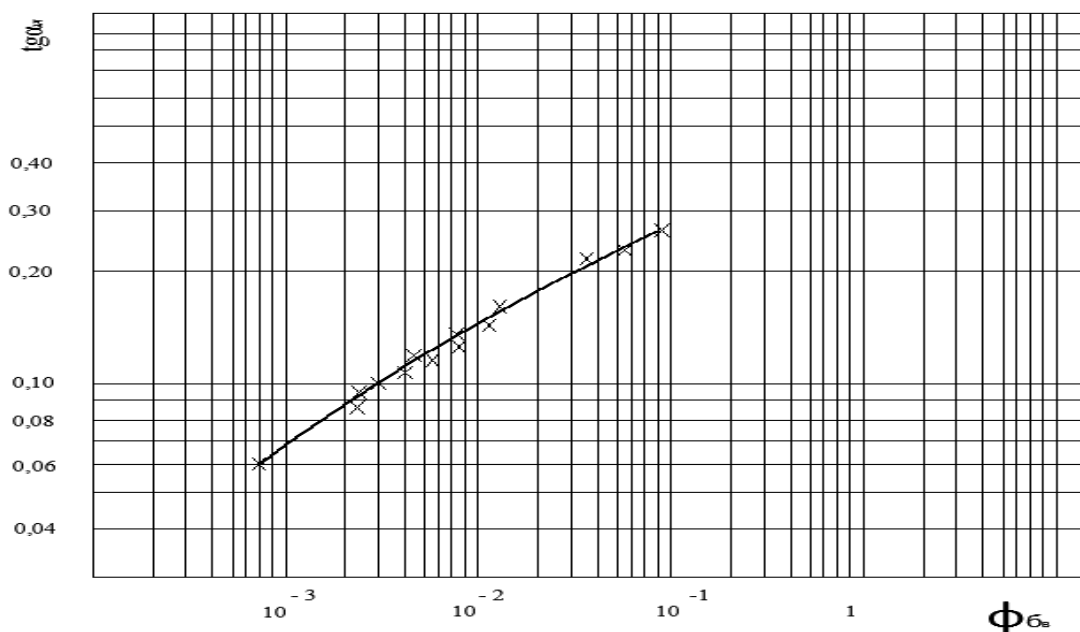


Рис. 5.2. Зависимость показателя сопротивления усталости ( $tg\alpha_w$ ) от повреждаемости поверхности ( $\Phi_{\sigma_s}$ ) при изменении предела прочности

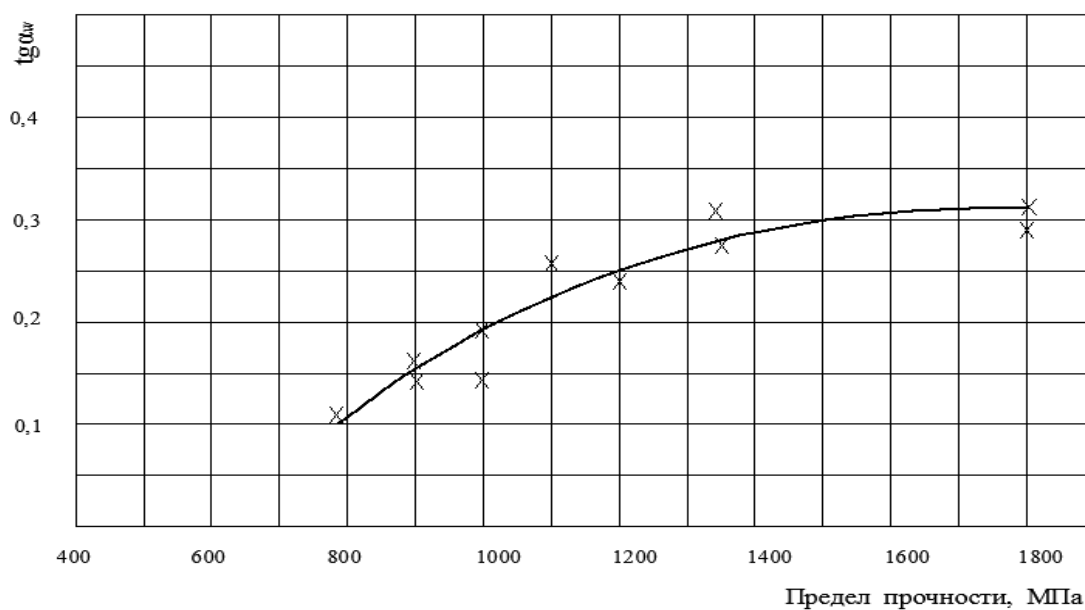


Рис. 5.3. Зависимость показателя сопротивления усталости материалов ( $tg\alpha_w$ ) от предела прочности ( $\sigma_s$ ) материалов

График  $tg\alpha_w = f(\Phi_{\sigma_s})$  в логарифмических координатах считается спрямленным, и  $\chi_{\sigma_s}$  равен тангенсу угла наклона этого графика.

## 5.2. Прогнозирование кривых усталости натуральных деталей шасси машин и конструкций

При прогнозировании параметров усталости рычага (рис. 5.4) учитывали три фактора: частоту и асимметрию цикла нагружения, а также материал детали, т.е. термообработку на соответствующую категорию прочности ( $\sigma_6$ ) [180]. Из анализа результатов, приведённых в гл. 3, 4 следует, что:

$$\lambda_\omega=0,2950; \lambda_{ac}=0,3351; \lambda_{\sigma_6}=0,30103 \text{ и } \lambda_0=0,2426.$$

$$\operatorname{tg} \alpha_{w_{\Pi}}^{(k)} = c_1 \operatorname{tg} \alpha_{w_\omega}^{(k)} + c_2 \operatorname{tg} \alpha_{w_{ac}}^{(k)} + c_3 \operatorname{tg} \alpha_{w_{\sigma_6}}^{(k)}, \quad (5.4)$$

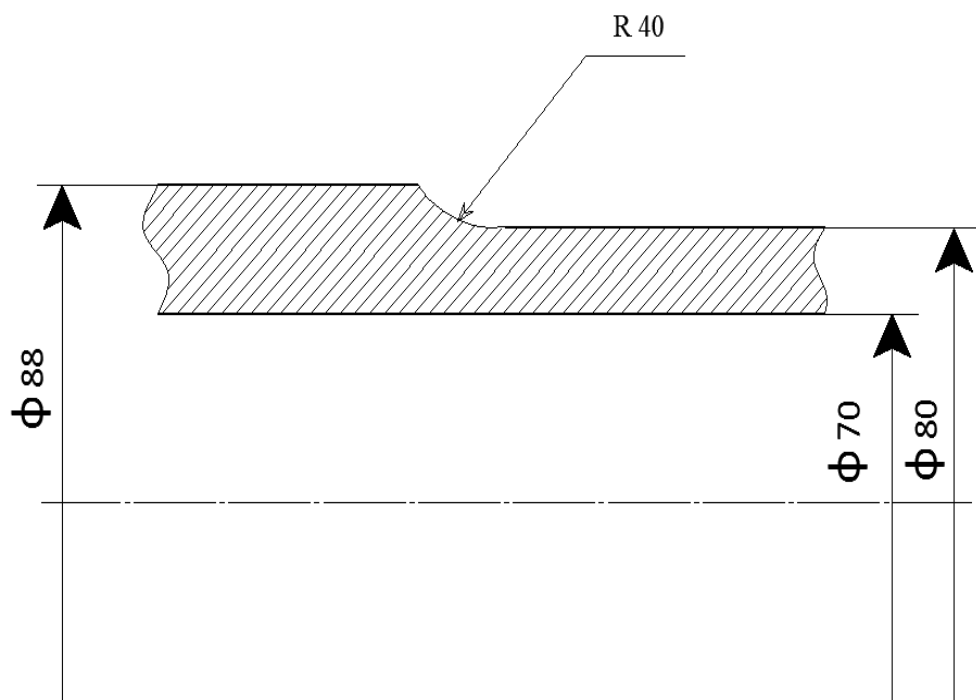
В результате получена система трех уравнений, где  $c_1$ ,  $c_2$  и  $c_3$  – константы интегрирования, которые можно вычислить через определитель вида:

$$\Delta_{OP} = \prod_{j>i} (\lambda_j - \lambda_i) = (\lambda_{ac} - \lambda_\omega) \cdot (\lambda_{\sigma_6} - \lambda_\omega) \cdot (\lambda_{\sigma_6} - \lambda_{ac}), \quad (5.5)$$

и  $\Delta_{OP_i}$ , получается путем замены  $\lambda_i$  на  $\lambda_0$ ,  $c_i = \frac{\Delta_{OP_i}}{\Delta_{OP}}$ .

Подставляя числовые значения, получаем  $\Delta_{OP} = -0,000008238$ ;  $\Delta_{OP_1} = -0,00018414$ ;  $\Delta_{OP_2} = -0,000018462$ ;  $\Delta_{OP_3} = -0,000194364$ ; и  $c_1 = 22,35251275$ ;  $c_2 = 2,241077932$ ;  $c_3 = -23,59359068$ ; Сложив  $c_1 + c_2 + c_3$  получаем единицу, что свидетельствует о правильности вычислений.

Материал: Сталь 30ХГСН2А  $\sigma_s=1700$  МПа



Цикл нагружения – пульсирующий,  $\sigma_s=500$  МПа. Деталь подвергнута деформации изгиба

Рис. 5.4. Фрагмент детали высоконагружаемого устройства (рычаг). Частота циклов нагружения  $\omega=0,17$  Гц

Выражение для прогнозируемого наклона кривой усталости детали, представленной на рис. 5.4, имеет вид

$$tg\alpha_{w_{II}} = 22,35251275 \cdot tg\alpha_{w_{\omega}} + 2,241077932 \cdot tg\alpha_{w_{ac}} - 23,59359068 \cdot tg\alpha_{w_{\sigma_s}} \quad (5.6)$$

Определим факторные значения наклонов  $tg\alpha_{w_{\omega}}$ ,  $tg\alpha_{w_{ac}}$ ,  $tg\alpha_{w_{\sigma_s}}$ . По рис. 4.2  $tg\alpha_{w_{\omega}} = 0,33$  и по рис. 4.3 и 5.1:  $tg\alpha_{w_{ac}} = 0,3$  и  $tg\alpha_{w_{\sigma_s}} = 0,325$ . Тогда прогнозируемое значение наклона кривой усталости детали  $tg\alpha_{w_{II}} = 0,3807$ . Далее надо определить предел усталости на базе  $10^6$  циклов детали по

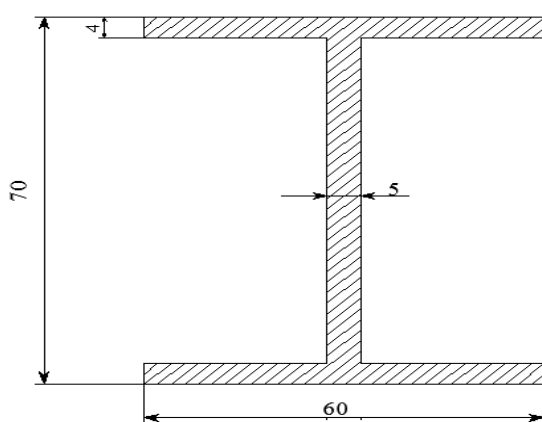
формуле:

$$\sigma_{-1} = A \frac{(tg\alpha_{w_{II}})^2 + 1}{tg\alpha_{w_{II}}}, \quad (5.7)$$

Коэффициент с размерностью напряжений [123]  $A$  составляет 62 МПа, поскольку сталь 30ХГСН2А высокопрочная. После подстановки значений получаем  $\sigma_{-1}=186,46$  МПа. Наносим кривую усталости на рис. 5.6.

Спрогнозируем кривую усталости детали, представленной на рис. 5.5. Поскольку эта деталь изготавливается из той же стали с тем же пределом прочности и набором факторов, то уравнение для прогнозируемого наклона  $tg\alpha_{w_{II}}$  будет то аналогично (5.4). Факторные значения  $tg\alpha_{w_i}$  получаем, используя графики (рис. 4.2, 5.1, 5.3). Тогда  $tg\alpha_{w_{\omega}} = 0,33$ , поскольку частота циклов та же,  $tg\alpha_{w_{ac}} = 0,3$  и  $tg\alpha_{w_{\sigma_s}} = 0,325$ . Прогнозируемое значение наклона кривой усталости  $tg\alpha_{w_{II}} = 0,4255$  и при том же значении коэффициента  $A$ ,  $\sigma_{-1} = 172$  МПа. Кривую усталости представляем на том же рис. 5.6.

Материал: Сталь 30ХГСН2А  $\sigma_s = 1700$  МПа



Ассиметричный цикл нагружения.  
Деталь подвергнута деформации  
растяжения-сжатия

$\sigma_{max}$ , МПа	$\sigma_{min}$ , МПа	$\sigma_m$ , МПа	Число нагружений
2170	-740	715	200
1252	506	879	1200
8946	-7187	879,5	200

Рис. 5.5. Деталь высоконагружаемого устройства. Частота циклов нагружения  $\omega = 0,6$  Гц

На рис. 5.6 показаны прогнозируемые кривые усталости натуральных деталей сильно нагружаемой конструкции и результаты их стендовых

испытаний. Из рис.5.6 видно, что результаты стендовых испытаний натуральных деталей (3) расположены очень близко к прогнозируемым результатам (1), (2), что свидетельствует о высокой точности разработанного метода прогноза прочности и долговечности конструкционных материалов с учетом частоты циклического нагружения.

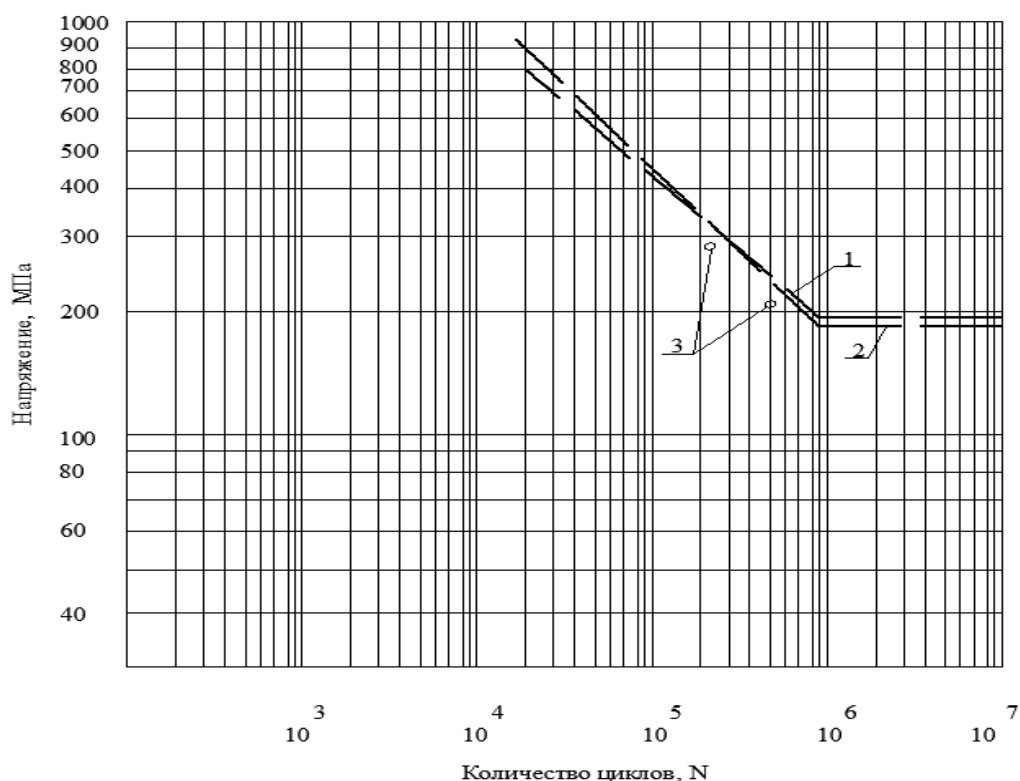


Рис. 5.6. Прогнозируемые кривые усталости натуральных деталей высоконагружаемого устройства: 1 – фрагмент детали высоконагружаемого устройства (рычаг); 2 – Деталь высоконагружаемого устройства; 3- результаты стендовых испытаний деталей

Таким образом, можно спрогнозировать прочность и долговечность других ответственных, сложных в изготовлении и дорогостоящих деталей современных машин и агрегатов, подверженных циклическим нагрузкам, и тем самым значительно сократить время и стоимость их производства.

### 5.3. Использование метода прогноза усталостной прочности и долговечности деталей автомобиля по повреждаемости поверхности материалов

В качестве примера практического использования указанных зависимостей выполним прогноз прочности и долговечности шатуна автомобиля. Рассчитаем кривую усталости шатуна, изготовленного из стали 40X. Учитываем следующие факторы: частоту циклов, асимметрию нагружения и масштабный эффект. Из выражений (5.1) и (5.4) следует, что для определения прогнозируемого наклона кривой усталости натурной детали надо записать формулу в следующем виде:

$$tg \alpha_{w_n} = c_1 tg \alpha_{w_\omega} + c_2 tg \alpha_{w_{ac}} + c_3 tg \alpha_{w_{m.э}} \quad (5.8)$$

Вычислив определитель системы уравнений с учетом полученных констант интегрирования, найдем прогнозируемый наклон ( $tg \alpha_w$ ) по формуле:

$$tg \alpha_{w_n} = -0,0607 tg \alpha_{w_\omega} + 0,52056 tg \alpha_{w_{ac}} + 0,5396 tg \alpha_{w_{m.э}} \quad (5.9)$$

Опасное сечение шатуна имеет поперечный размер, равный 21 мм, тогда по графику рис. 5.7 имеем  $tg \alpha_{w_\omega} = 0,32$ . С учетом того, что  $\sigma_m = 0$ , по графику рис. 5.8 находим  $tg \alpha_{w_{ac}} = 0,05$ . Частота циклов нагружения была равна 20 Гц. Соответственно этому  $tg \alpha_{w_\omega} = 0,17$  (рис. 5.8). Таким образом, имеем факторные значения показателя сопротивления усталости. Их следует подставить в выражение (13).

$$\text{Получим: } tg \alpha_{w_n} = -0,06074 \cdot 0,17 + 0,52026 \cdot 0,05 + 0,5396 \cdot 0,32 = 0,1884.$$

Это значение показателя сопротивления усталости считаем как приращение  $tg \alpha_{w_n}$  в связи с учетом только трех факторов. С учетом

кривой усталости (см. сплошную линию на рис. 5.10) получаем  $tg\alpha_w = 0,3221$ . Далее для расчетов используем формулу (5.7). Сталь марки 40X в закаленном состоянии имеет предел прочности, превышающий 1000 МПа, поэтому ее следует отнести к высокопрочным материалам. Коэффициент А в формуле (5.7) в этом случае равен 58 [102]. Подставляя значения  $tg\alpha_w = 0,3221$  и  $A=58$  в формулу (5.7), получаем  $\sigma_{-1, N=6 \cdot 10^5} = 198,75$  МПа. Строим прогнозируемую кривую усталости (штриховая линия). Прогнозируемая кривая усталости хорошо совпадает с результатами натуральных испытаний.

Рассмотрим результаты наших исследований в сравнении со стендовыми испытаниями натуральных деталей автомобилей.

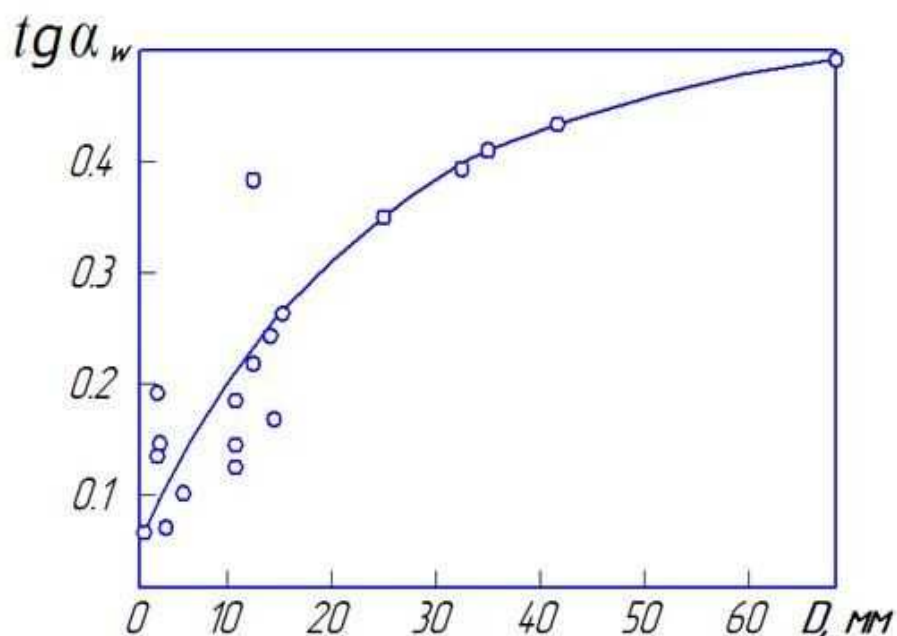


Рис. 5.7. Зависимость показателя сопротивления усталости  $tg\alpha_w$  от абсолютных размеров образцов (деталей)



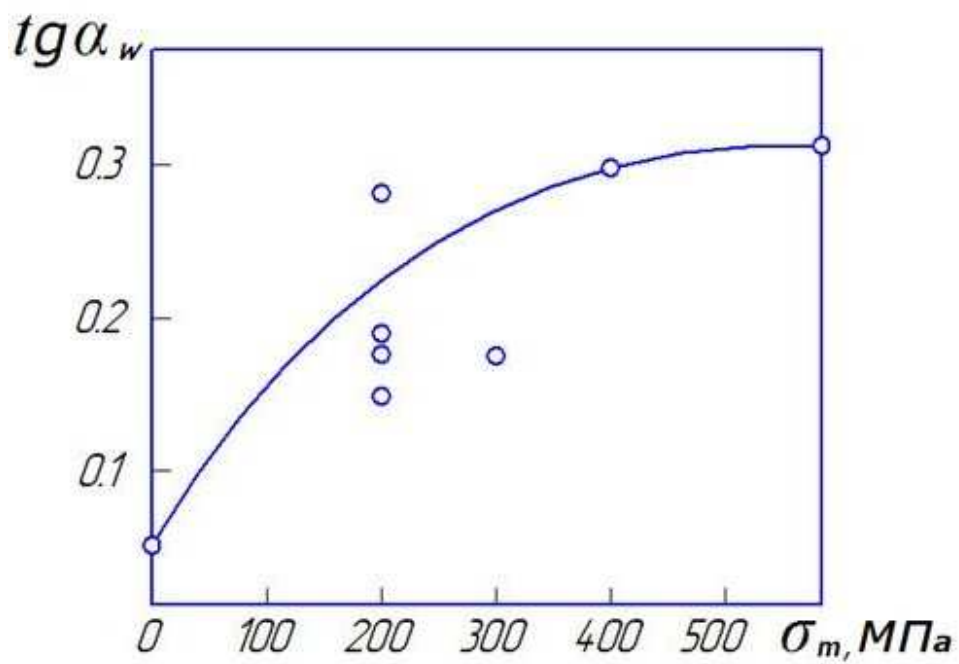


Рис. 5.8. Зависимость показателя сопротивления усталости  $tg\alpha_w$  от среднего напряжения цикла нагружения  $\sigma_m$

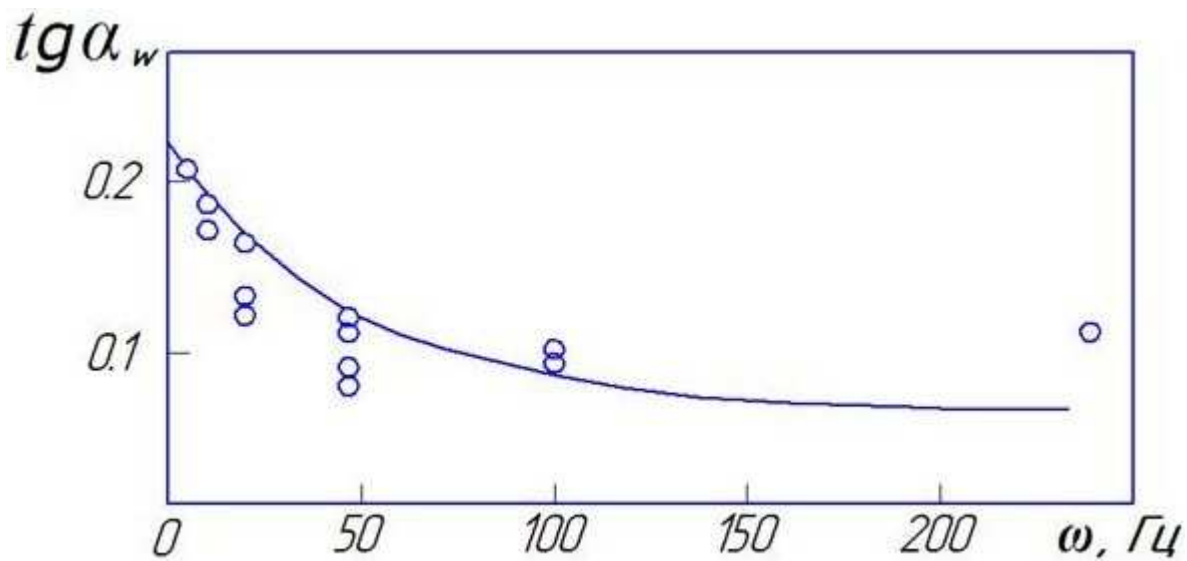


Рис. 5.9. Зависимость показателя сопротивления усталости  $tg\alpha_w$  от частоты циклов нагружения  $\omega$  (в)

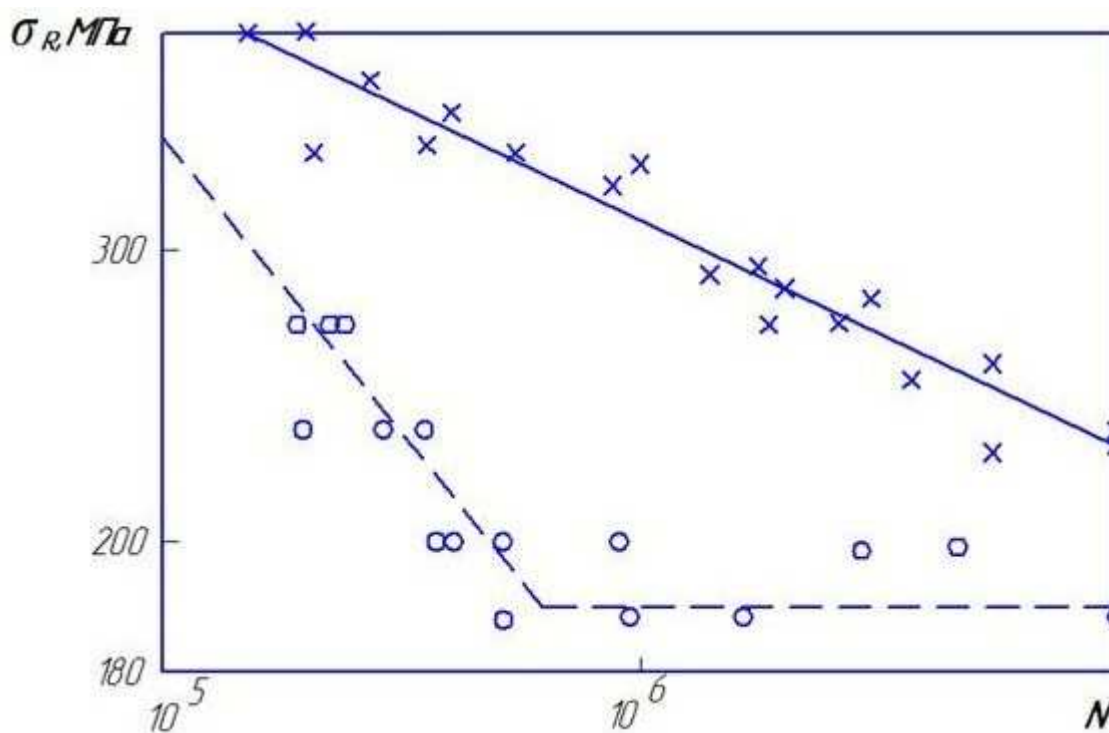


Рис. 5.10. Прогнозируемая кривая усталости шатуна (---), а также результаты испытания растяжения-сжатия натуральных деталей (o) и изгиба вращающихся лабораторных образцов диам. 9,48 мм (x, —)

Кривые усталости натуральных деталей приведены на рис. 5.10, из которого видно, что превышение прогнозируемых пределов выносливости по сравнению с экспериментальными составляет около 10% (в среднем).

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Несмотря на большие успехи в развитии технологий, отказы техники, сопровождаемые часто человеческими жертвами и значительными материальными потерями, все еще происходят. В большинстве случаев изломы деталей машин и конструкций происходят вследствие усталостного разрушения. Для предотвращения аварийных разрушений, наряду с усовершенствованием технологических процессов, необходимо выявить (спрогнозировать), выдержит ли материал, из которого её планируют изготавливать, необходимое количество циклов при максимальной заданной нагрузке, выявить слабые места, т.е. проверить те

детали и узлы, которые разрушаются в условиях работы, и установить причины разрушения.

Проведенные исследования некоторых чистых металлов и сплавов направлены в первую очередь на снижение материальных и временных затрат за счет предложенного метода прогноза усталостной прочности и долговечности, а также обеспечить необходимую надежность изделия еще на стадии проектирования.

На основании представленных исследований установлено:

- неоднозначное влияние частоты циклов нагружения ( $\omega$ ) на показатели сопротивления усталости материалов (в одних случаях с увеличением  $\omega$  происходит увеличение названных параметров, в других – наоборот, их уменьшение);

- для исследованных материалов выведены новые экспериментальные зависимости, представленные в виде графиков и формул, позволяющих прогнозировать прочность и долговечность;

- установлена экспериментальная зависимость показателя сопротивления усталости от повреждаемости поверхности материалов и выявлена ранее не известная связь между изменением микроструктуры и показателем сопротивления усталости;

- тангенс угла наклона кривой  $\lg \sigma - \lg N$  введен в механический расчет как функция повреждаемости поверхностного слоя, которая рассматривается как результат физических процессов, происходящих при циклической пластической деформации поверхностных слоев металла; разработаны элементы физических процессов влияния частоты циклов нагружения с позиций неидентичности состояния поверхностных слоев образцов (деталей) различных материалов (различие в состоянии поверхностных слоев приводит к изменению способности металла к упрочнению, что влечет за собой изменение повреждаемости поверхности  $\Phi$  и наклонов кривых усталости  $\text{tg} \alpha_w$ );

- разработаны элементы физической трактовки влияния на пластичность и разрушение материалов поверхностных слоев образцов (деталей) при циклической деформации таких факторов, как частота и асимметрия цикла нагружения.

Метод оценки прочности и долговечности деталей машин и конструкций на основе корреляции повреждаемости и показателя сопротивления усталости может быть использован для решения ряда практических задач в общем машиностроении, агрегатостроении и других отраслях промышленности.

### **Список литературы:**

1. Арутюнян Р.А. Проблема усталости и вероятностные методы её решения 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. М.: Наука. 1984. Ч. 1. 597 с. Ч. 2. 441 с.
4. Вейбулл В. Усталостные испытания и анализ их результатов. М.: Машиностроение. 1964. 276 с.
5. Арутюнян А.Р. Формулировка критерия усталости, основанного на концепции скрытой энергии деформации. // 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., Кораблева С.А. Усталость металлов. М.: Наука, 2015. – 479 с.
8. Иванова В.С. Природа усталости металлов / В.С. Иванова, В.Ф. Терентьев. М.: Metallurgy, 1975. – 456 с.
9. Suresh S. Fatigue of metals. Cambridge University Press, 2006. – 701 p.
10. Горицкий В.М. Структура и усталостное разрушение металлов / В.М. Горицкий, В.Ф. Терентьев. М.: Metallurgy, 1980. – 207 с.
11. Коцаньда С. Усталостное растрескивание металлов. М.: Metallurgy, 1990. – 622 с.
12. Vitaliy Kazymyrovych. Very high cycle fatigue of engineering materials - A literaturereview. Karlstad University Studies, 2009:22.

13. Иванова В.С. Количественная фрактография. Усталостное разрушение / В.С. Иванова, А.А. Шанявский. Челябинск: Metallurgia, 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 // Деформация и разрушение материалов. 2013. № 10. С. 02-07.
16. Пачурин Г.В. Технология комплексного исследования разрушения деформированных металлов и сплавов в разных условиях нагружения: учеб. пособие / Г.В. Пачурин, А.Н. Гушин, К.Г. Пачурин, Г.В. Пименов. Н. Новгород, 2005. – 141 с.
17. Иванова В.С. Синергетика: прочность и разрушение металлических материалов. М.: Metallurgia, 1992. – 159 с.
18. Иванова В.С. Разрушение металлов. М.: Metallurgia, 1979. – 168 с.
19. Херцберг Р.В. Деформация и механика разрушения конструкционных материалов. М.: Metallurgia, 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. 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. Трощенко В.Т. 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. Трощенко В.Т. 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. 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. М.: Металлургия, 1973. – 216 с.
32. Терентьев В.Ф. Стадийность процесса усталостного разрушения металлических материалов // Металлы. 1996. № 6. С. 14-20.
33. Пачурин Г.В. Теоретические основы повышения эксплуатационной долговечности штампованных металлоизделий: учеб. пособие / Г.В. Пачурин, А.Н. Гушин, В.В. Галкин, В.Г. Пачурин; НГТУ. Н. Новгород, 2006. – 176 с.
34. Школьник Л.М. Методика усталостных испытаний. Справочник. М.: Металлургия, 1978. – 304 с.
35. ГОСТ 23207-78.
36. ГОСТ 25.505- 79.

37. Иванова В.С., Терентьев В.Ф., Пойда В.Г. Общность природы предела усталости и физического предела текучести // Усталость металлов. М.: Наука, 1971. – С. 15-23.
38. Стрижало В.А. Циклическая прочность и ползучесть металлов при малоцикловом нагружении в условиях низких и высоких температур. Киев: Наук. думка, 1978. – 241 с.
39. Youn Jun Oh, Bong Sang Lee, Sang Chul Kwon et al. Low-cycle fatigue crack initiation and break in stratin – life curve of Ai-Li 8090 alloy // Met. and Mater. Trans. A. 1999. Vol. 30. P. 887-890.
40. Ратнер С.И. Разрушение при повторных нагрузках. М.: Оборонгиз, 1959. – 352 с.
41. Терентьев В.Ф., Орлов Л.Г., Пойда В.Г. Особенности протекания пластической деформации ОЦК металлов в области микротекучести // Пробл. прочности. 1972. №9. С. 34-37.
42. Hunter M.S., Fricke W.G. Metallographic aspects of fatigue behavior of aluminium // Proc. ASTM. 1954. Vol. 54. P. 717-736.
43. Иванова В.С. Усталостное разрушение металлов. М.: Металургиздат, 1963. – 272 с.
44. Трощенко В.Т. Прогнозирование долговечности металлов при многоцикловом нагружении // Пробл. прочности. 1980. № 10. С. 31-39.
45. Ярема С.Я. Стадийность усталостного разрушения и её следствия // Физ.-хим. Механика материалов. 1973. Т.9, №6. С. 66-72.
46. Шевеля В.В., Гладченко А.Н. Кинетика накопления усталостной повреждаемости металлов и структурные аспекты ее оптимизаций // Сб. науч. тр. Киев. ин-та инж. гражд. авиации. 1973. №4. С. 46-51.
47. French H. Fatigue and the hardening of steels // Trans. ASTM. 1993. Vol. 21. P. 899-946.
48. Романив О.Н., Андрусив В.Н., Борсукевич В.И. Трещинообразование при усталости металлов: (Обзор) // Физ.-хим. Механика материалов. 1988. Т.24, № 1. С. 3-21.



49. Терентьев В.Ф. Эволюция структуры при усталости металлов как результат самоорганизации диссипативных структур // Синергетика и усталостное разрушение металлов. М.: Наука, 1989. С. 78-87.

50. Козлов Э. В., Конева Н.А. Природа упрочнения металлических материалов // Известия высших учебных заведений. Физика. 2002. №3. С. 52-71.

51. Панин В.Е. Физическая мезомеханика материалов. Том 1 / Отв. ред. С.Г. Псахье. Томск: ТГУ, 2015. – 462 с.

52. Физическая мезомеханика и компьютерное конструирование материалов / Под ред. В.Е. Панина. Новосибирск: Наука, 1995. Т. 1. – 298 с., Т. 2. – 320 с.

53. Панин В.Е. Основы физической мезомеханики // Физическая мезомеханика. 1998. Т.1, №1. С. 5-22.

54. 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.

55. Шанявский А.А. Безопасное усталостное разрушение элементов авиаконструкций. Синергетика в инженерных приложениях. Уфа: Монография, 2003. – 803 с.

56. Иванова В.С., Кузеев И.Р., Закирничная М.М. Синергетика и фракталы. Универсальности механического поведения материалов. Уфа: Изд-во УГНТУ, 1998. – 363 с.

57. Скуднов В.А. Синергетика явлений и процессов в материаловедении, упрочняющих технологиях и разрушениях: учеб. пособие. НГТУ им Р.Е. Алексеева. Н.Новгород, 2011. – 198 с.

58. Shanyavskiy A.A. Bifurcation diagram for in-service fatigued metals // Original Research Article, Procedia Engineering. Vol. 2. Issue 1, April 2010. P. 241-250.

59. Иванова В.С. Синергетика. Прочность и разрушение металлических материалов. М.: Наука. 1992. – 160 с.

60. Хакен Г. Синергетика. Иерархия неустойчивостей в самоорганизующихся системах и устройствах. М.: Мир. 1985. – 419 с
61. Шанявский А.А., Никитин А.Д. Процессы самоорганизованного разрушения металлов при многопараметрическом нагружении // Фундаментальные исследования. 2012. № 4(5). С. 3-20.
62. Шанявский А.А. Модели зарождения и развития усталостного разрушения под поверхностью металлов // Научный вестник МГТУ ГА. 2012. №178. С. 32-44.
63. Шанявский А.А., Никитин А.Л., Palin-Luc T., Bathias C. Масштабная иерархия процессов малоциклового, многоциклового и сверхмногоциклового усталости разрушения титанового сплава // Физическая мезомеханика. 2014. Т. 17. № 4. С. 59-68.
64. Шанявский А.А. Масштабные уровни процессов усталости металлов // Физическая мезомеханика. 2014. Т. 17. № 6. С. 87-98.
65. Shanyavskiy A.A. Mechanisms and modeling of subsurface fatigue cracking in metals // Engineering Fracture Mechanics. 2013. Т. 110. С. 350-363.
66. Mughrabi H. Dislocation in fatigue // Dislocations and properties of real materials: L.: Inst. Of Metals, 1985. Book 323. – 244 p.
67. Майер П. Стадия 1, предшествующая распространению трещин // Поведение стали при циклических нагрузках / Пер. с пер. под ред. В. Даля. М.: Металлургия, 1983. – С. 144-173
68. Романов А.Н. Проблемы материаловедения в механике деформирования и разрушения на стадии образования трещин. Часть 9. Малоцикловая усталость конструкционных металлических материалов // Вестник научно-технического развития. 2015. № 12 (100). С. 42-62.
69. 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.

70. Неклюдов И. М., Камышанченко Н. В. Физические основы прочности и пластичности металлов. Дефекты в кристаллах. Ч. II. Белгород: «Педагогика-Пресс» и БГУ, 1997. – 158 с.
71. Madelung E. Pfyikalische Zeitschrift, 20, 1919. – 494 p.
72. Иванова В.С., Терентьев В.Ф. Природа усталости металлов. М.: Металлургия, 1975. – 455 с.
73. Braunbek W. Naturwiss, 16, 1926. – 546 p.
74. Lennard-Gones J.E. Dent B.M. Proceeding of the Royal Society (London), Serie A 121, 1928. – 247 p.
75. Dent B.M. Phil. Mag. 8. 1929. – 530 p.
76. Vervey E.J.W. Ree. Trav. Chim. 65, 1946. – 521 p.
77. Weyl W.A. in Structure and Properties of Solid Surfaces (R. Germer and C.S. Smith ans.) Cambridge Univers. New York, 1958.
78. Mc. Rae E.G., Coldwell C.W. Jr. Surfase Sei. 2, 1964. – 509 p.
79. Shuttelworth R.S. Proc. Phys. Soc. (London) A 62, 1949. – 167 p.
80. Alder B.G., Versings J.R. Jura G. 11, 1959. – 182 p.
81. Калашников С.Г. ЖЭТФ. 13. вып. 7 – 8, 1943. с. 295.
82. Wallis R.F., Garis D.C. Pfy. Rev. 9, 128. 1962. 106 p.
83. Maradudin A.A., Melugailis J. Pfy. Rev. 133, A, 1964. 1188 p.
84. Rich M. Pfy. Letters 4, 1963. 153 p.
85. Coriovei A., Rerinder J. G. Pfy. Radium 29, 1963. 89 p.
86. Cley J. Pfy. Stat. Sol. 4, 1964. 521 p.
87. Трощенко В.Т. Усталость и неупругость металлов. Киев: «Наукова думка», 1971. - 268 с.
88. Mac Rae A.U., Germer L.H., Ann. N.Y. Acad. Sci. 101, 1963. 627 p.
89. Алехин В.П., Алиев Г.Г., Шоршоров М.Х. Образование градиента плотности дислокации в поверхностных слоях кристаллов кремния на начальной стадии деформации // Физика и химия обработки материалов. 1971. № 3. С. 143-146.

90. Алехин В.П., Алиев Г.Г., Шоршоров М.Х. Особенности предпочтительной поверхностной деформации монокристаллов кремния на начальной стадии деформирования // Физика и химия обработки материалов. 1971. № 5. С. 89-97.
91. Минц Р.И. Экгоэмиссия - физическая характеристика стабильности металлической поверхности // Труды Уральского политехнического института. 1969. вып. 177. С. 5-17.
92. Иванова В.С. Современные представления о природе усталостного разрушения и новые направления исследований - в кн. Усталость металлов и сплавов. М.: «Наука», 1971. С. 3-14 .
93. Шетулов Д.И. О некоторых поверхностных эффектах при усталости металлов // Физико-химическая механика материалов. 1971. № 2. С. 7-11.
94. Иванова В.С. Усталостная прочность некоторых сплавов // Заводская лаборатория. 1956. № 12. С. 1496.
95. Материаловедение: учебник для вузов / Солнцев Ю. П., Пряхин Е. И., Войткун Ф. М.: МИСиС, 1999. – 600 с.
96. Готтштайн Г. Физико-химические основы материаловедения / Г. Готтштайн; пер. с англ. К. Н. Золотовой, Д. О. Чаркина; под ред. В. П. Зломанова. М.: БИНОМ. Лаборатория знаний, 2011. – 400 с.: ил.
97. Терентьев В. Ф. Усталостная прочность металлов и сплавов. М.: Интермет инжиниринг, 2002. – 288 с.
98. Новиков И.И., Розин К.М. Кристаллография и дефекты кристаллической решетки. М.: Металлургия, 1990. – 336 с.
99. A. Ourmazd // MRS Bulletin. 15.1990.P. 58-60.
100. F.S. Shieu, S.L. Sass // Acta metall. mater. 38. 1990. P. 1653.
101. Казачек В.С., Шетулов Д.И., Соколов Л.Д. О поверхностном эффекте при усталости монокристаллов алюминия и цинка // Физико-химическая механика материалов. 1970. № 6. С. 98.

102. Шетулов Д.И. Связь сопротивления циклической нагрузке с повреждаемостью поверхности металлов // Известия Академии Наук. Металлы. 1991. №5. С. 160.

103. Оболенский Е.П., Богданов Б.Ф. Статистический метод определения параметров выносливости при бигармоническом погружении // Труды ЦАГИ, 1450.

104. Екобори Т. Физика и механика разрушения и прочности твердых тел. М., 1971. - 264 с.

105. Ужик Г.В. Известия АН СССР. ОТН. № 11. 1955. С. 109.

106. Шетулов Д.И., Магидов М.Б., Мясников А.М., Шибаров В.В., Соколов Л.Д. Исследование упрочнения в процессе усталости некоторых чистых металлов // Известия АН СССР. Металлы. № 6. 1970. С. 165-169.

107. Шетулов Д.И., Соколов Л.Д., Мясников А.М., Шибаров В.В. Исследование упрочнения и изменения микроструктуры в процессе усталости // Тр. Горьк. политех. инст-та. 1970. Т. 29. вып. 8. С. 8-12.

108. Шетулов Д.И. Оценка показателя сопротивления усталости по результатам испытаний металлов и сплавов при статической нагрузке // Известия РАН. Металлы. № 4. 1994. С. 147-151.

109. Ратнер С.И. ДАН СССР. № 2. 1956. С. 106

110. Шетулов Д.И., Гуштин А.Н. К вопросу об упрочнении в процессе циклического нагружения металлов // Физико-химическая механика материалов. 1979. №4. С. 112-114.

111. Магидов М.Б., Шетулов Д.И., Соколов Л.Д. О возможной корреляции наклонов диаграмм усталости и кривых упрочнения на примере титана, цинка и кадмия // Изв. АН СССР. Сер. физ.-техн. наук. 1972. № 1. С. 38-42.

112. Shetulov D.I., Myl'nikov V.V. Fatigue-induced damage of high-strength steels // Russian metallurgy (Metally). 2014. Т. 2014. № 3. С. 241-245.

113. Соколов Л.Д., Скуднов В.А., Соленов В.М., Гладких А.Н., Шетулов Д.И., Шнейберг А.М., Гусякова Г.П., Дмитриев П.П.

Механические свойства редких металлов. М.: «Металлургия», 1972. - 286 с.

114. Соколов Л.Д., Шетулов Д.И. // Сб. Прочностные резервы металлургического и машиностроительного оборудования. Горький. ЦБТИ. 1965. С. 140-158.

115. Jenkin CF., Proc. Roy. Soc. 1925. p.109, p.119.

116. Jenkin CF. and Lehman G.D., Proc. Roy. Soc. 1929. p.125, p.83.

117. Krause G.N., Proc. ASTM. 1934. p.34, p.156.

118. Mann G.W. Ari Report SM. 1954. p.188.

119. Wadl A.R. and Grooteulus P., International Conferense on Fatigue of Metals Inst. Mech. Engrs. 1956. p.361.

120. Шетулов Д.И. К оценке сопротивления усталости материалов по повреждению поверхностных аномальных слоев // Физико-химическая механика материалов. 1984. № 6. С. 117.

121. Шетулов Д.И. Эффект «стесненности» деформации металлических образцов с увеличением их абсолютных размеров // Известия Академии Наук. Металлы. № 4. 1993. С. 212.

122. Шетулов Д.И. К исследованию повреждаемости поверхностных аномальных слоев // Физико-химическая механика материалов. 1985. № 3. С. 123.

123. Шетулов Д.И., Андреев В.В. Прогнозирование долговечности деталей машин по нестандартным физико-механическим параметрам конструкционных материалов // Известия Академии Наук. Металлы. 1998. № 3. С. 55.

124. Шетулов Д.И., Муравьев С.Н., Андреев В.В. Прогноз параметра сопротивления усталости по повреждаемости поверхности высокопрочных сталей // Технологические процессы и оборудование машино- и приборостроения: Сб. науч. тр. Н.Новгород: НГТУ. 1997. С. 118-123.

125. Шетулов Д.И., Муравьев С.Н., Андреев В.В. Оценка повреждаемости поверхности высокопрочных материалов при

циклических нагрузках // *Материаловедение и высокотемпературные технологии: Межвуз. сб. науч. тр. Выпуск 1. Н.Новгород: НГТУ. 1999. С. 94-99.*

126. Андреев В.В., Муравьев С.Н., Шетулов Д.И. Оценка параметров модели усталостного поведения некоторых конструкционных материалов // *Материаловедение и высокотемпературные технологии: Межвуз. сб. науч. тр. Выпуск 1. Н.Новгород: НГТУ. 1999. С. 108-110.*

127. Шетулов Д.И., Муравьев С.Н., Андреев В.В. Прогнозирование усталости деталей, изготовленных из высокопрочных сталей // *Материаловедение и высокотемпературные технологии: Межвуз. сб. науч. тр. Выпуск 1. Н.Новгород: НГТУ. 1999. С. 110-114.*

128. Шибаров В.В., Шетулов Д.И., Соколов Л.Д. К исследованию влияния частоты приложения нагрузки на усталостную прочность некоторых чистых металлов // *Физико-химическая механика материалов. 1971. № 3. С. 29-32.*

129. Шибаров В.В., Шетулов Д.И., Соколов Л.Д. Влияние частоты приложения нагрузки на усталостную прочность кадмия // *Физика и химия обработки материалов. 1972. № 2. С. 147-149.*

130. Mylnikov V.V., Shetulov D.I., Chernyshov E.A. Investigation into the Surface Damage of Pure Metals Allowing for the Cyclic Loading Frequency // *Russ. J. Non-Ferr. Met. 2013. Vol. 54. P. 229–233.*

131. Mylnikov V.V., Shetulov D.I., Chernyshov E.A. Variation in factors of fatigue resistance for some pure metals as a function of the frequency of loading cycles // *Russ. J. Non-Ferr. Met. 2010. Vol. 51. P. 237–242.*

132. Mylnikov V.V., Shetulov D.I., Chernyshov E.A. Speed Effect upon Varying the Cyclic Loading Frequency for Certain Pure Metals // *Russ. J. Non-Ferr. Met. 2015. Vol. 56. No. 6. P. 627–632.*

133. Шибаров В.В., Шетулов Д.И., Мясников А.М., Соколов Л.Д. Влияние частоты циклического погружения на усталость некоторых

чистых металлов при нормальной температуре // Физика и химия обработки материалов. 1972. №5. С. 74-77.

134. NeighB.P.G. Inst. Metals. 1917. p.18, p.55.

135. Stanton T.E. and Pannel J.R. Proc. Inst. CE. 1911. p.188.

136. Smith F.C, Brucggeman and Harwell P.H. NASA. Tech. 1949. No 2231.

137. Weiss T. ASTM Bulletin. 1949. Feb. p.188, p.31.

138. Polakowski W.H., Palschoud A. hurí Proc. A.S.T.M. 1954.

139. Oberg T., Gohnson J., Proc. ASTM. 37. 1937. p.11, p.195.

140. Серенсен СВ. Прочность металла и расчет деталей машин. ОНТИ. НИИШ. 1937. С.22-23.

141. Hempel M., Р.Ж. Механика. 1966. 3В643.

142. Иванова В.С. Усталостное разрушение металлов. М.: Металлургиздат, 1963. - 272 с.

143. Серенсен С.В. Вестник машиностроения. № 6. 1964. С. 35.

144. Кеннеди Ф.Дж. Ползучесть и усталость в металлах // Изд-во «Металлургия», 1965.- 331с.

145. Аллен Н.П., Форрест П.Дж. Сб. Усталость металлов. Изд-во иностр. литературы (перевод с англ.). 1961. С. 49.

146. Skelton R.P., Р.Ж. Механика. 1968. 7В1062.

147. Tilly G.P., Р.Ж. Механика. 1966. 2В754, 2В755, 2В756.

148. Карлашов А.В., Токарев В.П. Заводская лаборатория. № 7. 1967. С.48.

149. Карпенко Г.В. Прочность стали в коррозионной среде. М.: Машгиз. 1963. - 203 с.

150. Карлашов А.В., Томпиков Ю.В. ФХММ. Т. 1. № 2. 1965. С. 188.

151. GohnG.R. and Ellis W.C. Fatigue of Lead Cable Sheath. Proc. Amer. Soc. Test. Mat. 51. 1951. p.721.

152. Гликман Л.А., Супрун Л.А., Труды ЦНИИ морского флота, вып. 5. 1956.



153. Карлашов А.В., Токарев В.П., ФХММ. 1967. Т. 3, № 1.
154. Eckel J.F., Proc. Amer. Soc. Test. Mat. 51. 1951. p.745.
155. Никошин Е.С., Карпенко Г.В. ФХММ. 1965. № 5.
156. Карлашов А.В., Токарев В.П. ФХММ. 1965. № 5.
157. Карлашов А.В. Вопросы машиноведения и прочности в машиностроении. АН УССР. 1964.-253 с.
158. Harris WJ. Р.Ж. Механика. № 9. 1960. 12463.
159. Олькин В.И., Воробьев А.З., Гольденберг А.А. Влияние тренировки на выносливость конструкционных сплавов. ТИ. вып. 1239.
160. Гудков М.И., Лешаков П.С. Внешние нагрузки и прочность летательных аппаратов. М.: Машиностроение. 1968.-153 с.
161. Воробьев А.З., Богданов Б.Ф., Олькин Б.И. Влияние повышенной температуры на выносливость элементов конструкций // Т.Ц. вып. 1417.
162. Mylnikov V.V., Shetulov D.I., Pronin A.I., Kondrashkin O.B., Chernyshov E.A. The influence of the homologous temperature on the parameters of fatigue resistance of metals // International Journal of Applied and Fundamental Research. 2017. № 3. С. 115.
163. Мыльников В.В. О влиянии частоты приложения нагрузки на сопротивление усталости материалов // Международный журнал прикладных и фундаментальных исследований. 2016. № 6-2. С. 202-205.
164. Кулешов Д.Я. Влияние повышенных температур на статистическую выносливость стальных болтов // Т.И. вып. 1239.
165. Магидов М.Б., Шетулов Д.И., Соколов Л.Д. Структурный анализ усталости металлов // Изв. АН СССР. Металлы. 1973. № 3. С. 166-167.
166. Гусякова Г.П., Шетулов Д.И., Соколов Л.Д. К вопросу о температурной зависимости характеристики усталости некоторых металлов. В кн.: Материалы конференции, посвященной 100-летию со дня рождения В.И. Ленина. Томск, 1970. С. 15-17.

167. Сорокин В.М., Шетулов Д.И. Физико-механические свойства покрытий и стальной основы после ударно-импульсного воздействия // Физика и химия обработки материалов. 1983. С. 26-28.

168. Лисин В.Н., Колотов О.А., Шетулов Д.И., Соколов Л.Д. Регистрация упрочнения металла в процессе испытания на усталость при повышенных температурах // Заводская лаборатория. 1972. № 5. С. 594-596.

169. Пасман Е.А., Гусякова Г.П., Мясников А.М., Соколов Л.Д., Шетулов Д.И. Установка для испытаний металлов на усталость при низких температурах и в коррозионных средах // Заводская лаборатория. 1969. № 2. С. 248 .

170. Шетулов Д.И., Мясников А.М. Установка для испытаний микрообразцов на усталость при нормальных и низких температурах // Заводская лаборатория. 1969. № 9. С. 1138.

171. Мыльников В.В., Шетулов Д.И., Чернышов Е.А. Изменение показателей сопротивления усталости некоторых чистых металлов в зависимости от влияния частоты циклов нагружения //Технология металлов. 2010. № 2. С. 19-22.

172. Мыльников В.В., Шетулов Д.И., Чернышов Е.А. Прогнозирование прочности и долговечности материалов, деталей машин и конструкций с учетом влияния частоты циклов нагружения // XIV Нижегородская сессия молодых ученых (технические науки). Н.Новгород, 2009. С.68.

173. Мыльников В.В., Чернышов Е.А., Шетулов Д.И. Разработка оценочных критериев прочности и долговечности конструкционных сталей в условиях циклической нагрузки // Труды Межрегиональной научно-практической конференции «Заготовительные производства и материаловедение», посвященной 100-летию профессора А.А. Рыжикова. НГТУ. Н.Новгород, 2009. С.90-96.

174. Богданов Б.Ф., Горячев В.И., Великанова Г.В., Воробьев А.З. Выносливость стали 30ХГСНА при осевом растяжении // Техн. отчет. № 958/72. ЦАГИ.- 65 с.

175. Мыльников В.В., Чернышов Е.А., Шетулов Д.И. Влияние частоты циклического нагружения на сопротивление усталости высокопрочных конструкционных материалов // Заготовительные производства в машиностроении. 2009. №2. С. 33-36.

176. Myl'nikov V.V., Shetulov D.I., Chernyshov E.A. Variation in factors of fatigue resistance for some pure metals as a function of the frequency of loading cycles // Russian Journal of Non-ferrous metals. Т. 51. №3. 2010. С. 237-242.

177. Мыльников В.В., Чернышов Е.А., Шетулов Д.И. Прогноз долговечности конструкционных материалов по параметрам их структуры // Труды III Международной конференции «Deformation & fracture of materials and nanomaterials». М: ИМЕТ РАН. 2009. т. II. С. 180-181.

178. Шетулов Д.И., Андреев В.В. Метод интегрального описания процессов разрушения и обобщенного представления механических свойств металлических конструкционных материалов // Известия АИИ РФ. № 1. 2001. С. 426-435.

179. Bennet J.A. Р.Ж. «Металлургия». № 12. 1964. 12И 337.

180. Эндо Китиро Нихон. Р.Ж. Metallurgy. № 4. 1962. 44192.

181. Мыльников В.В. Прогнозирование кривой усталости рычага взлетно-посадочного устройства самолета // Труды VIII Международной молодежной научно-технической конференции «Будущее технической науки». НГТУ. Н.Новгород. 2009. С. 234-235.

182. Мыльников В.В., Чернышов Е.А., Шетулов Д.И. Влияние фактора частоты циклического нагружения на изменение повреждаемости поверхности и наклона кривой усталости при деформации изгиба вращающихся образцов // IV Международная конференция «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов» («Deformation and Fracture of

Materials and Nanomaterials»). Москва. 25-28 октября. 2011 г./Сборник материалов. -М: ИМЕТ РАН. 2011. С. 984-985.

183. Мыльников В.В., Чернышов Е.А., Шетулов Д.И. Изменения показателей сопротивления усталости некоторых чистых металлов в зависимости от влияния частоты циклов нагружения // Известия вузов. Цветная металлургия. 2010. №3. С. 40-45.

184. Мыльников В. В. Частота циклического нагружения как фактор влияющий на изменение прочности и долговечности конструкционных материалов // VIII Российская ежегодная конференция молодых научных сотрудников и аспирантов «Физико-химия и технология неорганических материалов». Москва. 15-18 ноября 2011г. / Сборник материалов. М:ИМЕТ РАН. 2011. С. 87-88.

185. Мыльников В.В., Чернышов Е.А., Шетулов Д.И. Связь параметров сопротивления усталости ряда конструкционных материалов с изменением частоты циклического нагружения // Заготовительные производства в машиностроении. 2012. №7. С. 41-45.

186. Шетулов Д.И., Мыльников В.В. О корреляции показателей сопротивления усталости однократному разрушению высокопрочных сталей // 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». Комсомольск-на-Амуре. 21-24 ноября 2011 г./Редкол.: А.М. Шпилев (отв. ред.) и др. Комсомольск-на-Амуре: ФГБОУ ВПО «КнАГТУ». 2011. С. 219-220.

187. Мыльников В.В., Шетулов Д.И. Влияния частоты циклического нагружения на изменение показателей сопротивления усталости титана и меди // Сборник трудов по: Materiały VII Międzynarodowej naukowo-praktycznej konferencji «Perspektywiczne opracowania są nauką i technikami -

2011». Volume 54. Techniczne nauki.: Przemysł. Nauka i studia - 112 str. С. 16-20.

188. Мыльников В.В., Шетулов Д.И., Пронин А.И., Чернышов Е.А. Прогнозирование прочности и долговечности материалов деталей машин и конструкций с учетом частоты циклического нагружения // Известия вузов. Черная металлургия. 2012. №9. С. 32-37.

189. Мыльников В.В. Повреждаемость поверхностных слоев стали 30ХГСН2А в условиях циклического нагружения // IX Российская ежегодная конференция молодых научных сотрудников и аспирантов "Физико-химия и технология неорганических материалов". Москва. 23-26 октября 2012 г. / Сборник материалов. М: ИМЕТ РАН. 2012. С. 72-73.

190. Мыльников В.В. Связь параметра сопротивления усталости с повреждаемостью поверхности стали 30ХГСН2А // Сборник трудов SWorld 2012. Материалы международной научно-практической конференции «Научные исследования и их практическое применение. Современное состояние и пути развития 2012». Выпуск 3. Том 10. Одесса: КУПРИЕНКО, 2012. 312-578. С.56-62.

191. Мыльников В.В., Чернышов Е. А., Шетулов Д. И. Связь показателей сопротивления усталости и структуры чистых металлов с частотой циклов нагружения // Труды шестой Международной научно-технической конференции «Современная металлургия начала нового тысячелетия». ЛГТУ. Липецк. 2009. Ч.1. С. 68-74.

192. Shetulov D.I., Kravchenko V.N., Myl'nikov V.V. Predicting the Strength and Life of Auto Parts on the Basis of Fatigue Strength // Russian Engineering Research. 2015. Vol. 35. P. 580–583.

193. Shetulov D.I., Andreev V.V, Myasnikov A.M. Dislocation Model of Nucleation and Development of Slip Bands and Their Effect on Service Life of Structural Materials Subject to Cyclic Loading // Physics of atomic nuclei. 2015. Vol. 78. P. 1374-1381.

194. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение. Москва: Металлургия, 1986. – 224 с.

195. Makhutov N.A., Zatsarinnyi V.V. Theoretical and experimental assessment of threaded joint strength and resource based on elastoplastic deformations // Journal of Machinery Manufacture and Reliability. 2015. Т. 44. №1. С. 25-32.

196. Makhutov N.A., Gadenin M.M., Odintsev I.N., Razumovsky I.A. Methods of the calculation and experimental determination of the local residual stresses under spectrum development of complex loading // Journal of Machinery Manufacture and Reliability. 2015. Т. 44. №6. С. 531-538.

Мыльников Владимир Викторович  
Кондрашкин Олег Борисович  
Шетулов Дмитрий Иванович

## ЦИКЛИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ И ДОЛГОВЕЧНОСТЬ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Монография

Редактор:  
Н.В. Викулова

Подписано в печать . Формат 60x90/16. Бумага газетная. Печать трафаретная.  
Уч. изд. л.10,6. Усл. печ. л. 10,9. Тираж 500 экз. Заказ № .

---

Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования  
«Нижегородский государственный архитектурно-строительный университет»  
603950, Нижний Новгород, ул. Ильинская, 65.  
Полиграфический центр ННГАСУ, 603950, Нижний Новгород, ул. Ильинская, 65.  
<http://www.nngasu.ru>, [srec@nngasu.ru](mailto:srec@nngasu.ru)