

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ
РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ
Федеральное государственное бюджетное образовательное
учреждение высшего профессионального образования
**«Кузбасский государственный технический университет
имени Т.Ф. Горбачева»**

А.Н. Смирнов
Н. В. Абабков

ОСНОВЫ ТЕХНИЧЕСКОЙ ДИАГНОСТИКИ

Рекомендовано в качестве учебного пособия
учебно-методической комиссией направления подготовки
150700.62 «Машиностроение», профиль 150704.62 «Оборудование и
технология сварочного производства»

Кемерово 2012

Рецензенты:

Останин О. А., старший преподаватель кафедры технологии машиностроения
Клепцов А.А., председатель УМК направления подготовки
150700.62 «Машиностроение», профиль 150704.62 «Оборудование и технология
сварочного производства»

Смирнов Александр Николаевич, Абабков Николай Викторович. Основы технической диагностики: учеб. пособие [Электронный ресурс]: для бакалавров и магистров направления подготовки 150700.62 «Машиностроение», профиль 150704.62 «Оборудование и технология сварочного производства» / А.Н. Смирнов, Н.В. Абабков – Кемерово: КузГТУ, 2012.–1 электрон. опт. диск (CD–ROM); зв.; цв.; 12 см.– Систем. требования: Pentium IV; ОЗУ 256 Мб; Windows XP; (CD–ROM–дисковод); мышь.– Загл. с экрана.

В учебном пособии приведен системный анализ современных методов и технических средств диагностирования, наиболее вероятных причин отказов потенциально опасного оборудования, процессов, происходящих в материалах при длительной эксплуатации оборудования в сложных напряженных условиях. Особое внимание уделено распространенным дефектам металлургического и технологического происхождения, а также разрушениям деталей технических устройств опасных производственных объектов.

Учебное пособие предназначено для специалистов в области металловедения, неразрушающего контроля, технической диагностики, аспирантов и студентов вузов.

© Кузбасский государственный
технический университет, 2012
© Смирнов А.Н., Абабков Н. В., 2012

ВВЕДЕНИЕ

Обеспечение качества и повышение надежности технических устройств объектов повышенной опасности невозможно без широкого использования на всех стадиях их жизненного цикла технических средств диагностирования (ТСД). Известно, что в России около 80 % промышленного оборудования отработало свой расчетный срок, поэтому особенно актуальна задача оценки его технического состояния.

Аварийные ситуации в тепловой и атомной энергетике, железнодорожном, морском и авиационном транспорте, газонефтепроводах, подъемных сооружениях, сосудах и аппаратах высокого давления, подземных коммуникациях и других комплексах могут быть значительно сокращены либо исключены при своевременном, качественном проведении диагностики с эффективным использованием современных методов и ТСД. Аварии зачастую приводят к техногенным катастрофам с человеческими жертвами и влекут за собой колоссальные материальные потери.

Цель учебного пособия – дать системный анализ современных российских и зарубежных методов и технических средств диагностирования, применяемых на объектах, подконтрольных Госгортехнадзору России, ознакомить специалистов, аспирантов, работающих в области диагностики, с наиболее вероятными причинами отказов потенциально опасного оборудования, с процессами, происходящими в материалах при длительной эксплуатации оборудования в сложных, напряженных условиях (высокие температуры и давления, циклические нагрузки, агрессивные среды и т.д.).

Техническая диагностика становится своеобразным индикатором, а возможно, и гарантом качества и надежности как новой техники, так и промышленного оборудования, отработавшего расчетный срок.

Главные факторы надежной диагностики – правильный выбор методов и технических средств диагностирования; грамотная оценка состояния самого потенциально опасного объекта, его материала с обоснованием остаточного ресурса соответствующими прочностными расчетами.

В основу учебного пособия положен опыт, накопленный ведущими российскими и зарубежными учеными и специалистами

в области технической диагностики, материаловедения и неразрушающего контроля, а также некоторые результаты исследований авторов, полученные за последние два десятилетия работы в этих направлениях научной деятельности. Рассмотрены основы теории технической диагностики. Описаны основные материалы, применяемые для изготовления технических устройств (котлов, сосудов, трубопроводов, подъемных сооружений и т.д.) и перспективные композиционные. Приведены виды металлургических и технологических дефектов.

Для оценки реального состояния потенциально опасного объекта специалистам необходимо четко представлять процессы, протекающие в длительно работающем металле промышленного оборудования. В учебном пособии подробно изложены коррозионные и усталостные явления, ползучесть, релаксация, раскрыты механизмы порообразования и возникновения микротрещин, процессы слияния микронесплошностей и развития макротрещин, описаны механизмы разрушения. Приведен анализ состояния объектов котлонадзора и подъемных сооружений на промышленных предприятиях Кузбасса.

Дана подробная классификация дефектов основного металла и сварных соединений энергетического оборудования, возникающих в процессе длительной эксплуатации. Рассмотрены результаты исследований типичных эксплуатационных повреждений паропроводов, труб поверхностей нагрева котлоагрегатов, сосудов высокого давления и баллонов, подъемных сооружений и других технических устройств объектов повышенной опасности.

Большое внимание уделено вопросам разрушающих и неразрушающих испытаний, их классификации, подробно описаны методы изучения поверхностей изломов (фрактография), даны практические рекомендации, приведены перспективные средства и методы разрушающих и неразрушающих испытаний. Приведена информация о системе экспертизы промышленной безопасности госгортехнадзора России и о внедрении концепции неразрушающего контроля. Рассмотрены некоторые вопросы диагностирования технических устройств в тепловой энергетике, методы оценки работоспособности длительно работающего металла энергооборудования, изложены основные положения отраслевой системы «живучесть стареющих ТЭС».

1. ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ТЕХНИЧЕСКОЙ ДИАГНОСТИКИ

1.1. Предмет технической диагностики

Основное назначение технической диагностики состоит в повышении надежности объектов на этапе их длительной эксплуатации, в предотвращении брака на заводе-изготовителе объектов. Любой технический объект после проектирования проходит две основные стадии: *изготовление и эксплуатация*.

На каждом из этих этапов к объекту предъявляются определенные технические требования, установленные нормативно-технической документацией (НТД). Дефекты, заложенные на стадии проектирования и изготовления, возникающие в процессе эксплуатации, нарушают это соответствие.

Цель технического диагностирования заключается в своевременном выявлении дефектов, установлении их видов, характера возникновения и развития, расположения, причин появления.

Техническое диагностирование проводится с помощью тех или иных технических средств диагностирования (ТСД).

Система технического диагностирования (СТД) представляет собой совокупность средств и объекта диагностирования, обученных и аттестованных специалистов, нормативно-технической документации (НТД).

Различают системы: тестового диагностирования (подача на объект диагностирования специально организуемых тестовых воздействий от средств диагностирования) и функционального диагностирования (на объект диагностирования поступают только рабочие воздействия).

В системах обоих видов средства диагностирования воспринимают и анализируют *ответы объекта* на входные (тестовые или рабочие) воздействия и выдают результат диагностирования: объект работоспособен или не работоспособен, функционирует правильно или неправильно, имеет определенный дефект или в объекте повреждена какая-то его составная часть.

Системы тестового диагностирования необходимы для проверки исправности и работоспособности, для поиска дефектов, нарушающих работоспособность объекта.

Системы функционального диагностирования необходимы для проверки правильности функционирования и для поиска дефектов, нарушающих правильное функционирование объекта.

1.2. Задачи организации диагностического обеспечения

При определении системы тестового или функционального диагностирования необходимо:

- изучить объект диагностирования (его назначение, конструкцию, параметры, материал и т.д.).
- указать типы наиболее вероятных дефектов, условия и признаки их проявления, для малоизученных объектов требуется физическое моделирование дефектов.
- выбрать известную или построить новую математическую модель объекта и соответствующие ей модели возможных дефектов.
- выбрать метод и составить алгоритм диагностирования, анализируя модели объекта.
- оценить качество полученного алгоритма: основные характеристики – полнота обнаружения возможных дефектов, глубина поиска; если указанные характеристики не соответствуют требуемым, проводят либо доработку алгоритма, либо разрабатывают новый, применяя другие методы диагностирования, либо улучшают контроле пригодность объекта.
- выбрать или разработать новые технические средства диагностирования (ТСД), которые реализуют данный алгоритм диагностирования.
- оценить характеристики выбранных или разработанных средств диагностирования (достоверность, безотказность и т.д.), если какие-либо характеристики не соответствуют требуемым, то проводят либо доработку ТСД, либо выбирают или разрабатывают другие, не меняя алгоритм.
- исследовать систему диагностирования (в том числе экспериментально).

Схема алгоритма используемого при разработке системы диагностирования приведена на рис. 1.1.

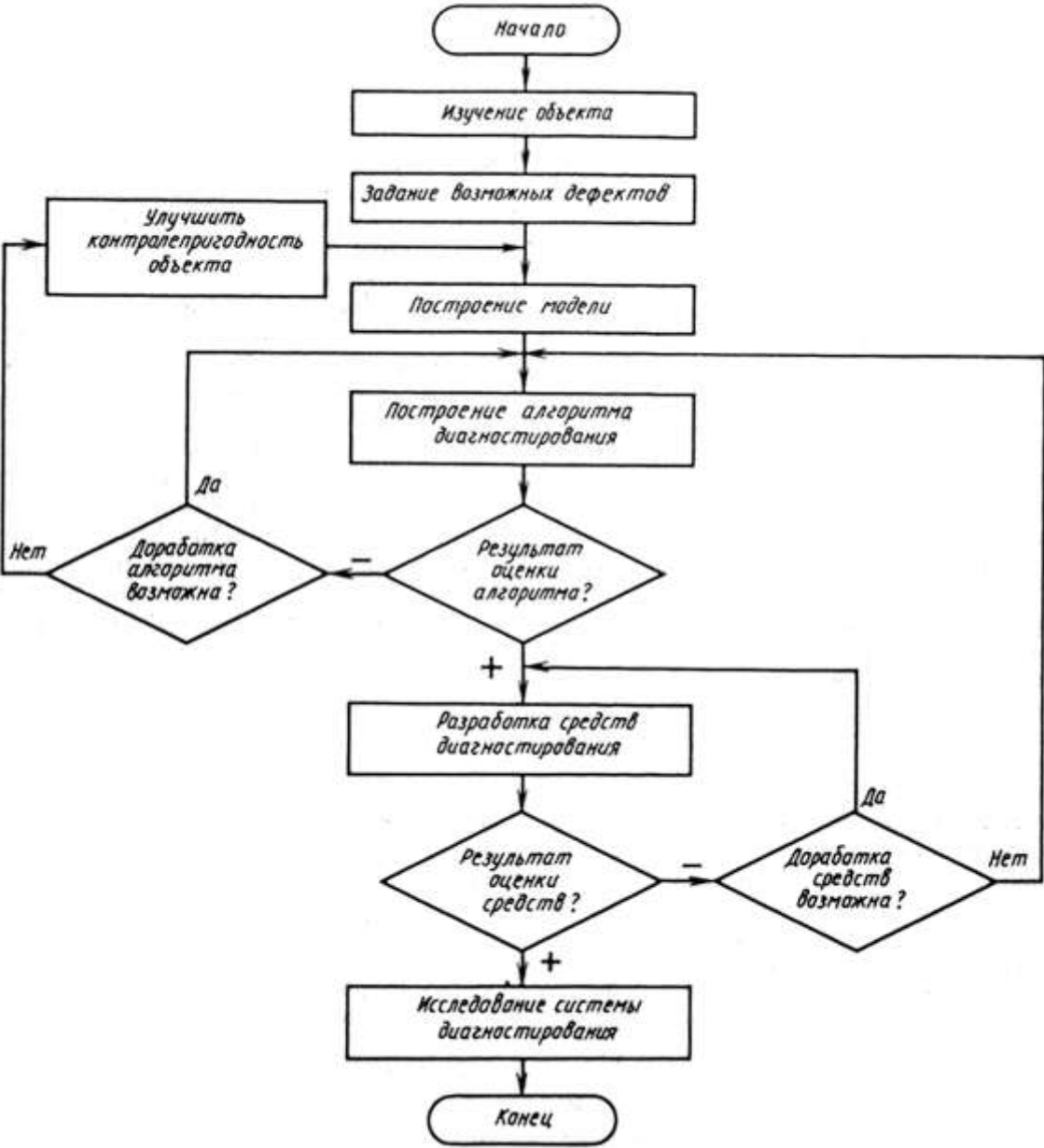


Рис. 1.1. Схема последовательности действий при разработке системы диагностирования

Средства тестового диагностирования могут быть как внешними, так и встроенными, аппаратными и (или) программными, автоматическими, автоматизированными или ручными, универсальными или специализированными.

Средства функционального диагностирования обычно бывают встроенными, автоматическими, специализированными, аппаратными или программными.

Разработку диагностического обеспечения вновь создаваемого объекта необходимо выполнять на этапе его проектирования с тем, чтобы предусмотреть требуемый уровень контролепригодности объекта и приспособленность его к диагностированию.

В общем случае системы, как тестовые, так и функционального диагностирования, можно называть системами контроля технического состояния.

С этой точки зрения [1, 2] например, системы, получившие название систем неразрушающего контроля, являются классом систем тестового диагностирования, а вибродиагностические системы – классом систем функционального диагностирования.

На объектах повышенной опасности применяют как тестовые, так и функциональные системы технического диагностирования.

Формализованная модель объекта – описание его в аналитической, графической, табличной или других формах. Существуют, так называемые, *явные и неявные модели*.

Явная модель содержит описание исправного объекта и описание каждой из его неисправных модификаций.

Неявная модель предполагает наличие только одного описания (например, неисправного объекта), формализованных моделей дефектов, правил получения по описанию и по моделям дефектов описание всех неисправных модификаций объекта.

Модели объектов бывают функциональные и структурные. Функциональные модели отражают только выполняемые объектом функции, определенные относительно рабочих входов и выходов объекта. Структурные модели содержат информацию о внутренней организации объекта, его структуре [2].

Модели объектов могут быть детерминированными и вероятностными. Вероятностные модели чаще всего используют при невозможности или неумении описать детерминировано поведение объекта.

Модели объектов, как ранее отмечалось, необходимы для построения алгоритмов диагностирования.

1.3. Техническая диагностика и прогнозирование

Техническая диагностика решает три типа задач при определении технического состояния объектов:

Задачи диагностирования – определения технического состояния объекта, в котором он находится в настоящий момент времени.

Задачи прогнозирования – предсказание технического состояния, в котором окажется объект в некоторый будущий момент времени.

Задачи генеза – определения технического состояния, в котором находился объект в некоторый момент времени в прошлом.

Задачи первого типа *формально* относятся к технической диагностике, задачи второго типа – к технической *прогностике*.

Задачи третьего типа можно *назвать технической генетикой*.

Задачи технической генетики возникают чаще всего при расследовании аварий, установлении причин повреждения оборудования. Задачи эти решаются путем определения вероятных предысторий, ведущих к настоящему состоянию объекта.

Техническая прогностика решает задачи, связанные с определением срока дальнейшей эксплуатации объекта. Эти задачи решаются путем определения вероятных эволюций состояния объекта, начинающихся в настоящий момент.

Перенесение методов решения задач диагностирования на задачи прогнозирования невозможно из-за различия моделей: при техническом диагностировании моделью является описание объекта, а при прогнозировании необходима модель процесса эволюции технических характеристик во времени. Обычно при диагностировании определяется одна «точка» состояния объекта во времени (для текущего момента).

Однако при периодическом диагностировании во времени и накоплении полученной информации (числа точек) можно оценить динамику развития процесса изменения технических характеристик объекта. Данную информацию необходимо использовать для систематической коррекции прогноза и повышения его достоверности.

Периоды времени, к которым относится информация о техническом состоянии (фактическом – в прошлом, настоящем и

предсказуемом – будущем) объектов диагностирования или прогнозирования, обозначим:

t_0 – настоящий момент или период времени;

T_1 – прошлый период времени;

T_2 – будущий период времени;

S_y – отдельные экземпляры объектов диагностирования или прогнозирования;

S_0 – один конкретный исследуемый экземпляр объекта;

S_1 – группа из k экземпляров объекта, подвергающегося исследованию, для получения априорной информации;

S_2 – группа из m элементов объекта, техническое состояние которых (настоящее или будущее) определяется по полученной априорной информации о техническом состоянии экземпляра S_0 , или группы S_1 экземпляров.

Априорные данные получают либо в результате однократного в момент времени t_0 , либо многократного в течение периода времени T_1 конкретных объектов.

Обозначив данные о техническом состоянии символом e , выделим четыре объема полученной априорной информации:

$e(S_1, T_1)$ – группа S_1 экземпляров объектов диагностировалась многократно в течение периода времени T_1 ;

$e(S_0, T_1)$ – экземпляр S_0 объекта диагностировался многократно в течение периода T_1 ;

$e(S_1, t_0)$ – группа S_1 экземпляров объекта диагностировалась однократно в момент времени t_0 ;

$e(S_0, t_0)$ – экземпляр объекта диагностирования однократно в момент времени t_0 .

Первая ситуация соответствует получению наибольшего, а четвертая – наименьшего объема априорной информации. Вторая и третья ситуации занимают промежуточное положение по объему информации, между собой эти ситуации несовместимы.

Аналогично можно выделить четыре вида обработки априорной информации для S_2 .

Из указанных видов обработки априорной информации первые два соответствуют задачам прогнозирования, а последние два – задачам диагностирования.

В процессе длительной эксплуатации объектов наиболее важной является задача индивидуального диагностирования и прогнозирования каждого конкретного экземпляра объекта.

При индивидуальном прогнозировании априорная информация должна быть индивидуальной для каждого экземпляра объекта.

Если эту задачу ставить и информацию получать в процессе эксплуатации, то она будет отражать не только конкретные условия применения данного экземпляра объекта по назначению, условия его эксплуатации и т.д., но и специфические особенности данного экземпляра, зависящие от конкретных условий изготовления объекта и его составных частей.

Теоретическая задача прогнозирования ставится следующим образом. На техническое состояние объекта влияют факторы (вектор \bar{X} на рис. 1.2), определяющие необратимые процессы деградации физико-механических свойств, структуры и т.д., а также случайные внешние и внутренние помехи (вектор \bar{Y}).

Для измерения выбрана совокупность $\{M_k, k=1,2,\dots,n\}$ параметров объекта (вектор \bar{M}), относительно которых предполагается, что они существенно зависят от \bar{X} и позволяют предсказать будущее техническое состояние объекта. Эти параметры называют *прогнозирующими*.

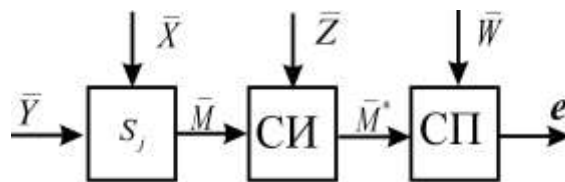


Рис. 1.2. Однолинейная схема системы прогнозирования

На значение прогнозирующих параметров в общем случае накладываются помехи \bar{Y} . При измерении параметров возможны погрешности измерения (вектор \bar{Z}), вследствие чего вместо вектора \bar{M} истинных значений получается вектор \bar{M}^* .

На результаты прогнозирования возможно влияют погрешности прогнозирования (вектор \bar{W}). Таким образом, будущее техническое состояние e объекта зависит от нескольких случайных векторных аргументов:

$$e = f(\bar{X}, \bar{Y}, \bar{Z}, \bar{W}). \quad (1.1)$$

Зависимость (1.1) является, по существу, *моделью процесса прогнозирования*. Получить зависимость (1.1) в явной аналитической форме для сложных объектов практически невозможно.

В связи с этим используют различные приемы упрощения как самой модели, так и процедур ее обработки.

К этим приемам относят расчленение общей задачи прогнозирования на две самостоятельные задачи – задачу измерения прогнозирующих параметров, когда работают с моделью

$$\bar{M}_k^* = f(\bar{X}, \bar{Y}, \bar{Z}), \quad k = 1, 2, \dots, n. \quad (1.2)$$

И задачу получения прогноза по модели вида

$$e = f(\bar{M}^*, \bar{W}). \quad (1.3)$$

Наиболее простой была бы явная зависимость

$$e = f_x(\bar{X}), \quad (1.4)$$

в которой отсутствует зависимость будущего технического состояния от случайных помех и погрешностей.

Стремясь к идеальной модели (1.4) применяют различные способы обработки математических моделей (1.2) и (1.3) с целью снижения влияния окончательных результатов измерения прогнозирующих параметров и прогноза от случайных функций \bar{Y} , \bar{Z} и \bar{W} , что сопряжено с необходимостью получения и обработки больших объемов априорной информации, что практически не всегда возможно.

Специфическими для технического прогнозирования являются задачи построения и обработки модели (1.3) с целью получения прогноза, а также задачи выбора прогнозирующих параметров.

Для решения задачи выбора прогнозирующих параметров не существует формализованных методов. Даже для простых объектов прогнозирующие параметры выбираются интуитивно на основе знания функциональных, структурных, физико-химических

и других свойств конкретных объектов с учетом условий их эксплуатации и т.д.

Выбор и измерение прогнозирующих параметров не является строго необходимым, так как при прогнозировании в конечном итоге нас интересует зависимость (1.4), где \bar{X} представляет факторы, определяющие необратимые изменения в объекте.

Однако установить функциональную связь в явном виде между техническим состоянием и факторами \bar{X} в общем случае не представляется возможным. Поэтому связь (1.4) устанавливают через зависимость (1.2) путем измерения прогнозирующих параметров, относительно которых предполагается, что их значения изменяются во времени из-за воздействия факторов \bar{X} , а затем через зависимость (1.3) экстраполируя значения прогнозирующих параметров на будущие периоды времени.

Априорные данные о технических характеристиках объекта можно получить от средств функционального и тестового диагностирования. При условии правильной организации накопления и обработки информации имеется возможность в любой период времени жизненного цикла конкретного экземпляра объекта иметь не только абсолютные фактические значения интенсивности отказов и прогнозирующих параметров, но и динамику их изменения, например, в виде кривых.

При наличии таких кривых можно эмпирически выбрать критерий годности и назначить его предельное состояние.

Наиболее трудными являются вопросы обоснованного назначения предельного значения критерия годности, а также выбора прогнозирующих параметров. В большинстве случаев приемлемыми оказываются методы экспертных оценок.

Вопросы технического диагностирования и прогнозирования тесно связаны с качеством изготовления объектов и его элементов.

Качество продукции – есть совокупность ее свойств, обуславливающих пригодность продукции удовлетворять определенные потребности в соответствии с ее назначением. Среди многих показателей качества важное место занимают показатели ее *надежности* (безотказность, долговечность, ремонтпригодность и т.д.).

Наличие или появление дефектов (возможное на любой стадии жизненного цикла) отрицательно сказывается на качестве и надежности объекта.

Для объектов повышенной опасности при техническом диагностировании, прогнозировании и оценке остаточного ресурса (РД 09-102-95) в соответствии с ГОСТ 27.002-89 остаточный ресурс диагностируемого объекта определяется как наработка от момента контроля технического состояния до его перехода в неработоспособное или предельное состояние.

В качестве базовой концепции предлагается подход, основанный на принципе «безопасной эксплуатации по техническому состоянию», согласно которому оценка технического состояния объекта осуществляется по параметрам технического состояния, обеспечивающим его надежную и безопасную эксплуатацию согласно нормативно-технической и (или) конструкторской (проектной) документации, а остаточный ресурс по определяющим параметрам технического состояния.

В качестве определяющих параметров технического состояния принимают параметры, изменение которых (индивидуальное или в совокупности) может привести объект в неработоспособное или предельное состояние.

2.МАТЕРИАЛЫ, ПРИМЕНЯЕМЫЕ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ОБЪЕКТОВ ПОВЫШЕННОЙ ОПАСНОСТИ

Объекты повышенной опасности (котлы, сосуды, трубопроводы, подъемные сооружения, горношахтное оборудование, аппараты химических и нефтехимических производств и т.д.) работают длительное время в сложных напряженных условиях при повышенных (либо пониженных) температурах и давлениях, в агрессивных средах при циклических и термоциклических нагружениях и т.д.

Следовательно, к материалам для изготовления объектов повышенной опасности (в зависимости от условий эксплуатации) предъявляются специфические требования.

Для обеспечения безопасной и надежной работы объектов требуется соблюдение Правил устройства и безопасной эксплуатации объектов повышенной опасности, утвержденных Госгортехнадзором России.

Существуют Правила по котлам, сосудам, трубопроводам, грузоподъемным кранам, объектам нефтехимии, горношахтному оборудованию и т.д. Вышеуказанные правила регламентируют требования к материалам для изготовления подконтрольного Госгортехнадзору России оборудованию.

2.1. Материалы, применяемые для паровых и водогрейных котлов, трубопроводов пара и горячей воды, сосудов, работающих под давлением

Материалы, используемые для изготовления и ремонта объектов котлонадзора, должны обладать способностью деформироваться без образования трещин в холодном и горячем состояниях, хорошей свариваемостью, высокими прочностными и пластическими свойствами, которые обеспечивали бы надежную эксплуатацию на протяжении расчетного срока службы. В тех случаях, когда материал работает при высоких температурах и в контакте с агрессивными средами, он должен быть жаропрочным и достаточно устойчивым к коррозии.

При изготовлении объектов котлонадзора наиболее широко применяются низкоуглеродистые и низколегированные стали. Они

пластичны и хорошо подвергаются обработке давлением, гибке и правке в холодном и горячем состоянии, хорошо свариваются.

Эти стали в тоже время обладают комплексом механических свойств вполне удовлетворительным для эксплуатации при температурах ниже 450°С, они не склонны к хрупкому разрушению, удовлетворительно воспринимают циклические нагрузки. Для изготовления объектов котлонадзора применяют стали поставляемые по ГОСТ 380, ГОСТ 1050, ГОСТ 5520. Это стали обыкновенного качества – ст. 2КП, ст. 3ПС, ст. 2СП, ст. 3КП, ст. 3ПС, ст. 3СП, ст. 4КП, ст. 4ПС, ст. 4СП и другие. Кипящие и полуспокойные стали используют в наименее ответственных деталях и узлах оборудования.

Для объектов котлонадзора, работающих в более напряженных условиях (при значительных температурах и давлениях) применяют качественные и высококачественные стали: 10ПС, 10, 15, 20ПС, 20, 25, 30, 35, 40 (ГОСТ 1050).

Области применения, механические характеристики и химический состав сталей, поставляемых для изготовления объектов котлонадзора, приведены в таблицах 2.1–2.5 [3, 4].

Большая часть объектов котлонадзора изготавливается из листов и труб. Наиболее ответственные элементы объектов котлонадзора изготавливаются из бесшовных труб. Обычно их получают прокаткой. Трубы и листы из углеродистой стали могут применяться без термической обработки, если температура конца прокатки не ниже 850–875 °С.

Если температура конца прокатки была ниже, или обработку металлов давлением проводили в холодном состоянии, то термическая обработка обязательна. Обычно микроструктура углеродистых сталей в состоянии поставки – феррито-перлитная, величина зерна соответствует баллу 6-8 ГОСТ 5639.

Крепежные детали и отливки, эксплуатирующиеся до температуры 425 °С и ниже, чаще всего изготавливают из углеродистых сталей ст. 3СП 5, ст. 5СП 3, ст. 5СП 2 (ГОСТ 380), 20, 25, 30, 35, 40 (ГОСТ 1050) и 10Л, 20Л, 25Л, 30Л, 35Л (ГОСТ 977) соответственно.

Энергооборудование (объекты, эксплуатирующиеся при температуре свыше 500 °С и давлении более 10 МПа) изготавливают из специальных легированных жаропрочных сталей и сплавов.

Жаропрочные стали и сплавы – это материалы, которые работают при высоких температурах в течение заданного периода времени в условиях сложноподвиженного состояния. Главной характеристикой, определяющей работоспособность стали или сплава, является жаропрочность.

Под жаропрочностью понимают напряжение, вызывающее заданную деформацию, не приводящую к разрушению, которое способен выдерживать сплав (материал) в объекте при определенной температуре за заданный отрезок времени.

Если оговаривается напряжение и время, то эта характеристика называется пределом длительной прочности и обозначается – $\sigma_{д.п.}^r$.

Если оговариваются напряжение, время и деформация, то такая характеристика называется пределом ползучести.

Работоспособность металла оценивается не только прочностью, но и пластичностью. Запас пластичности определяется и при испытаниях на длительную прочность, кроме того, оценивается КСУ последовательного старения и чувствительности к надрезу при испытании образцов с надрезами на длительную прочность. Для δ и Ψ хорошими показателями считают 10 и 15% соответственно при испытаниях на длительную прочность.

Чувствительность к надрезу определяется как отношение времени до разрушения надрезанного и гладкого образцов, испытанных при одних и тех же условиях. Считается, что сплав нечувствителен к надрезу, если это отношение больше или равно единице.

Поскольку жаропрочные сплавы работают в условиях сложноподвиженного состояния, характеризующегося постоянными изменениями величины и знака нагрузок, большое значение имеет высокое сопротивление усталости при высоких температурах.

Согласно требованиям Правил Госгортехнадзора России чаще всего для объектов котлонадзора (эксплуатирующихся при высоких параметрах), используют стали легированные Cr, Mo, V, Ni, W, Mn, Si. Допускаемые температуры применения легированных сталей приведены в таблице 2.6 [3].

Из всех приведенных сталей наибольшее распространение в энергетике получили стали 12Х1МФ, 12Х2МФСБ, 15Х1М1Ф, причем сталь 12Х1МФ применяется значительно шире. Из нее изготовлены сотни тысяч тонн труб эксплуатирующихся на электрических станциях России.

Материалы, применяемые в энергетике и работающие при высоких температурах и давлениях, должны обладать следующими свойствами:

- жаропрочностью (сопротивление ползучести и разрушению в течение заданного времени);
- жаростойкостью (сопротивление воздействию газовой среды или пара высоких температур);
- стабильностью структуры и свойств во время заданного срока службы;
- деформационной способностью (величина относительного удлинения до разрушения);
- технологичностью (способность материала деформироваться в горячем и холодном состоянии, свариваться, обрабатываться резанием и т.д.).

Условия высокотемпературной службы (температура, длительность, напряжения) вызывают ряд особенностей в процессах пластической деформации сталей. С повышением температуры силы связи атомов в кристаллической решетке уменьшаются, диффузионная подвижность атомов увеличивается, облегчается протекание процессов деформации.

В настоящее время можно считать установленным, что жаропрочность сталей определяется структурой и прочностью межатомных связей в решетке, зависит от природы сталей и может быть повышена путем соответствующего легирования [5].

Стали 12Х1МФ и 15Х1М1Ф обладают высокой стабильностью структуры в процессе длительной эксплуатации, необходимой жаропрочностью и жаростойкостью, хорошей технологичностью при малом содержании легирующих элементов.

Эксплуатационная надежность этих сталей определяется их структурой в исходном состоянии, которая зависит от содержания легирующих элементов, отношения V/C и режима термической обработки. Исходная структура определяет механизм и степень упрочнения этих сталей.

Повышение прочности достигается в результате:

- легирования, при котором создаются упрочненные твердые растворы (внедрения или замещения), или структуры с мелкодисперсными частицами;
- термической обработки, основанной на явлении полиморфизма и связанного с ним фазового наклепа, либо на явлении – дисперсного травления.

В основе влияния структуры на прочность сталей лежит:

- механизм препятствий для движения дислокаций;
- упрочнение частицами второй фазы в результате дисперсионного твердения в процессе отпуска;
- упрочнение в результате взаимодействия атомов легирующих элементов с дислокациями в твердом растворе.

Повышенное содержание «С» в твердом растворе ускоряет процесс обеднения твердого раствора молибденом, что снижает жаропрочность. В Cr-Mo-V сталях для замедления процесса обеднения твердого раствора введен «V», который связывает большую часть «С». При отношении V/C равном четырем практически весь «С» связан в карбиды ванадия.

Термическая обработка, вызывающая превращение аустенита в мартенсит или в нижний бейнит, способствует созданию субмикроскопической структуры, позволяющей наиболее полно использовать прочность межатомных связей в решетках фаз, образующих сплав, что приводит к повышению жаропрочности. Последующий отпуск приводит к выделению по дислокациям и субграницам мелкодисперсных карбидов ванадия, которые закрепляют дислокации.

Выявлено, что трубы из Cr-Mo-V сталей со структурой отпущенного бейнита имеют наибольшую жаропрочность, так как здесь реализуются все три механизма упрочнения [6, 7].

Таблица 2.1.

Химический состав листовой качественной углеродистой стали

Марка стали	Углерод, %	Марганец, %	Хром, не более, %
10	0,07-0,14	0,35-0,65	0,15
15	0,12-0,19	0,35-0,65	0,25
20	0,17-0,24	0,35-0,65	0,25
25	0,22-0,30	0,50-0,80	0,25
30	0,27-0,35	0,50-0,80	0,25
35	0,32-0,40	0,50-0,80	0,25
40	0,37-0,45	0,50-0,80	0,25
45	0,42-0,50	0,50-0,80	0,25
50	0,47-0,55	0,50-0,80	0,25
55	0,52-0,60	0,50-0,80	0,25
60	0,57-0,65	0,50-0,80	0,25

Таблица 2.2

Химический состав металла труб (по ТУ 14-3-460)

Марка стали	С, %	Si, %	Mn, %	Cr, %	Ni, %	Mo, %	W, %	V, %	Не более		
									Cu, %	S, %	P, %
20	0,17 0,24	0,17 0,37	0,35 0,65	0,25	До 0,25	-	-	-	0,30	0,025	0,030
15ГС	0,12 0,18	0,70 1,00	0,90 1,30	0,30	До 0,30	-	-	-	0,30	0,025	0,035
15ХМ	0,11 0,16	0,17 0,37	0,40 0,70	0,80 1,10	До 0,25	0,40 0,55	-	-	0,20	0,025	0,035
12Х1МФ	0,08 0,15	0,17 0,37	0,40 0,70	0,90 1,20	До 0,25	0,25 0,35	-	0,15 0,30	0,20	0,025	0,025
15Х1М1Ф	0,10 0,16	0,17 0,37	0,40 0,70	1,10 1,40	До 0,25	0,90 1,10	-	0,20 0,35	0,25	0,025	0,025
12Х2МФСР ¹	0,08 0,15	0,40 0,70	0,40 0,70	1,60 1,90	До 0,25	0,50	-	0,20 0,35	0,25	0,025	0,025
12Х11В2МФ	0,10 0,15	До 0,50	0,50 0,80	10,0 12,0	До 0,60	0,60 0,90	1,70 2,20	0,15 0,30	0,30	0,025	0,025
12Х18Н12Т ²	До 0,12	До 0,80	1,00 2,00	17,0 19,0	11,0 13,0	-	-	-	0,30	0,020	0,035

Примечания:

¹ Содержание В = 0,002-0,005%² Содержание Тi от 5(С, % - 0,02) до 0,70%

Таблица 2.3

Механические свойства металла труб (не менее) (по ТУ 14-3-460)

Марка стали	σ_B^{20} , МПа	σ_T^{20} , МПа	δ_5^{20} , %	ψ^{20} , %	a_n , Дж/см ²	НВ, не более, МПа
	Продольные образцы					
20	420-560	220	24	45	50	-
15ГС	500	300	18	45	60	-
15ХМ	450-650	240	21	50	60	-
12Х1МФ	450-650	280	21	55	60	-
15Х1М1Ф	500-700	320	18	50	50	-
12Х2МФСР	480	280	21	-	-	-
12Х11В2МФ	600	400	18	-	-	2550
12Х18Н12Т	540	220	35	55	-	2000
Поперечные образцы						
20	450	220	22	40	40	-
15ГС	500	300	16	40	50	-
15ХМ	450	230	20	45	50	-
12Х1МФ	450	280	19	50	50	-
15Х1М1Ф	500	320	16	45	40	-
12Х2МФСР	-	-	-	-	-	-
12Х11В2МФ	600	400	17	45	50	-
12Х18Н12Т	-	-	-	-	-	-

Примечания.

1. При определении механических свойств на сегментах и на трубах относительное сужение ψ не определяется.

2. По соглашению сторон трубы должны испытываться на растяжение при рабочих температурах с определением σ_B^t и $\sigma_{0,2}^t$.

3. Твердость металла труб с $s < 4$ мм не определяется.

Таблица 2.4.

Предельно допускаемые температуры °С для элементов объектов котлонадзора, изготавливаемых из труб, поставляемых по ТУ 14-3-416

Марка стали	Поверхности нагрева котла	Камеры и трубопроводы внутри котла	Трубопроводы	Сосуды
15 ГС	450	450	450	-
15ХМ	550	550	550	-40 до + 550
12Х1МФ	585	570	570	- 40 до + 570
15Х1М1Ф	-	575	575	-
12Х2МФСР	585	-	-	-
11Х11В2МФ	630	-	580	-
12Х18Н12Т	640	610	610	-

Таблица 2.5.

Гарантируемые минимальные значения предела текучести $\sigma_{0,2}$ МПа, при повышенных температурах для листовой стали (по ГОСТ 5520)

Марка стали	Температура, °С					
	200	250	300	350	400	450
15К	176	167	137	118	98	78
16К	206	186	157	137	118	98
18К	225	206	176	157	137	118
20К	216	196	176	157	137	118
22К ¹	-	206	186	-	-	-
12МХ	-	225	216	206	196	186
10Х2М	-	225	216	206	196	186
12Х1МФ	-	245	235	225	216	206

Примечания:

¹ Для стали 22К предел текучести при 320°С не менее 176 МПа.

Таблица 2.6.

Гарантируемые механические свойства стали 2-й категории (ГОСТ 1050-74 и ГОСТ 1050-88)

Марка стали	Предел текучести σ_T , МПа	Временное сопротивление σ_B , МПа	Относительное удлинение δ_5 , %	Относительное сужение ψ , %	Ударная вязкость КСЧ, Дж/см ²
	Не менее				
10	205	330	31	55	-
15	225	370	27	55	-
20	245	410	25	55	-
25	275	450	23	50	88
30	295	490	21	50	78
35	315	530	20	45	69
40	335	570	19	45	59
45	355	600	16	40	49
50	375	630	14	40	38
55	380	650	13	35	-
60	400	680	12	35	-

При структуре феррита с крупными карбидами трубы имеют минимальную жаропрочность, упрочнение происходит лишь за счет взаимодействия атомов легирующих элементов с дислокациями.

Для сталей применяемых в энергетике разработаны специальные технические условия (ТУ 14-3-460-75) в которых регла-

ментированы химический состав, механические свойства и вид термической обработки сталей.

В приложении к техническим условиям имеются «Шкалы микроструктур» для сталей 12Х1МФ, 15Х1М1Ф и 12Х2МФСР.

Для реализации всех трех механизмов упрочнения оптимальным является режим термической обработки, состоящий из нормализации и высокого отпуска. Иногда применяют закалку в масле с замочкой в воде и высокий отпуск.

Согласно ТУ 14-3-460-75 для каждой марки сталей существуют сдаточные и браковочные структуры. Браковочные структуры появляются в случае значительного нарушения режима термической обработки.

Перед установкой труб в котлоагрегат, либо при монтаже паропроводов, трубы подвергаются входному контролю (исследуется микроструктура).

Основным принципом построения шкал является уменьшение количества отпущенного бейнита в структуре труб из стали 15Х1М1Ф и 12Х2МФСР, отпущенного бейнита и перлита в структуре труб из стали 12Х1МФ.

Сдаточные микроструктуры оцениваются пятью баллами, с 1 до 5, с содержанием отпущенного бейнита и перлита у стали 12Х1МФ и 12Х2МФСР от 100 до 15% включительно, а у стали 15Х1М1Ф от 100 до 20% включительно.

Браковочные структуры у стали 12Х1МФ и 12Х2МФСР охватывают структуры, содержащие отпущенного бейнита и перлита менее 15% (балл 6, 7) и структуры с признаками перегрева при отпуске выше A_{C1} (балл 8, 9).

У стали 15Х1М1Ф браковочные структуры охватывают феррито-перлитную (балл 6), мартенсито-бейнитную (балл 10) и структуры перегрева при отпуске выше A_{C1} (балл 7, 8, 9).

12Х1МФ, сдаточные структуры:

- микроструктура 1 балла содержит от 100 до 30% отпущенного бейнита и перлит + феррит;
- микроструктура 2-3 балла содержит от 30 до 20% отпущенного бейнита и перлита + феррит;
- микроструктура 4-5 балла содержит от 20 до 15% отпущенного бейнита и перлита + феррит (рис. 2.1.а-д).

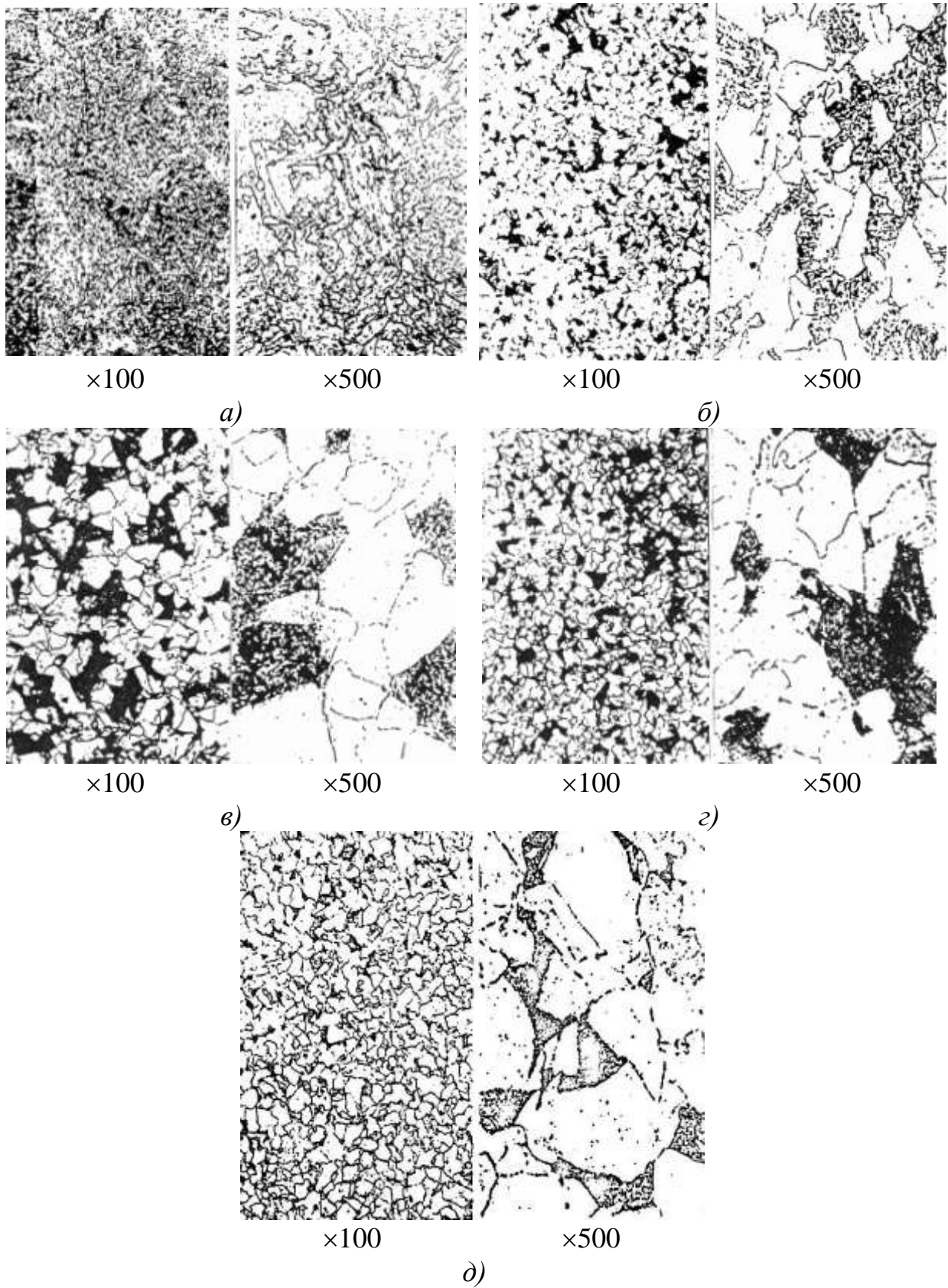


Рис. 2.1. Сдаточные микроструктуры стали 12X1МФ:
a – балл 1; *б* – балл 2; *в* – балл 3; *г* – балл 4; *д* – балл 5.

12Х1МФ, браковочные структуры:

- микроструктура 6 балла содержит от 15 до 5% отпущенного бейнита и перлита + феррит;
- микроструктура 7 балла содержит от 5 до 0% отпущенного бейнита и перлита + феррит (рис. 2.2.а-б);
- микроструктура 8 и 9 балла – структуры перегрева при отпуске выше A_{C1} .

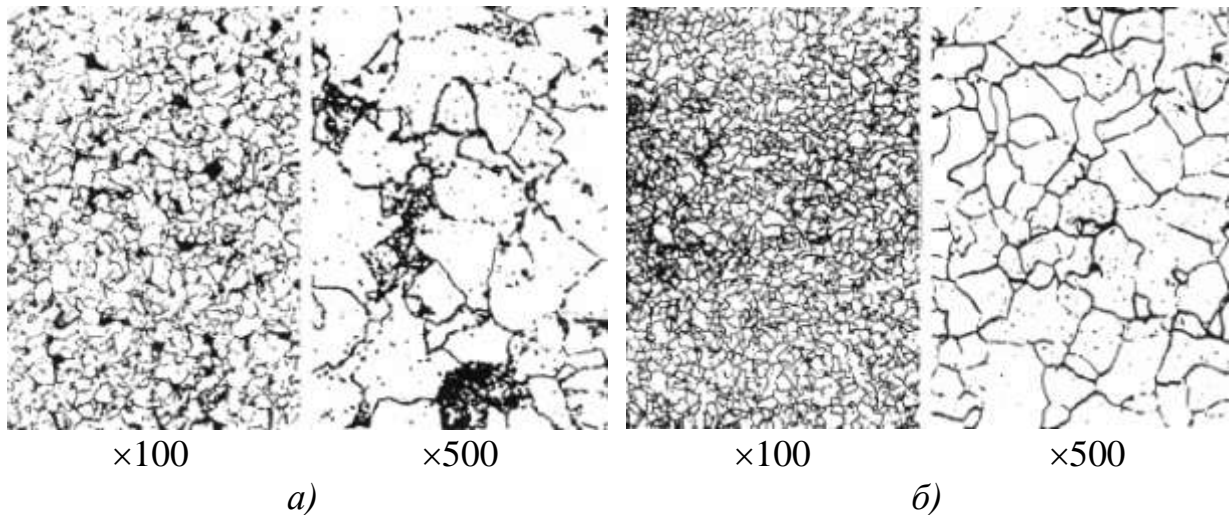


Рис. 2.1. Браковочные микроструктуры стали 12Х1МФ:
а – балл 6; б – балл 7.

15Х1М1Ф, сдаточные структуры:

- микроструктура 1 балла содержит 100% отпущенного бейнита;
- микроструктура 2 балла содержит не менее 80% отпущенного бейнита;
- микроструктура 3 балла содержит не менее 60% отпущенного бейнита;
- микроструктура 4 балла содержит не менее 40% отпущенного бейнита;
- микроструктура 5 балла содержит не менее 20% отпущенного бейнита.

15Х1М1Ф, браковочные структуры:

- микроструктура 6 балла феррито-перлитная;
- микроструктура 7 балла;
- микроструктура 8 балла структуры перегрева при отпуске выше A_{C1} ;

- микроструктура 9 балла;
- микроструктура 10 балла содержит 100% отпущенного мартенсита с бейнитом.

12X2МФСР, сдаточные структуры:

- микроструктура 1 балла содержит от 100 до 90% отпущенного бейнита + феррит;
- микроструктура 2 балла содержит от 90 до 70% отпущенного бейнита + феррит;
- микроструктура 3 балла содержит от 70 до 50% отпущенного бейнита + феррит;
- микроструктура 4 балла содержит от 50 до 30% отпущенного бейнита + феррит;
- микроструктура 8 балла содержит от 30 до 15% отпущенного бейнита + феррит.

12X2МФСР, браковочные структуры:

- микроструктура 6 балла содержит от 15 до 5% отпущенного бейнита + феррит;
- микроструктура 7 балла содержит от 5 до 0% отпущенного бейнита + феррит;
- микроструктура 8 балла – структура перегрева при отпуске выше A_{C1} .

Аустенитные стали типа 12X18Н12Т в энергетике применяются значительно реже перлитных сталей.

В тепловой и атомной энергетике используют и применяют большой спектр сталей различных классов и марок, которые авторы не рассматривают в настоящей работе.

2.2. Материалы, применяемые для подъемных сооружений и сварных металлоконструкций

В зависимости от условий эксплуатации в подъемных сооружениях и сварных металлоконструкциях применяют конструкционные углеродистые, низколегированные, среднелегированные и высоколегированные стали.

Для изготовления и ремонта несущих элементов металлоконструкций мостовых ручных, подвесных электрических однобалочных кранов общего назначения используют стали ст 3 пс 2,

ст 3 пс 5, ст 3Г пс 5 (ГОСТ 380), которые могут эксплуатироваться при температурах до -40°C .

Для элементов крановых механизмов применяют стали 25 Л-П, 55 Л-П (ГОСТ 977), С4-15, С4-28 (ГОСТ 1412), кованные и штампованные заготовки из стали 35 (ГОСТ 1050) и другие материалы.

Сварные несущие элементы металлоконструкций порталных, башенных стреловых и других специальных кранов, эксплуатирующихся в сложных напряженных условиях изготавливают из сталей 17 ГС, 16 ГС, 09 Г2С, 15ХСНД, 10ХСНД (ГОСТ 17066, 19282), 09Г2Д, 09Г2СД (ГОСТ 19281, 19282), 18Г2АФпс, 18Г2АФДпс, 15Г2АФДпс (ГОСТ 19282), 14Г2АФ, 14Г2АФД, 16Г2АФ, 16Г2АФД в нормализованном состоянии и углеродистые стали 10, 20 (ГОСТ 1050), ст3, сп5 (ГОСТ 380) горячекатаные или термообработанные. Ударную вязкость в этих сталях обычно определяют при температуре -40°C и после механического старения.

Одно из важнейших требований к сталям, применяемым для изготовления металлоконструкций – высокая ударная вязкость при отрицательных температурах.

Стали также должны хорошо свариваться при различных условиях проведения сварных работ. Низколегированные стали обладают по сравнению с углеродистыми повышенной прочностью при высокой пластичности. Эти стали обладают малой склонностью к подкалке в околошовной зоне под действием сварочного нагрева, и поэтому их условно называют незакаливающимися. Часто для изготовления различных деталей машин применяют закаливающие конструкционные стали марок 30ХГСА, 20ХГСА, 30Г, 40Х, 30ХМА (ГОСТ 4543) и др. К группе закаливаемых сталей относят и некоторые высоколегированные стали, например, 1Х13, 2Х13, 15ХПМФ, 15Х12ВМФ и др. Чем больше в стали углерода, тем более склонна эта сталь к закалке.

Присутствие в околошовной зоне у сварного соединения – закаленных участков, обладающих весьма низкой пластичностью, часто приводит к образованию трещин. Наибольшую склонность к образованию трещин вызывает наличие в околошовной зоне мартенсита.

Для изготовления металлических конструкций, работающих при высоких температурах и в агрессивных средах, либо на глубоком холоде – применяют высоколегированные хромоникелевые стали типа 12Х18Н12Т, 08Х18Н10, 12Х18Н9 и др. (ГОСТ 5632).

Благодаря введению в состав стали значительного количества никеля, а иногда и других аустенитообразователей, она становится аустенитной, т.е. в ней при всех температурах сохраняется структура аустенит. Следовательно, в зоне термического влияния при сварке аустенитных сталей подкалка не происходит.

Однако при нагреве аустенитных сталей в них могут протекать другие процессы, которые следует учитывать, так как они могут ухудшить свойства околошовной зоны (привести к потере стойкости против коррозии и снижению пластичности).

Кроме того, иногда при сварке аустенитных хромоникелевых сталей следует иметь в виду повышенную склонность металла шва к образованию горячих трещин. Хромоникелевые стали в определенных условиях склонны к межкристаллитной коррозии.

2.3. Коррозионностойкие материалы, применяемые в химической, нефтехимической и других отраслях промышленности

В химическом машиностроении используют листовую сталь 15Х5М по ГОСТ 7350 для изготовления сосудов с температурой стенки от -40 до +550°С без ограничения давления. Благодаря наличию Cr она обладает коррозионной стойкостью. Для изготовления сосудов широко применяют нержавеющие аустенитные стали 12Х18Н9Т, 12Х18Н10Т, 12Х18Н12Т, 08Х18Н10, поставляемые по ГОСТ 7350. Добавки никеля обеспечивают этим сталям стабильную аустенитную структуру. Благодаря наличию 18% хрома стали обладают высокой коррозионной стойкостью.

Титан вводят для предотвращения коррозионного растрескивания по границам зерен (см. далее коррозия МКК). Кроме того никель способствует повышению вязкости стали при низких температурах. Листы из сталей 08Х18Н10Т, 08Х18Н10, 12Х18Н9Т рекомендуют для изготовления деталей сосудов, работающих при температурах от -53 до +600°С.

В нефтеперерабатывающей и нефтехимической промышленности широко применяют бесшовные трубы из сталей 15X5, 15X5М, 15X5ВФ по ГОСТ 550.

Повышенное содержание хрома обеспечивает этим сталям удовлетворительную коррозионную стойкость при контакте с серосодержащей нефтью и ее парами. Трубы, изготовленные из этих сталей, рекомендуются к применению в элементах сосудов, работающих при температуре от -40 до $+600^{\circ}\text{C}$, поставляются они в термически обработанном состоянии. Для работы в контакте с весьма коррозионно-активными средами в сосудах химической промышленности применяют нержавеющие бесшовные трубы из сталей 08X13, 12X18Н10Т, 08X17Н15М3Т и др. по ГОСТ 9941. Хромистая сталь 08X13 обладает высокой коррозионной стойкостью, но с повышением температуры быстро разупрочняется, поэтому ее применение ограничено температурами от -50 до $+300^{\circ}\text{C}$ и давлением не более 6,4 МПа.

Никелесодержащие стали сохраняют высокие прочностные свойства в более широком интервале температур. Поэтому трубы из стали 08X18Н10Т, например, можно применять для изготовления деталей сосудов, работающих при температурах от -196 до $+610^{\circ}\text{C}$ без ограничения давления.

Высокохромистые стали марок 01X17Т и 15X25Т относятся к однофазным сталям ферритного класса. Из этих сталей изготавливают лист толщиной 5-20 мм путем низкотемпературной прокатки. После термообработки в сталях получается мелкозернистая структура и повышенные значения пластичности ($\delta > 20\%$) и ударной вязкости (до $+0,98$ Мжд/м²), благодаря чему резка и вальцовка листов производится в холодном состоянии без обычного специального подогрева до $100-200^{\circ}\text{C}$.

Однако изготовление из них сварной аппаратуры ограничено из-за резкого повышения порога хладноломкости выше комнатной температуры в околошовной зоне сварных соединений. Хрупкость сварных соединений не устраняется последующей термообработкой, так как ферритные стали не имеют фазовых превращений [8, 9, 10].

Сталь 14X17Н2 по структуре в нормализованном состоянии принадлежит к мартенсито-ферритному сплаву.

Легирование никелем способствует увеличению аустенитной фазы и делает сталь более чувствительной к термической обработке. Сталь 14X17H2, благодаря повышенному содержанию хрома, относится к коррозионностойким, кислотостойким и окислительностойким сталям [7, 8, 9, 11]. Важнейшее технологическое свойство этой стали – ее удовлетворительная свариваемость.

Присадка молибдена в хромоникелевые аустенитные стали типа 18-8 способствует появлению ферритной фазы.

Разработано несколько марок сталей 08X17H13M2T, 10X17H13M2T (ЭИ448), 10X17H13M3T (ЭИ432), 08X17H15M3T (ЭИ580).

Присадка молибдена в количестве 2–3% к стали 18-8 повышает механические свойства сталей при высоких температурах и коррозионную стойкость в ряде химически активных сред. Титан устраняет склонность к межкристаллитной коррозии.

Для изготовления оборудования многих химических производств: производства искусственного волокна, азотной и серной кислот, аммиачной селитры, борной кислоты, анилиновых красителей и т.д. применяют стали 08X18H10T и 10X17H13M2T, для их замены разработаны и нашли широкое применение стали аустенито-ферритного класса с пониженным содержанием никеля: 12X21H5T (ЭИ811), 08X22H6T (ЭП53), 08X21H6M2T (ЭП54). Эти стали в состоянии поставки более прочны чем чисто аустенитные стали.

Исследования, проведенные в НИИХИММАШе, показали, что для изготовления сварной аппаратуры необходимо применять стали с низким содержанием углерода и добавками титана.

Авторами [12, 13, 14, 15] были предложены для широкого применения стали марок 06X23H28M3Д3T (ЭИ943) и 06X2H28M2T (ЭИ628).

Сталь аустенитного класса 03X21H21M4Б (ЭИ35), стабилизированная ниобием, с низким содержанием углерода, используют для изготовления оборудования для производства двойного суперфосфата и экстракционной фосфорной кислоты, содержащей фтористые соединения [16–19].

Вышеперечисленные материалы нашли наиболее широкое применение в промышленности. Однако, в ряде случаев, у сталей наблюдается снижение эксплуатационных характеристик, свя-

занных с наличием в них различных дефектов металлургического и технологического характера.

2.4. Дефекты металлургического и технологического производства

Для изготовления объектов повышенной опасности применяют качественные и высококачественные стали.

Однако даже при строгом соблюдении технологии производства на металлургических предприятиях и при достаточно высоком уровне технологической дисциплины случаи брака продолжают иметь место.

Около 5% повреждений на объектах повышенной опасности происходит из-за наличия в металле дефектов металлургического либо технологического характера. Далее рассмотрим наиболее распространенные дефекты.

2.4.1. Внутренние дефекты

Усадочная раковина. Представляет собой полость, образовавшуюся вследствие уменьшения объема жидкого металла при его затвердевании. Различают следующие виды усадочной раковины в слитках: открытая усадочная раковина (рис. 2.3), закрытая усадочная раковина (рис. 2.4), вторичная усадочная раковина (рис. 2.5).

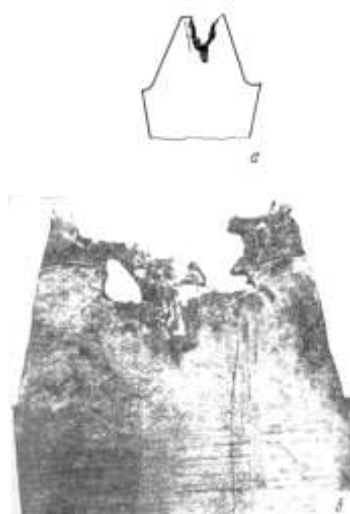


Рис. 2.3. Открытая усадочная раковина: *а* – схема (ОСТ 14-38-79); *б* – продольный разрез прибыли слитка



Рис. 2.4. Закрытая усадочная раковина: *а* – схема (ОСТ 14-38-79); *б* – продольный разрез прибыли слитка

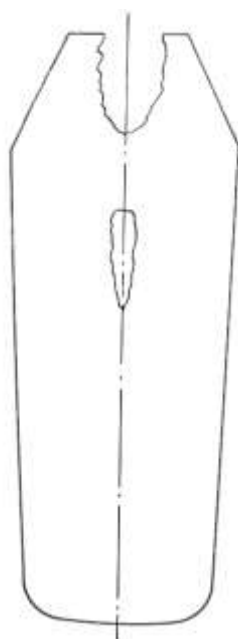


Рис. 2.5. Вторичная усадочная раковина (схема)

Внутренняя поверхность усадочной раковины неровная, с мелкими выступами и впадинами. В деформированной спокойной стали при недостаточной обрезке прибыльной части слитка встречается дефект, представляющий собой остатки усадочной раковины.

Этот дефект имеет вид мелких темных нарушений сплошности в центре прутков крестообразной, или прямолинейной формы (рис. 2.6). В зоне дефекта наблюдаются скопления неметаллических включений (рис. 2.7).

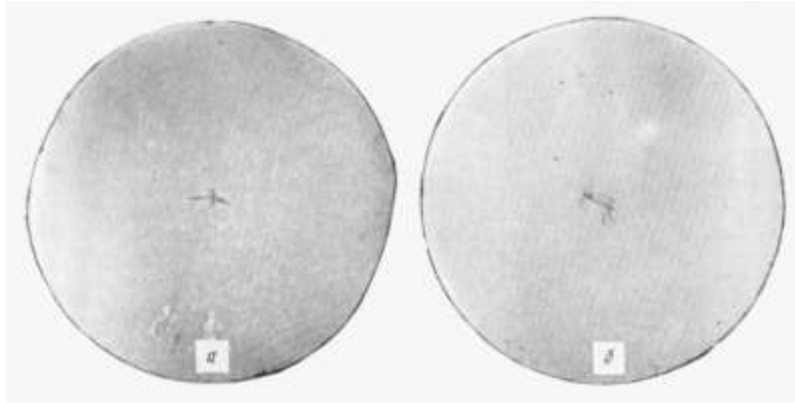


Рис. 2.6. Остатки усадочной раковины в микрошливах прутка стали ШХ15 диаметром 90 мм



Рис. 2.7. Микроструктура стали в зоне остатков усадочной раковины. $\times 100$. Видны скопления неметаллических включений

Пузыри. В литом металле представляют собой полости (округлые, овальные или продолговатые – в виде каналов), образовавшиеся в результате выделения газов при кристаллизации. По расположению в слитках пузыри могут быть внутренние и подкорковые (рис. 2.8).



Рис. 2.8. Микроструктура стали в зоне незаварившегося пузыря. Характеризуется ликвационными участками и скоплениями сульфидов. $\times 300$

Пузыри могут формироваться различными газами, а именно: оксидом углерода, азотом, водородом, а также парами легкоплавких металлов. Микроструктура в зоне, расположенной возле незаваренного пузыря, характеризуется ликвационными участками и скоплениями сульфидов.

Незаваренные подкорковые пузыри деформированного металла имеют вид радиально направленных полосок, расположенных у поверхности прутка.

Межкристаллитные трещины, прослойки и сколы. Представляют собой тонкие нарушения сплошности, образующиеся по границам кристаллов при низкой прочности этих границ вследствие усадочных, термических и структурных напряжений.

Пониженная прочность границ кристаллов зачастую связана с присутствием на них прослоек неметаллической фазы и ликватов. Располагаются межкристаллитные трещины и прослойки, преимущественно в осевой зоне слитка.

В результате деформации с большой степенью обжатия межкристаллитные трещины при небольшом их развитии могут завариваться частично или полностью. В деформированном металле не полностью заварившиеся трещины имеют паукообразный вид. Такие дефекты называют пауками (рис. 2.9). В продольном изломе деформированного металла незаварившиеся межкристаллитные трещины имеют вид сколов (рис. 2.10).

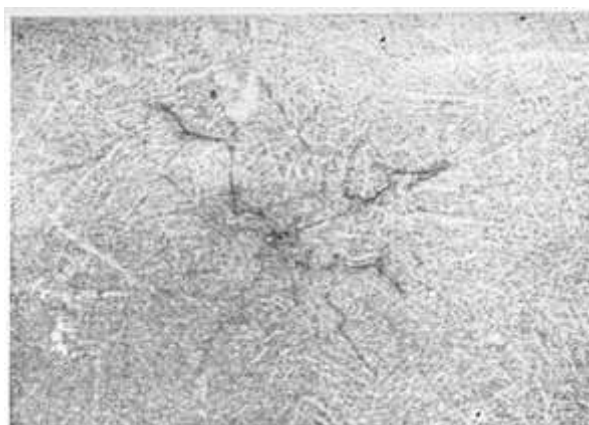


Рис. 2.9. Паукообразные трещины в осевой зоне заготовки стали 18Х2Н4ВА (ГОСТ 10243-74). Вследствие малой степени деформации и наличия неметаллических прослоек полного заваривания межкристаллитных трещин не произошло

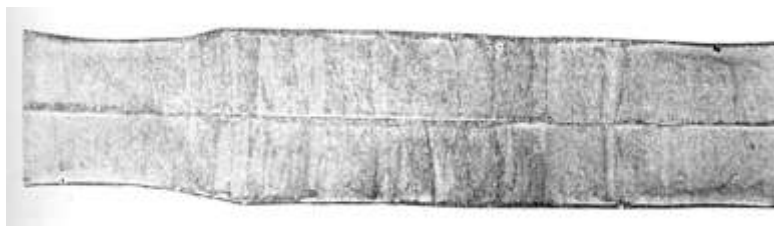


Рис. 2.10. Грубые сколы в изломе заготовки стали 18X2H4BA по месту расположения межкристаллитных трещин. (ГОСТ 10243-75)

Ликвации. Представляют собой неоднородность сталей и сплавов по составу, образующуюся при их затвердевании. Различают дендритную и зональную ликвации.

Дендритная ликвация – неоднородность по составу осей и межосных участков в объеме дендрита. Зональная ликвация – неоднородность по составу различных зон слитка.

После продолжительного отжига не всегда происходит полное выравнивание состава и в микроструктуре деформированной стали сохраняются структурная полосчатость и карбидная ликвация.

На рис. 2.11 приведена структурная полосчатость стали ШХ15. Оценка степени карбидной ликвации и структурной полосчатости стали ШХ15 проводят по ГОСТ 801.

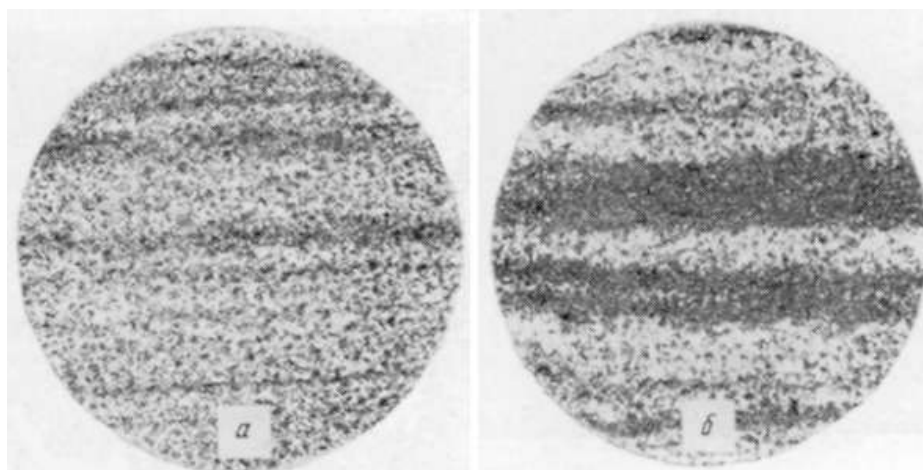


Рис. 2.11. Структурная полосчатость деформированной стали ШХ15 после закалки. $\times 100$ (ГОСТ 801-78):

a – слабая степень полосчатости; *б* – сильно выраженная полосчатость

Ликвационный квадрат. Этот дефект, выявляется в поперечных макрошлифах деформированного металла, представляет собой структурную неоднородность в виде различно травящихся

зон, контуры которых повторяют форму слитка. Располагается за зоной столбчатых кристаллов (рис. 2.12). Может иметь довольно большую ширину (рис. 2.13). Степень развития ликвационного квадрата оценивается по шкалам ГОСТ 10243.



Рис. 2.12. Ликвационный квадрат в макроструктуре прутка конструкционной стали

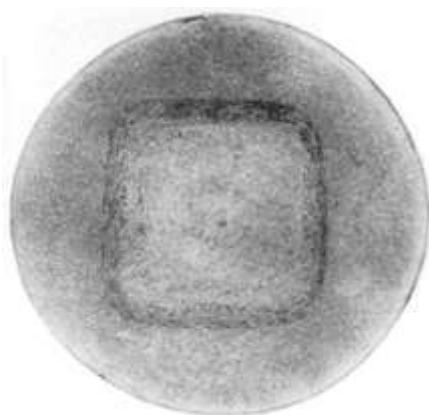


Рис. 2.13. Ликвационный квадрат с широким контуром в макроструктуре прутка конструкционной стали

Причина образования ликвационного квадрата – зональная ликвация в сочетании с дендритной.

Точечная неоднородность. Представляет собой локальное скопление сульфидов, нитридов, оксидов, карбидов, образующихся при кристаллизации стали вследствие дендритной и частично зональной ликвации примесей (С, S, N, O, P).

Располагается точечная неоднородность в средней части сечения заготовок, преимущественно в конце зоны столбчатых кристаллов и в начале зоны равноосных кристаллов.

Свое название дефект получил по внешнему виду на поперечных травленных шлифах деформированного металла, где он выявляется в виде темных пятен (точек) (рис.2.14).

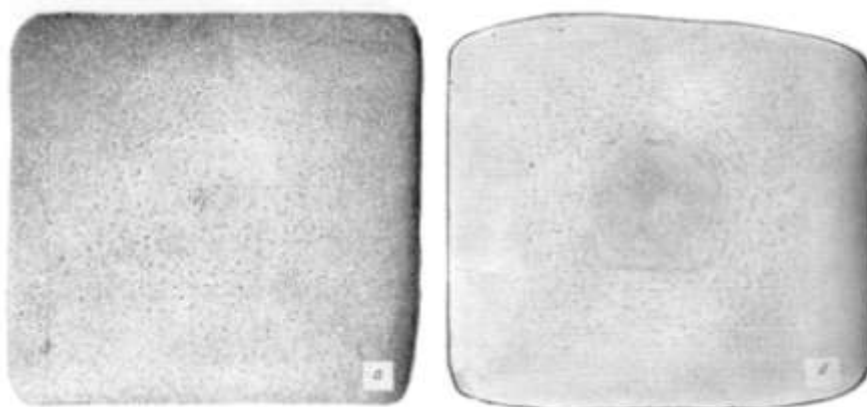


Рис. 2.14. Точечная неоднородность в деформированной стали:
а – точечная неоднородность (ГОСТ 10243-75); *б* – выраженная точечная неоднородность и ликвационный квадрат (Челябинский металлургический завод)

В продольных разрезах слитков точечная неоднородность имеет вид ликвационных полосок, направленных под небольшим углом к оси слитка и называемых внеосевой неоднородностью (рис. 2.15).

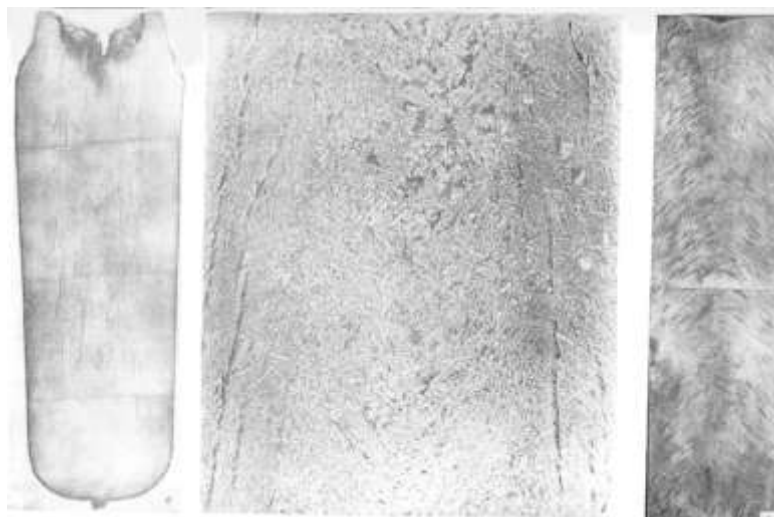


Рис. 2.15. Внеосевая неоднородность в продольных разрезах слитков конструкционной стали:
а – слиток 4,6 т стали 45Г2, $\times 0,1$; *б* – средняя по высоте часть слитка, $\times 0,5$;
в – слиток электрошлакового переплава 5,5 т стали типа 40ХН2МА, $\times 0,1$

В полосах внеосевой неоднородности и точках неоднородности расположены скопления примесей (сульфиды, оксиды – пленочные и скопления, фосфиды, карбиды, нитриды и др.) (рис. 2.16). Степень развития точечной неоднородности оценивают по шкалам ГОСТ 10243.

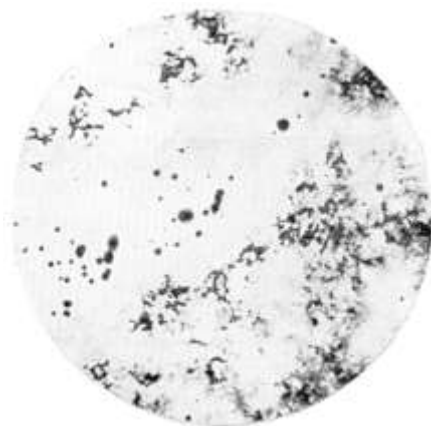


Рис. 2.16. Микроструктура стали в точке неоднородности. Шлиф поперечный. Видны скопления сульфидов и оксисульфидов, $\times 50$

Загрязнения и волосовины. Дефект представляет собой скопления неметаллических включений, попадающих в металл из внешних источников (шлак, огнеупоры, ферросплавы, лигатуры и др.) или образующихся в металле вследствие реакций раскислителей и десульфураторов с кислородом, серой, азотом и взвесью включений.

Загрязнения стали бывают:

- макроскопические, видимые невооруженным глазом;
- микроскопические, видимые с помощью световых микроскопов;
- субмикроскопические, наблюдаемые в электронных микроскопах.

Загрязнения располагаются произвольно по высоте и сечению в виде скоплений (рис. 2.17). В деформированном металле загрязнения вытягиваются вдоль направления деформации и образуют нитевидные дефекты, называемые волосовинами (рис. 2.17).

Волосовины могут быть в виде сплошных или прерывистых строчек, при микроанализе по месту расположения волосовины выявляются строчки неметаллических включений (рис. 2.18).

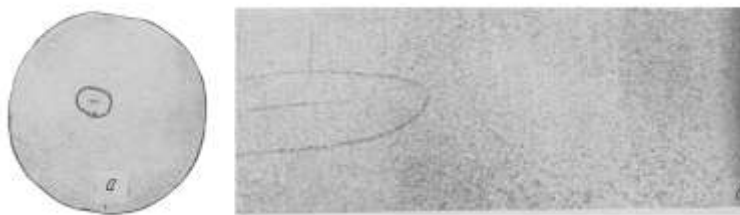


Рис. 2.17. Загрязнения в стали ЭИ726 (09Х14Н19В2БР1):
а – поперечный микрошлиф (загрязнение обведено кружком), $\times 1$;
б – продольный микрошлиф с волосовиной. $\times 0,5$

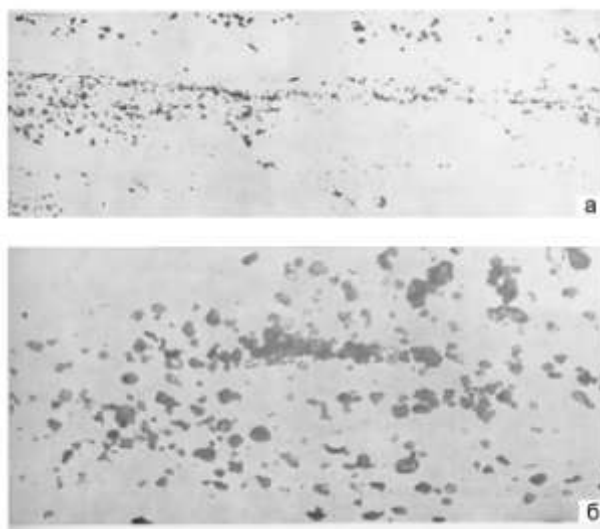


Рис. 2.18. Загрязнения в стали ЭИ726 (09Х14Н19В2БР1):
а – скопление неметаллических включений по месту расположения загрязнения. $\times 100$; *б* – то же. $\times 500$

Волосовины могут иметь различную длину от 1 до 100 мм и более. В прутках стали волосовины наиболее часто встречаются в поверхностной зоне и в осевой зоне равноосных кристаллов.

Внутренние разрывы при деформации из-за перегрева осевой зоны. Образуются при горячей деформации в осевой зоне прутков вследствие ее перегрева. Разрывы преимущественно бывают мелкие групповые, но при сильном перегреве наряду с мелкими наблюдаются крупные разрывы (рис. 2.19).

Образование разрывов от осевого перегрева связано с зональной и дендритной ликвацией, приводящей к обогащению отдельных участков ликвирующими примесями имеющими более низкую температуру плавления по сравнению с температурой кристаллизации стали или сплава.



Рис. 2.19. Грубые внутренние разрывы, возникшие при деформации вследствие осевого перегрева стали 37X12H8Г8МФБ, $\times 0,7$

При нагреве слитков до температуры превышающей оптимальную, ликвационные участки подплавляются или размягчаются. Вследствие малой прочности этих участков при деформации образуются разрывы. На образование дефекта оказывают влияние состав стали, условия деформации, отчасти степень дендритной ликвации и главным образом температура нагрева

Внутренние трещины и разрывы от деформации. Дефект образуется при деформации вследствие высоких напряжений и малой пластичности металла. Располагается преимущественно в центральной зоне слитка.

Внутренние надрывы от деформации могут различаться по внешнему виду в зависимости от условий деформирования.

Ковка прутков из труднодеформируемой стали может приводить к образованию разрывов в виде ковочного креста (рис. 2.20) или разветвленных разрывов, расходящихся от центра (рис. 2.21).

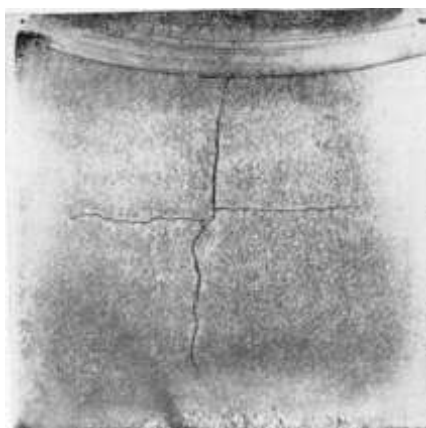


Рис. 2.20. Внутренние разрывы от деформации – макрошлиф с ковочным крестом (ГОСТ 10243-75)



Рис. 2.21. Внутренние ковочные трещины в заготовке стали X35H50BM (ЭП648). Микршлиф с трещинами, разветвленными по направлениям ковочного креста

Внутренние разрывы от деформации чаще всего образуются при ковке, но могут возникать и при прокатке в случае неблагоприятных условий деформации, а так же при холодном волочении. При обкатке труднодеформируемых сплавов на круг в плоских бойках дефект может иметь вид округлого отверстия (рис. 2.22).



Рис. 2.22. Внутренние разрывы, образовавшиеся при ковке (обкатке) в плоских бойках прутков диаметром 340 мм из стали 37X12H8МФБ (ЭИ481). Образованию разрывов способствовало присутствие в осевой зоне скопленных карбидов в связи с дендритной ликвацией

Флокены. Представляют собой тонкие разрывы металла округлой или овальной формы, образующиеся вследствие структурных напряжений в стали, насыщенной водородом. Располагаются в средней зоне слитков, поковок, прутков и обычно образуются в деформированном металле.

Флокены выявляются на макрошлифах, в изломах и при неразрушающем контроле проката и поковок. На травленых макрошлифах флокены имеют вид тонких трещин размером от 1 до 30 мм (рис. 2.23–2.25).

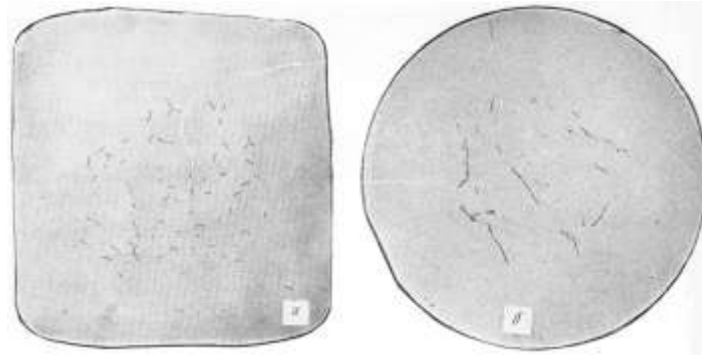


Рис. 2.23. Флокены в макрошливах стали ШХ15 (типичный вид флокенов в стали перлитного класса):
а – заготовка 120×120 мм (Челябинский металлургический завод); *б* – пруток диаметром 85 мм



Рис. 2.24. Флокены в заготовке 140×140 мм из стали 37ХН3А, охлажденной после прокатки на воздухе



Рис. 2.25. Флокены в продольном макрошлифе стали 18Х2Н4ВА

Флокены образуются при охлаждении стали после горячей деформации или после термической обработки, а также при последующем хранении металла. Возникают флокены при температурах 250 °С и ниже. Причина образования флокенов – наличие в металле водорода и высоких напряжений в локальных охрупченных участках.

Участки нерекристаллизованного зерна. Представляют собой зоны структуры деформированного металла, вытянутые вдоль направления деформации, в которых из-за задержки рекристаллизации отсутствуют границы рекристаллизованных зерен.

На шлифах имеют вид светлых, блестящих нетравящих участков. Такие участки располагаются преимущественно в центральной части прутков. На продольных микрошлифах наблюдают вытянутые вдоль направления деформации зоны однородной структуры, в которых не выявляются границы зерен (рис. 2.26).



Рис. 2.26. Микроструктура продольного шлифа стали 03X16H15M3Б с участком некристаллизованного зерна, $\times 500$

Шлифовочные трещины. Шлифовочные трещины представляют собой сетку паутинообразных трещин или отдельные трещины часто извилистой формы, образующиеся при шлифовании или резке абразивами металла, обладающего высокой твердостью, хрупкостью и малой теплопроводностью (рис. 2.27).



Рис. 2.27. Макроструктура заготовки стали 12X17 с сеткой шлифовочных трещин

Шлифовочные трещины образуются на макрошлифах при изготовлении их на шлифовальных станках. Наиболее склонны к образованию шлифовочных трещин – высокохромистые стали.

Кроме вышеперечисленных – в реальных металлах встречается еще ряд дефектов, таких как: титановая, цериевая и свинцовая неоднородность, скворечник, шиферный, камневидный, нафталиновый и черный изломы, частицы короны и т.д.

2.4.2. Дефекты поверхности

Пузыри в поверхностных слоях. Пузыри образуются вследствие выделения избытка газов при кристаллизации металла и представляют собой полости, имеющие округлую форму, а в продольном сечении форму капсулы, ориентированной перпендикулярно оси слитка.

Диаметр пузырей может достигать нескольких миллиметров, протяженностью более 10–12 мм. Располагаются дефекты как правило группами в корковом слое слитка и под коркой (подкорковые пузыри). Встречается выход пузырей на поверхность слитка в виде отверстий округлой формы (рис. 2.28).

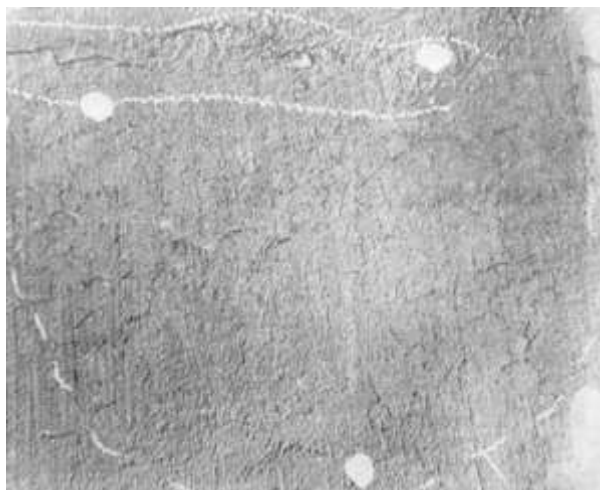


Рис. 2.28. Пузыри на поверхности слитка (темные точки) массой 7,4 т из стали 45, $\times 0,5$

В сортовом прокате раскатанные поверхностные и подкорковые пузыри имеют вид прямолинейных продольных тонких трещин с плотно сжатыми краями (рис. 2.29). В изломе сортового проката раскатанные газовые пузыри имеют вид темных продольных углублений с гладкими окисленными стенками (рис. 2.30).

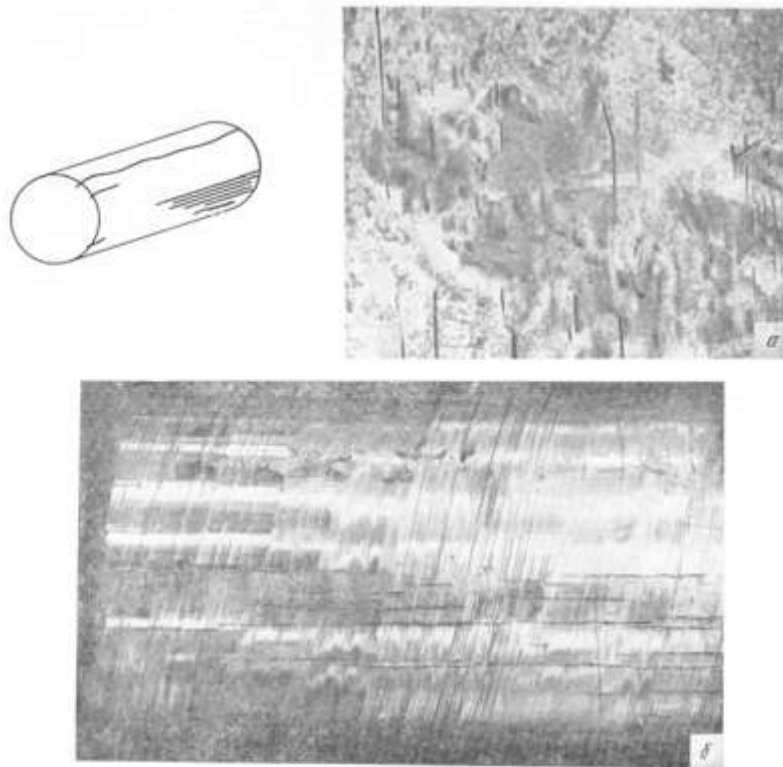


Рис. 2.29. Раскатанные пузыри (схема) на поверхности прутка (ГОСТ 20847-75):
a – блум стали; *б* – пруток диаметром 90 мм из стали 20Х13 после обдирки

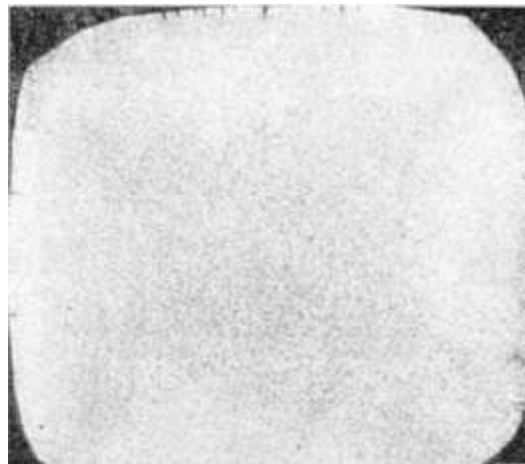


Рис. 2.30. Корковые пузыри на поперечных макрошлифах прутков, сталь ЭП33, ВДП

Трещины горячие кристаллизационные. Кристаллизационная трещина – извилистый окисленный разрыв металла, более широкий у поверхности и сужающийся вглубь, образовавшийся в период кристаллизации металла вследствие приложения растягивающих напряжений, превышающих прочность наружных слоев слитка.

Горячие трещины могут быть поперечными и продольными. Поперечная трещина чаще всего располагается в подголовной (рис. 2.31) или донной части слитка.

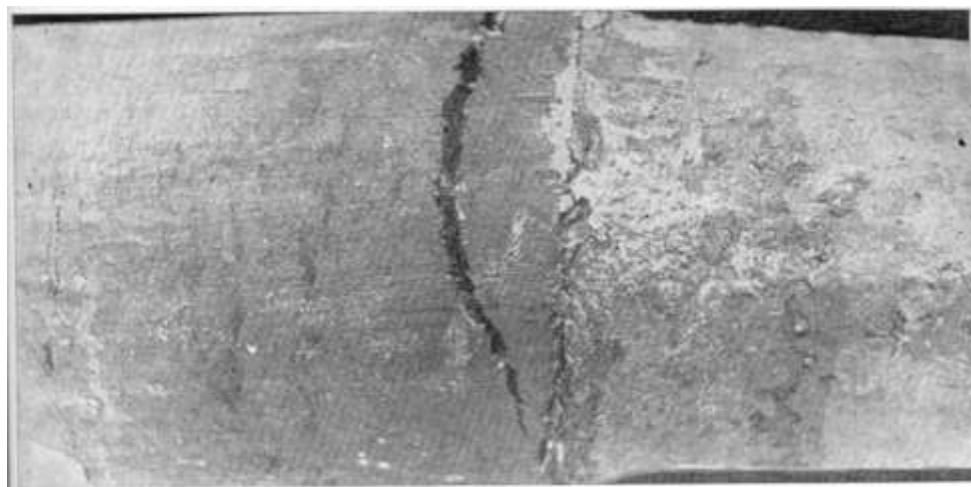


Рис. 2.31. Поперечные трещины на литом электроде сплава XH56BMTЮ (ЭП199), $\times 0,3$

Раскатанные горячие трещины представляют собой разрывы металла, ориентированные вдоль оси проката, под углом к ней или перпендикулярно в зависимости от ориентации и формы исходного дефекта слитка (рис. 2.32).

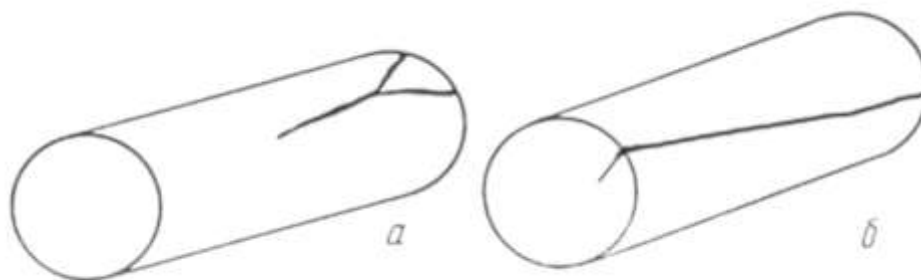


Рис. 2.32. Схематическое изображение раскатанной горячей трещины на деформированном прутке (ГОСТ 20847-75):
a – продольная трещина; *б* – продольная или косая трещина

Трещины напряжения. Дефект представляет собой направленную вглубь металла, часто под прямым углом к поверхности трещину, образующуюся вследствие объемных изменений, связанных со структурными превращениями или с нагревом и охлаждением металла (рис. 2.33).

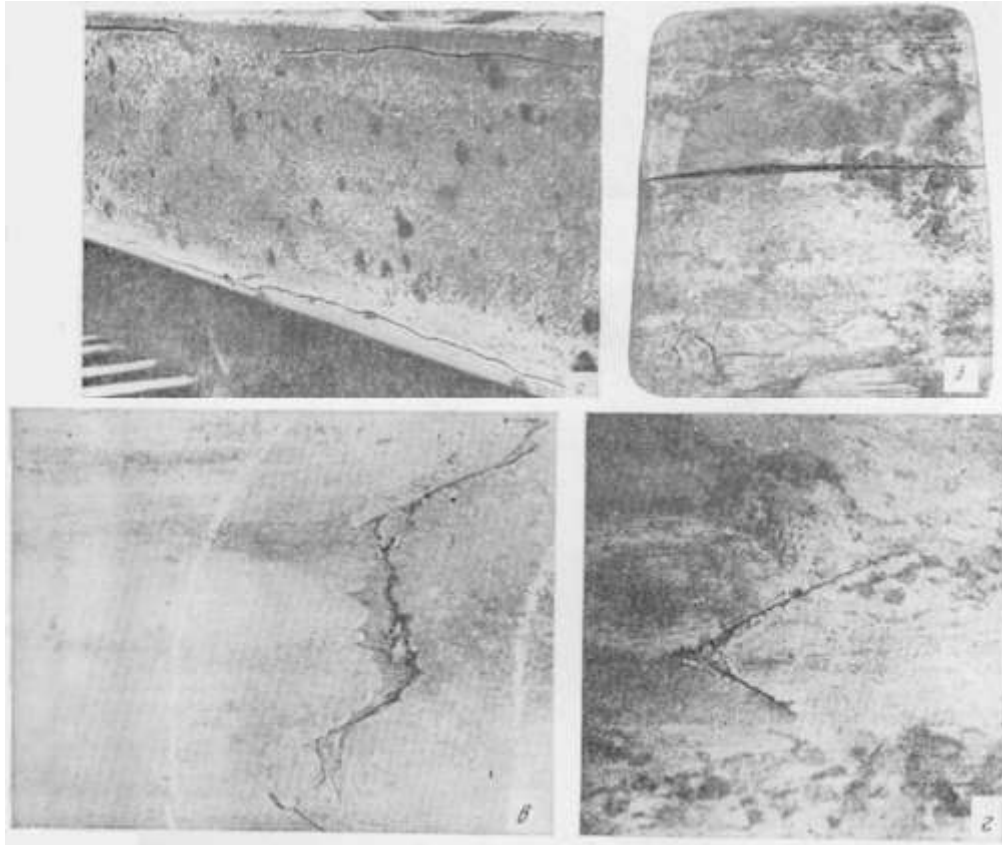


Рис. 2.33. Внешний вид раскатанных горячих трещин на прутках деформированного металла:

а – продольные трещины на блюме стали 20; *б* – продольная трещина на заготовке диаметром 125 мм из стали 08Х3Г2СМ; *в* – поперечная трещина на блюме стали 20; *г* – косая трещина на блюме стали 20 (ГОСТ 20847-75)

Трещины напряжения образуются в слитках и в деформированном металле при его переделах и имеют ряд разновидностей:

- трещины, образовавшиеся при охлаждении стали, при котором произошло мартенситное превращение (рис. 2.34–2.36);
- трещины, образовавшиеся при вылеживании стали с мартенситной структурой;
- трещины, образовавшиеся при медленном нагреве наклепанных дисперсионотвердеющих сплавов (рис. 2.37);
- трещины, образовавшиеся при нагреве или охлаждении высокохромистых сталей ферритного класса, склонных к выделению сигма-фазы;
- трещины, образовавшиеся при быстром нагреве сталей с высокой твердостью и малой пластичностью.

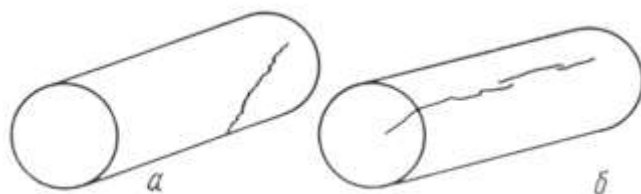


Рис. 2.34. Схемы трещин напряжения на прутках стали (ГОСТ 20847-75):
a – единичная трещина; *б* – прерывистая продольная трещина

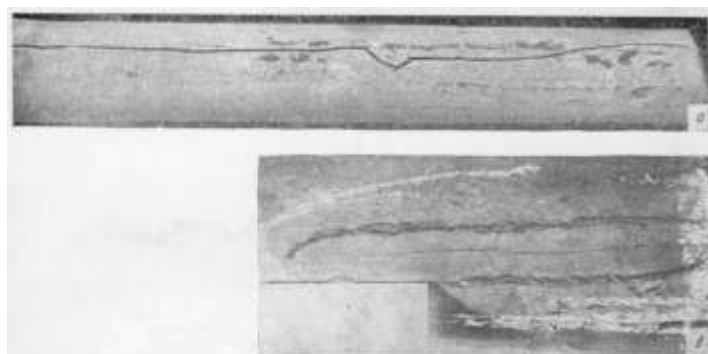


Рис. 2.35. Трещины напряжения в прутках мартенситной структуры:
a – сталь 12X13 после закалки в воде и отпуска, $\times 0,4$; *б* – сталь X23H8 по-
 сле горячей деформации и охлаждения на воздухе, $\times 0,7$

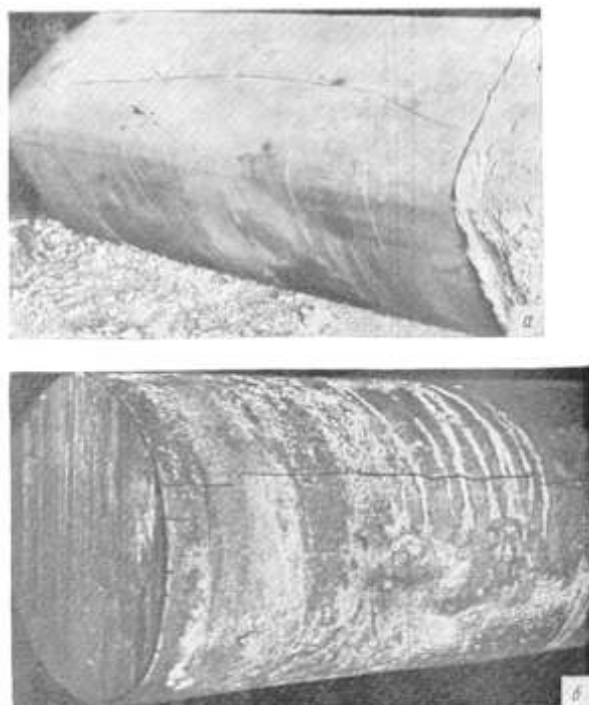


Рис. 2.36. Трещины напряжения на слитках стали 37XH3A:
a – слиток обычной разливки; *б* – слиток электрошлакового переплава
 (ГОСТ 20847-75)



Рис. 2.37. Трещины напряжения в прутке диаметром 6,5 мм калиброванно-го дисперсионно-твердеющего сплава НИМО-25 после медленного нагрева до кристаллизации. $\times 0,9$

Наиболее распространены закалочные трещины с образованием мартенситной структуры. Характерные признаки трещин напряжения на нетравленных шлифах: расположение трещины под прямым углом к поверхности, извилистый характер, малая ширина, наличие мелких ответвлений, иногда раздвоенный конец (рис. 2.38).

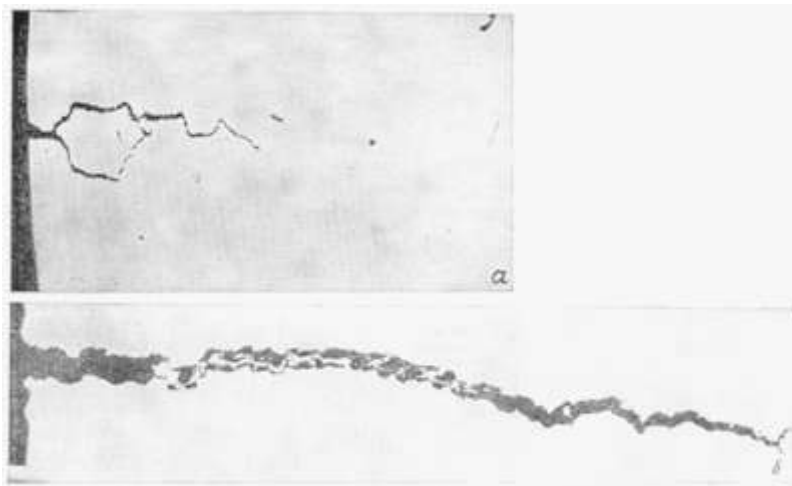


Рис. 2.38. Вид трещины напряжения на нетравленных микрошлифах: *а* – сплав НИМО-25, $\times 100$; *б* – сталь 12Х13 после закалки в воде и отпуска, $\times 50$

Травильные трещины. Представляют собой разрывы, образовавшиеся при травлении металла с внутренними напряжениями, вызванными структурными превращениями или деформациями; могут быть глубокими или мелкими. Травильные трещины иногда образуют поверхностную сетку, подобную сетке шлифовочных трещин, но значительно более грубую (рис. 2.39–2.40). Причина образования травильных трещин – насыщение напряженного металла водородом, выделяющимся при травлении.

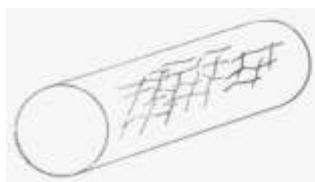


Рис. 2.39. Схема прутка стали с сеткой травильных трещин (ГОСТ 20847-75)



Рис. 2.40. Внешний вид прутка стали с травильными трещинами (ГОСТ 20847-75). Трещины могли образоваться при травлении металла с напряжениями от шлифовки. Возможно также, что тонкие трещины образовались при шлифовке и были растравлены

Чешуйчатость. Представляет собой отслоения и разрывы в виде сетки, образовавшейся при прокатке из-за перегрева или пониженной пластичности металла периферийной зоны (рис. 2.41). Чешуйчатостью может быть покрыта вся поверхность проката или часть ее (рис. 2.42). При пониженной пластичности периферийной зоны в ней при первом обжатии возникают мелкие разрывы, которые при последующих проходах раскатываются в мелкие чешуйки языкообразной формы, связанные с металлом. Дефект подобен прокатным пленам, но отличается от них малой глубиной и большей степенью поражения поверхности.

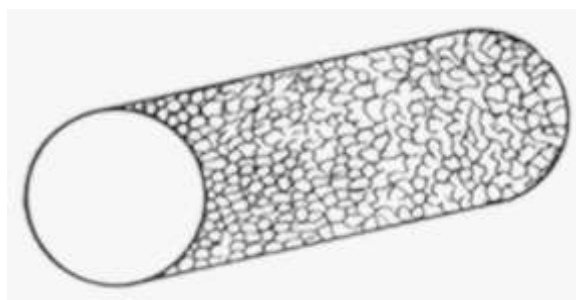


Рис. 2.41. Чешуйчатость (схема) (ГОСТ 20847-75)



Рис. 2.42. Внешний вид заготовки с чешучатостью (ГОСТ 20847-75)

Ус. Представляет собой продольный выступ с одной стороны прутка или с двух диаметрально противоположных его сторон (рис. 2.43). Дефект имеет значительную протяженность и обычно распространяется на всю длину прутка. Переход уса к поверхности прутка обычно плавный (рис. 2.44–2.45).

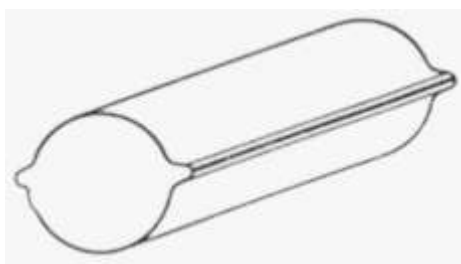


Рис. 2.43. Схематическое изображение двухстороннего уса (ГОСТ 20847-75)



Рис. 2.44. Внешний вид и макроструктура прутка с усом

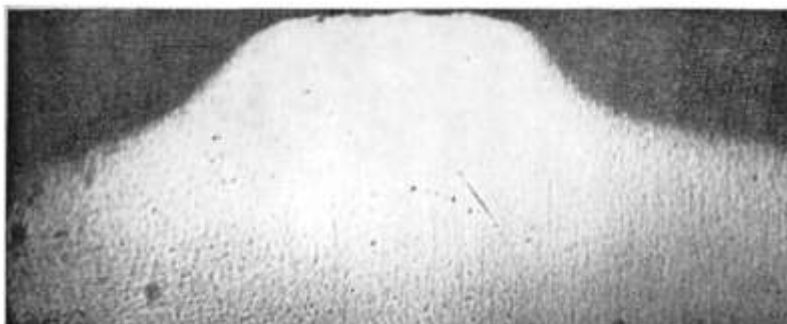


Рис. 2.45. Поперечный макрошлиф по месту расположения уса. $\times 20$

Закат. Представляет собой прикатанный прямолинейный продольный выступ с одной стороны проката или с двух диаметрально противоположных его сторон (рис. 2.46). На поперечных макро и микрошлифах видна характерная особенность заката – расположение под острым углом к поверхности металла (рис. 2.47–2.48). На микрошлифах характерный признак заката – конец дефекта не разветвлен и огибается волокном. Дефект заполнен окалиной и берега дефекта – обезуглерожены (рис. 2.49). При вдавливании грубого уса закат может располагаться под прямым углом к поверхности и иметь серповидный конец. Закат образуется при прокатке заготовок или прутков с подрезами, усами, заусенцами и другими продольными выступами.

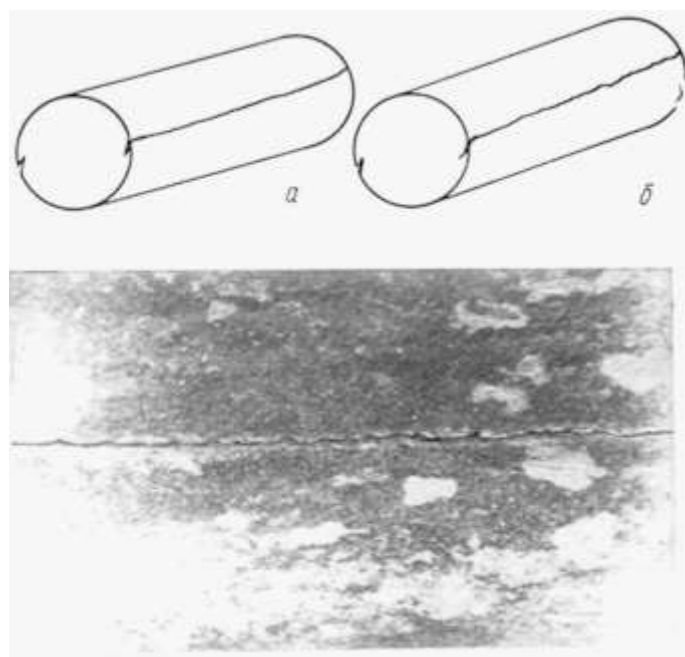


Рис. 2.46. Схематическое изображения заката на прутках (ГОСТ 20847-75):
a – прямолинейный дефект; *б* – дефект с зазубринами

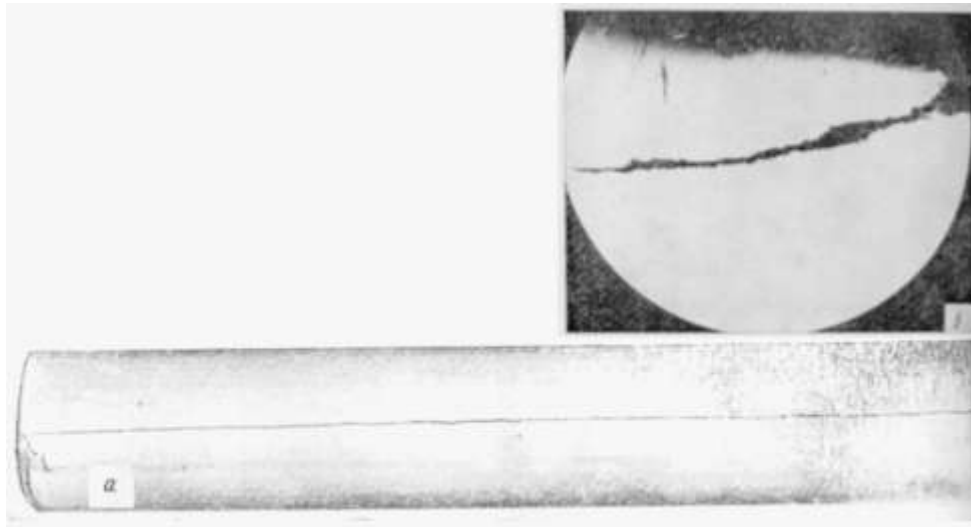


Рис. 2.47. Закат на прутке диаметром 24 мм из стали 2Х12НМВФ:
a – внешний вид прутка; *б* – поперечный микрошлиф, $\times 100$

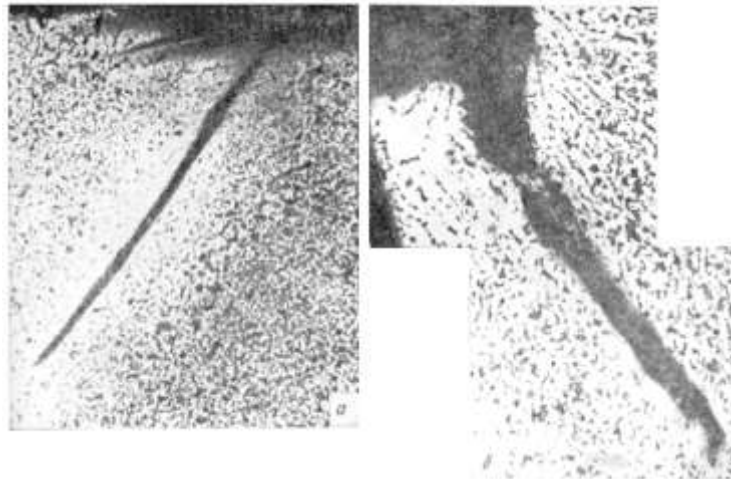


Рис. 2.49. Микроструктура стали с обезуглероживанием по месту заката:
a – сталь 30ХГТ, травление 4% спиртовым раствором азотной кислоты, $\times 100$ (ГОСТ 20847-75); *б* – сталь 45, травление 5% спиртовым раствором азотной кислоты, $\times 75$

Подрез. Представляет собой продольное углубление по всей длине прутка или на отдельных участках его поверхности, образовавшееся из-за неправильной настройки валковой арматуры или одностороннего перекрытия калибра (рис. 2.50–2.52). Прикатанный подрез может иметь волнистый или зазубренный край (рис. 2.52); возможны мелкие отслоения вдоль прутка. Микроструктура металла в зоне прикатанного подреза характеризуется вкатанной окалиной и обезуглероживанием.

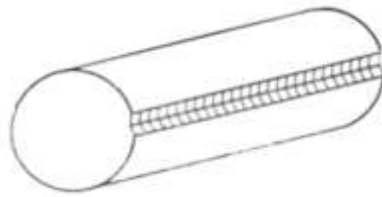


Рис. 2.50. Схема подреза на прутке (ГОСТ 20847-75)



Рис. 2.51. Внешний вид прутка с подрезом (ГОСТ 20847-75)

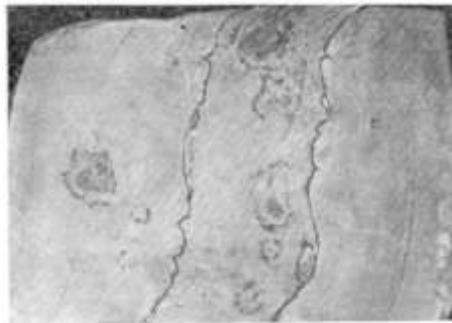


Рис. 2.52. Прикатанный подрез на заготовке

Заков. Представляет собой придавленный выступ, образующийся при ковке из-за неравномерного обжатия (рис. 2.53–2.55). Заков на прутке имеет изогнутый волнистый вид и может распространяться вдоль прутка на значительное расстояние. На нетравленных шлифах заков имеет тупой конец, заполненный окалиной (рис. 2.55), конец закова может огибаться волокном.

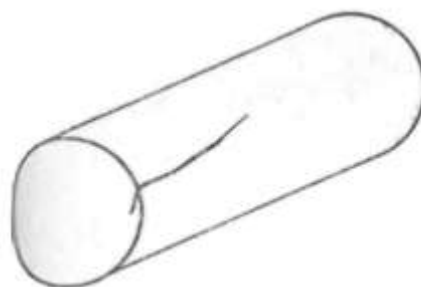


Рис. 2.53. Схематическое изображение закова (ГОСТ 20847-75)

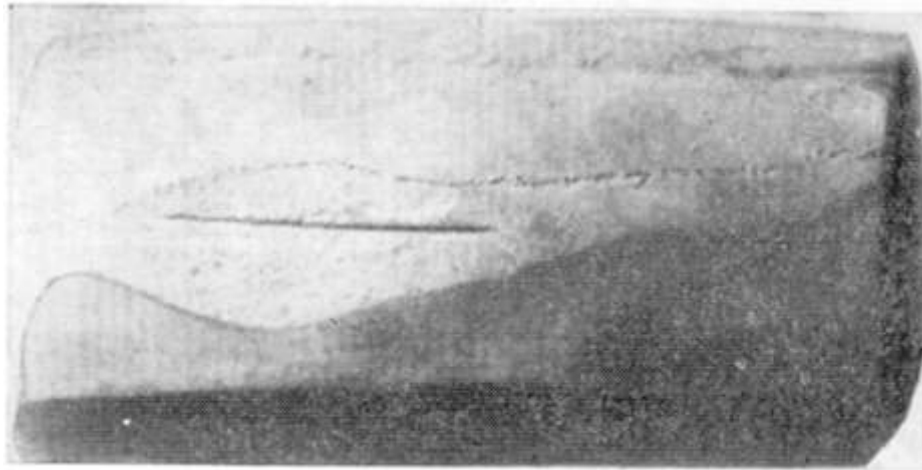


Рис. 2.54. Заков в месте зачистки прутка абразивом

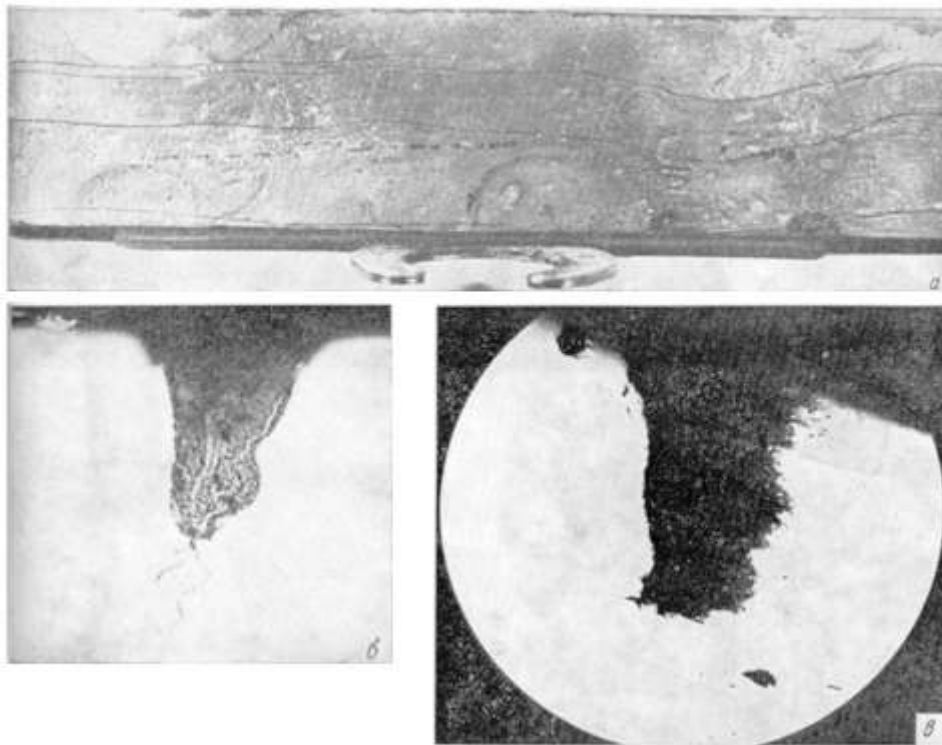


Рис. 2.55. Заков на прутке 30×35 мм из стали 20X13:
 а – внешний вид; б, в – микрошлифы, ×50

Заусенец. Представляет собой дефект поверхности – острый в виде гребня выступ на конце прутка, образовавшийся при резке металла (рис. 2.56–2.57). Заусенец может образоваться при резке в горячем и холодном состоянии, а также при рубке горячего металла, изменений в макро- и микроструктуре при образовании заусенца не происходит.



Рис. 2.56. Схематическое изображение заусенца (ГОСТ 20847-75)

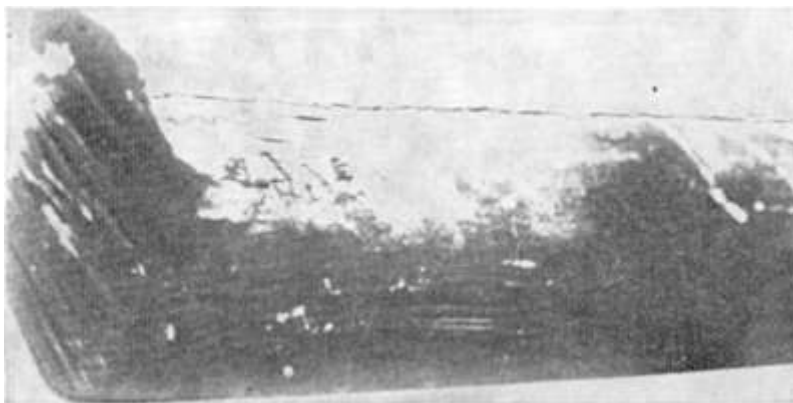


Рис. 2.57. Внешний вид прутка с заусенцем

Царапина. Дефект, представляющий собой канавку неправильной формы и произвольного направления, образовавшуюся в результате механических повреждений, в том числе при складировании и транспортировке металла.

2.4.3. Технологические дефекты изготовления объектов повышенной опасности

Технологические дефекты изготовления труб и сварных соединений являются следствием нарушений технологии и недостаточного контроля во время монтажа. Развитие этих дефектов в процессе эксплуатации приводит к разрушениям труб или сварных соединений.

Дефекты труб. При повреждениях труб поверхностей нагрева наблюдались в основном три вида дефектов металла: технологические трещины, риски и расслоения металла. Изредка встречаются

задиры на внутренней поверхности труб, во всех этих случаях повреждения имеют вид продольных разрывов и свищей.

Технологические трещины обнаруживались на внутренней поверхности труб. Иногда они располагаются в диаметрально противоположных участках поперечного сечения трубы (рис. 2.58). Протяженность отдельных трещин по длине трубы невелика (30–50 мм). Наряду с основной трещиной, послужившей причиной повреждения, в ряде случаев обнаруживались и другие, менее развитые (рис. 2.59). На поверхности трещин, как правило, наблюдаются обезуглероживание и рост зерна феррита, указывающие, что во время технологических операций с высокотемпературным нагревом трещина уже существовала (рис. 2.60).

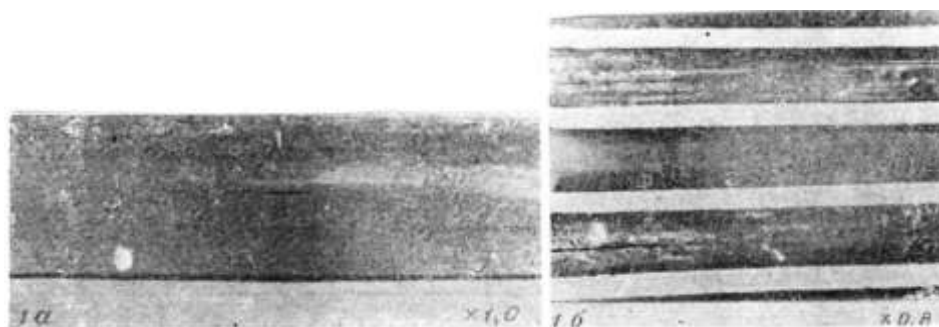


Рис. 2.58. Трещины на внутренней поверхности труб 32×6 мм из стали 12Х1МФ:
 $a - \times 1,0$; $b - \times 0,8$

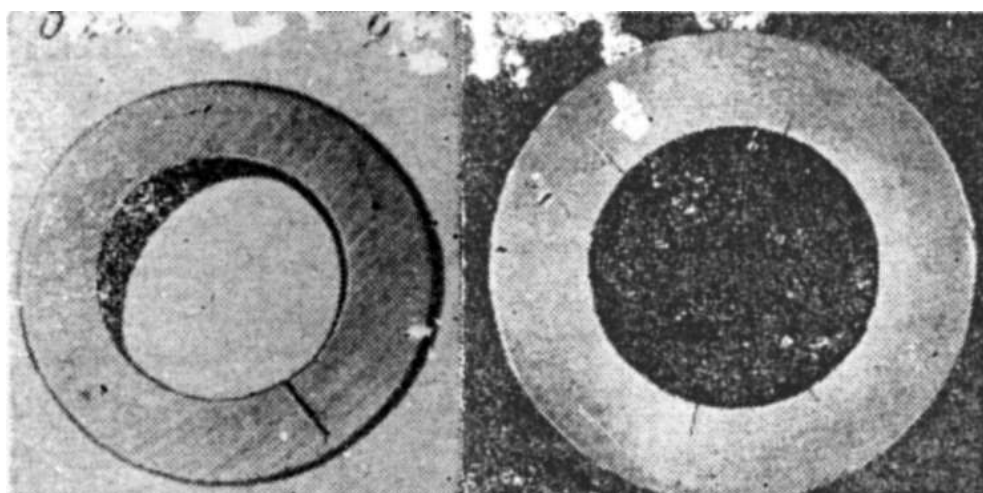


Рис. 2.59. Трещины на внутренней поверхности труб из стали 12Х2МФСР:
 $a - 32 \times 5,5$ мм, $\times 20$; $b - 32 \times 6,5$ мм, $\times 1,5$

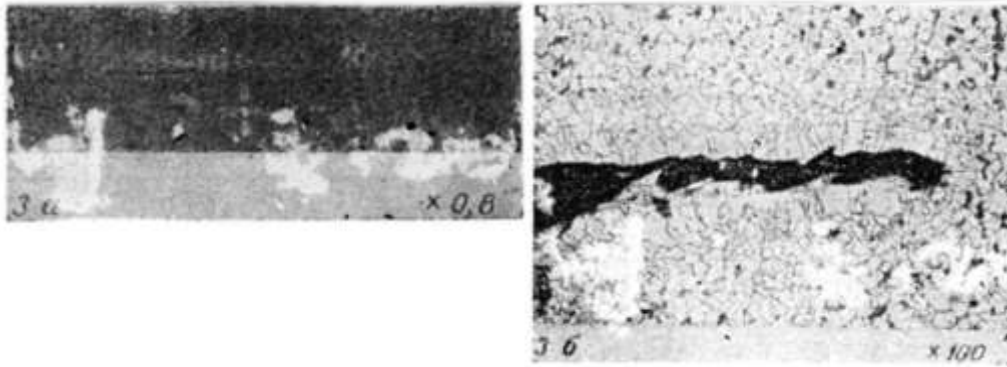


Рис. 2.60. Трещины на внутренней поверхности труб 28×3,5 мм из стали 20 (слева направо):
а – ×0,8; б – ×100

Повреждения из-за технологических трещин выявились в трубах различных размеров, изготовленных главным образом из сталей перлитного класса.

В процессе эксплуатации технологические трещины развиваются до сквозных сравнительно быстро. Например, свищи из-за трещин в трубах диаметром 32×6,0 мм из стали 12Х1МФ появились после 355 часов работы котла. Неглубокие технологические трещины могут выявляться и позднее: известны и такие случаи после 8 и 11 тыс. ч работы котлов.

Повреждения из-за развития технологических рисок и трещин внешне аналогичны. Однако риски отличаются большей протяженностью по длине трубы и более притупленным концом в поперечном сечении. В процессе эксплуатации от конца рисков развиваются трещины, в результате распространения которых происходит продольный разрыв трубы. Изменений микроструктуры металла вдоль поверхности рисков обычно не наблюдается. На этом основании можно предположить, что они образуются при тех технологических операциях, которые выполняются после термической обработки.

Время работы котлов до разрушений из-за развития рисков не превышает 1–3 тыс. ч.

Расслоения металла выявлялись главным образом в трубах из стали 12Х18Н12Т. Большой частью расслоение выходит на внутреннюю поверхность по винтовой линии, а разрыв трубы в эксплуатации происходит из-за развития трещин (рис. 2.61).

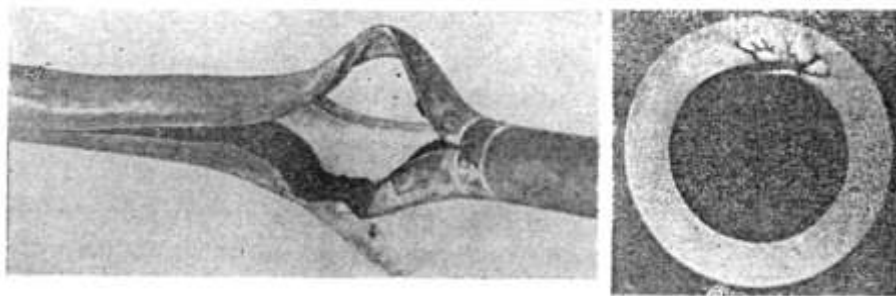


Рис. 2.61. Закаты на внутренней поверхности труб 32×6 мм из стали 1X18H12Т (слева направо):
a – ×0,5; *б* – ×1,7

Вдоль расслоений наблюдается область очень мелкого зерна. Известно, что рост зерна в аустенитной стали происходит в процессе термической обработки. Скорость роста зерна при данной температуре технологического нагрева определяется степенью предварительной холодной деформации. Мелкозернистая структура указывает, что вблизи дефекта деформация протекала иначе, чем в здоровом металле; это значит, что в процессе проката дефект уже существовал.

Уходящие вглубь стенки трубы задиры на внутренней поверхности труб встречаются сравнительно редко (рис. 2.62) науглероживание и рост зерна вдоль кромки задира могут служить признаком того, что во время технологических операций с высокотемпературным нагревом этот дефект уже существовал.

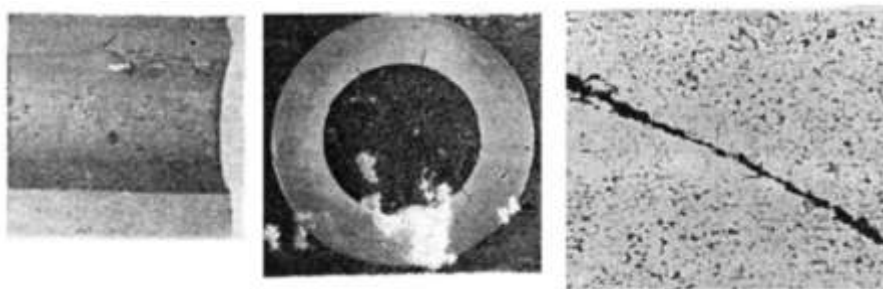


Рис. 2.62. Задир на внутренней поверхности труб 32×5 мм из стали 20 (слева направо):
a – ×1,5; *б* – ×6,0; *в* – ×100

Рассмотренные дефекты внутренней поверхности труб могли бы быть обнаружены при неразрушающем контроле. По характеру и размерам они выходят за пределы допусков действующих технических условий на котельные трубы. Поэтому во всех

случаях разрушений труб из-за рассмотренных дефектов причиной повреждения следует считать не выявленный контролем брак производства труб.

Дефекты гибов. Повреждения гибов труб поверхностей нагрева можно разделить на три основные группы: продольные трещины в области нейтральной образующей; продольные разрывы на растянутой стороне и поперечные трещины на сжатой стороне гiba трубы.

Трещины вдоль нейтральной образующей гибов труб из стали 12Х1МФ наблюдались в низкотемпературных зонах, где возможны теплосмены и коррозионные процессы (рис. 2.63). Трещины, как правило, развивались от внутренней поверхности трубы в радиальном направлении. Поперечное сечение поврежденного гiba трубы имело форму неправильного эллипса. Повреждения наблюдались на отрезках эллипса, имевших меньший радиус кривизны (рис. 2.64). Известно, что уменьшение радиуса кривизны, связанное с искажением формы сечения при гибке, влечет за собой локальное повышение уровня напряжений от внутреннего давления. Поэтому обнаруженные трещины следует по существу отнести к дефектам технологического изготовления гибов труб.

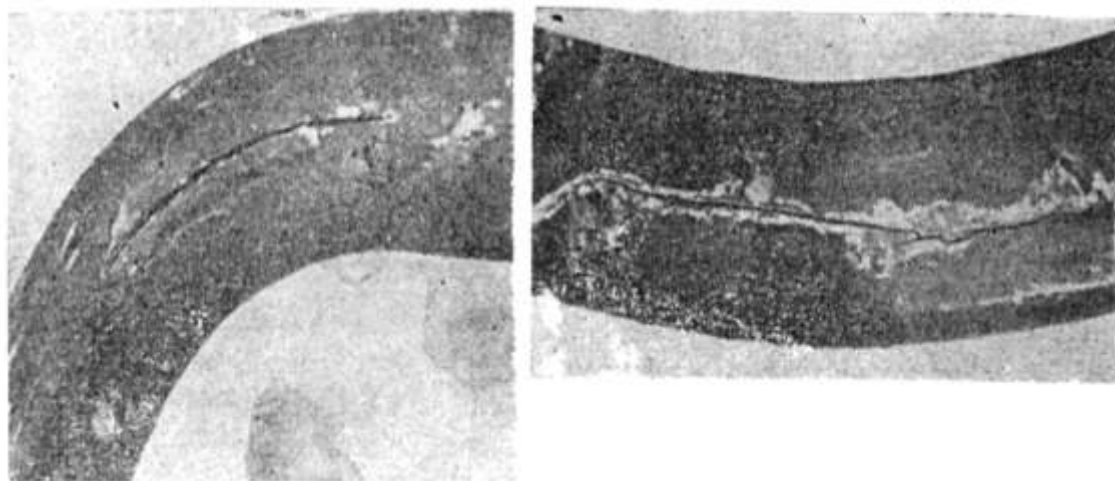


Рис. 2.63. Трещины вдоль нейтрального волокна гибов труб 60×3,5 мм из стали 12Х1МФ (слева направо):

a – ×1,0; *б* – ×0,6

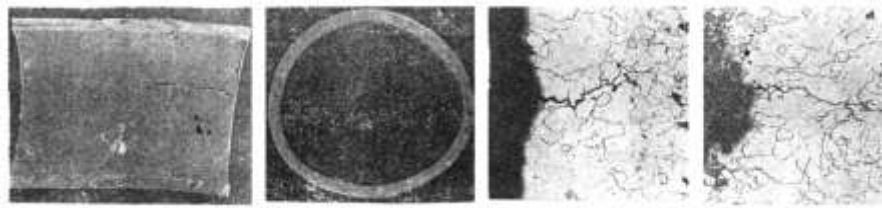


Рис. 2.64. Трещины вдоль нейтрального волокна гибов труб $60 \times 3,5$ мм из стали 12Х1МФ (слева направо):
 $a - \times 1,0$; $b - \times 1,0$; $v - \times 100$; $z - \times 100$

Разрыв вдоль нейтрального волокна обнаружен также в гيبة трубы из стали 1Х18Н12Т, в микроструктуре которой имеются следы интенсивного наклепа (рис. 2.65). Деформационная способность этой стали в наклепанном состоянии резко снижена.

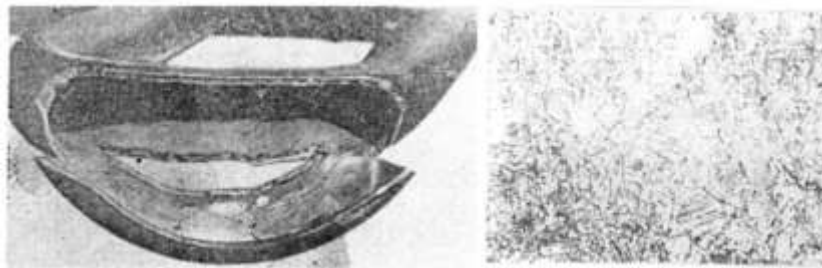


Рис. 2.65. Трещины вдоль нейтрального волокна гيبة трубы 32×6 мм из стали 1Х18Н12Т, не подвергнутого термической обработке (слева направо):
 $a - \times 6,0$; $b - \times 100$

В данном случае неблагоприятное влияние искажения формы сечения трубы значительно усиливается снижением деформационной способности металла вследствие наклепа при холодной гибке. Для стали 12Х18Н12Т этот дефект является следствием нарушения установленной технологии: после гибки трубы не проводилась термическая обработка.

По-видимому, снижение деформационной способности происходит также в холоднодеформированных гйбах труб из стали 12Х1МФ, для которой термическая обработка после гибки не предусмотрена. В этом случае пониженная работоспособность гйба обусловлена недоработкой технологического процесса.

При исследованиях микроструктуры металла поврежденных гйбов обнаружены следы коррозионных процессов. Трещина возникает на гладкой поверхности (рис. 2.64, v), затем у ее осно-

вания образуется коррозионная язвина (рис. 2.64, *г*). Характер распространения трещин напоминает также разрушения вследствие воздействия теплосмен.

По-видимому, оба эти фактора способствовали возникновению трещин на участках концентрации напряжений и тем самым ускоряли разрушение. Случаи разрывов вдоль растянутой стороны более характерны для гибов труб обогреваемой зоны пароперегревателей и радиационных поверхностей нагрева.

В этих случаях разрушение развивается также, как при ускоренной ползучести прямых труб из-за длительного перегрева (см. далее), трещины распространяются от наружной поверхности труб при наличии небольшой деформации поперечного сечения гiba (рис. 2.66).

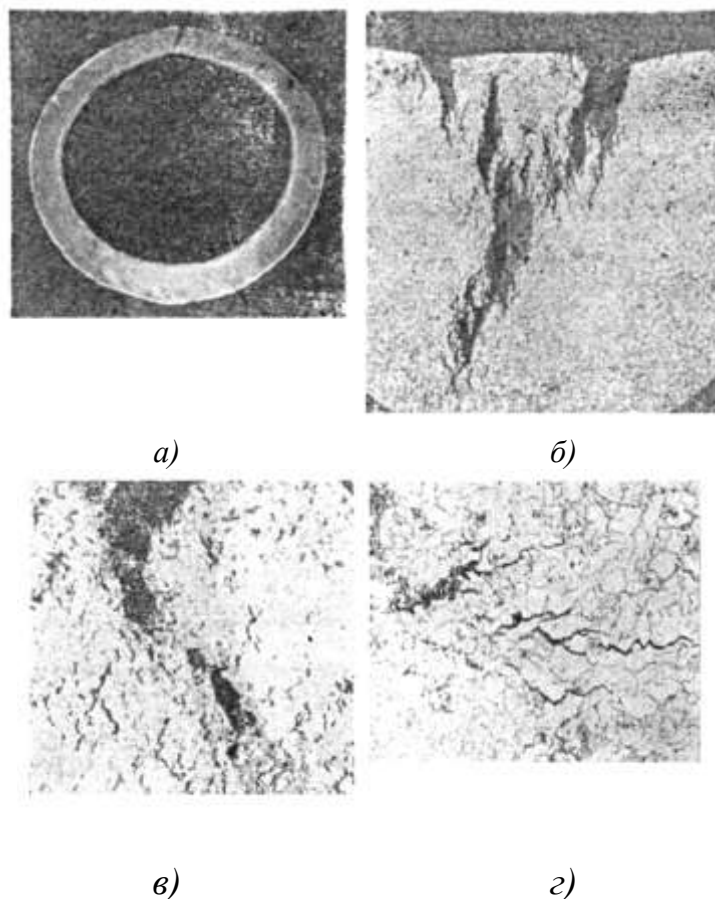


Рис. 2.66. Ускоренное развитие ползучести в гibe трубы 32×4 мм из стали 12X1MФ:

a – ×1,2; *б* – ×50; *в* – ×50; *з* – ×100

Однако оценить температуру перегрева для гибов труб значительно сложнее, так как неоднородность распределения напряжений в сечении гiba принятой методикой расчета не учитывается.

Поперечные трещины на сжатой стороне гiba трубы развиваются главным образом под действием компенсационных напряжений. В приведенном примере работоспособность металла снижена из-за наклепа при холодной гибке. Следы наклепа в микроструктуре металла указывают, что термообработка после гибки не производилась (рис. 2.67).

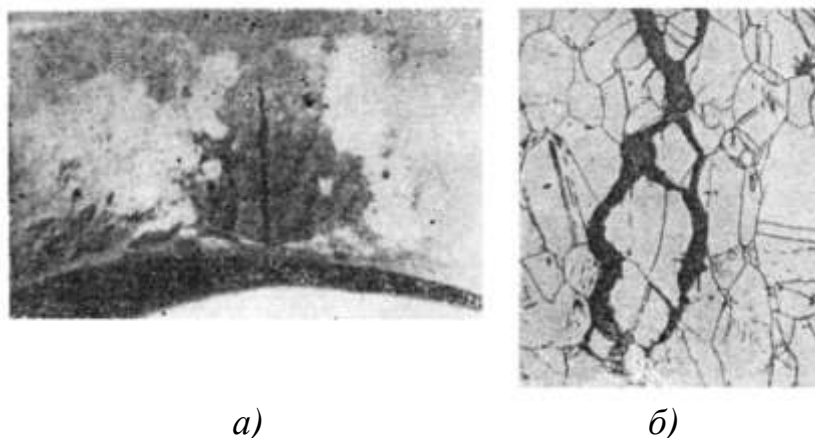


Рис. 2.67. Поперечная трещина на внутренней стороне гiba трубы 32×6 мм из стали 1Х14Н14В2МФ (ЭИ-75):
 $a - \times 1,2$; $b - \times 500$

Авторы не претендуют на полный охват всех дефектов металла в исходном состоянии. Рассмотрены лишь наиболее часто выявляемые дефекты при изготовлении объектов повышенной опасности.

2.5. Новые перспективные материалы

К новым конструкционным материалам, которые по прочности, жесткости и другим физико-механическим свойствам значительно превосходят известные конструкционные сплавы, относят, так называемые, композиционные материалы (КМ), или композиты.

КМ – это искусственно созданный материал, состоящий из двух или более разнородных и нерастворимых в друг друге компонентов, соединенных между собой физико-химическими свя-

зьями и обладающий характеристиками, превосходящими средние показатели составляющих его компонентов.

В общем случае в КМ четко выражено различие в свойствах компонентов. Одним из компонентов является арматура или наполнитель, а вторым – связывающая их матрица.

Важнейшими из композитов являются КМ с полимерной матрицей, упрочненной волокном. Многообразие армирующих волокон и полимерных связующих, а также схем армирования, позволяет направленно регулировать свойства ПКМ, наиболее полно отвечающие характеру и условиям работы конструкций из них.

2.5.1. Стеклопластики

Одни из первых конструкционных материалов на полимерной основе. Они наиболее полно изучены, их применяют в судостроении, на транспорте, в строительстве, нефтехимической, горнодобывающей и других отраслях промышленности, они являются самыми дешевыми. Поэтому их применение оправдано в серийном и массовом производстве. Они обладают высокой коррозионной стойкостью, способностью к восприятию ударных нагрузок, красивым внешним видом. Они широко используются в спортивном судостроении.

Строительные панели, воздуховоды, реакционные аппараты, химически стойкие и прочные трубы, корпуса насосов и вентиляторов – далеко не полный перечень изделий из стеклопластиков.

Из них также изготавливают баки для горючего, цистерны для перевозки жидких и сыпучих грузов.

2.5.2. Органопластики

Обладают низкой плотностью, высокой прочностью, жесткостью, влагостойкостью, химической стойкостью и т.д. Они широко применяются в качестве теплозащитного, эрозионно и коррозионностойкостью материала.

Наиболее полно прочность органических волокон реализуется при растяжении, поэтому удачным оказалось использование однонаправленного органопластика для изготовления разнообразных сосудов высокого давления, емкостей для жидкого кислорода и водорода. Преимущества органопластиков по сравнению

со стеклопластиками для сосудов высокого давления приведены в табл. 9 [94].

Высокая стойкость органопластиков к действию агрессивных сред позволяет их широко использовать для изготовления химической аппаратуры, органопластики применяют и в качестве теплоизоляции контейнеров для хранения и перевозки сжиженных природных газов.

2.5.3. Углепластики

Для них характерно сочетание уникальных свойств, таких как: высокая жесткость и прочность, относительно невысокая плотность, химическая инертность, тепло и электропроводность и т.д.

Перспективность использования углепластиков заключается в доступности и налаженном производстве исходного сырья.

Углепластики можно применять для антикоррозионной защиты оборудования химических производств; для усиления металла в комбинированных конструкциях емкостей, баков, работающих под давлением; для деталей, подвергающихся вибрации и находящихся под воздействием центробежных сил. Высокая химическая стойкость позволяет применять их в химическом машиностроении.

2.5.4. Боропластики

Применение боропластиков эффективно в элементах конструкций, определяющим критерием работоспособности которых являются высокие удельные значения жесткости и прочность при действии сжимающих нагрузок. В настоящее время боропластики применяют в основном в авиационной и космической технике из-за большой стойкости исходного сырья (борных волокон).

В перспективе использование боропластиков в корпусных деталях, работающих при всестороннем или односторонним сжатием в трубах и сосудах высокого давления. Замена металлических изделий боропластиковыми позволяет снизить их массу, повысить удельную жесткость, статическую прочность и вибропрочность.

2.5.5. Металлические армированные композиционные материалы (МКМ)

МКМ представляют собой такие материалы, в которых матрицей выступают металлы и сплавы, а арматурой – металлические и неметаллические волокна. Применение высокопрочных и высокомодульных волокон повышает физико-механические характеристики МКМ, а использование металлической матрицы увеличивает прочность материала в направлении перпендикулярном волокнам и прочность при сдвиге до значений сопоставимых с аналогичными величинами металлов, прочность при сдвиге МКМ определяется свойствами матрицы. Металлическая матрица требует значительно более интенсивных в температурном и силовом отношении технологических методов. В настоящее время на базе металлургических производств организуется выпуск полуфабрикатов из МКМ в виде листов, труб, профилей и т.д.

Металлические армированные композиционные материалы по праву называют материалами будущего.

3. ПРОЦЕССЫ, ПРОТЕКАЮЩИЕ В МАТЕРИАЛАХ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ ОБЪЕКТОВ ПОВЫШЕННОЙ ОПАСНОСТИ

Как известно, любой объект повышенной опасности работает в сложных напряженных условиях, поэтому как к материалам, применяемым для их изготовления, так и к условиям эксплуатации оборудования установлены повышенные требования, заключающиеся в усиленном контроле и надзоре за состоянием объектов. Но при любом контроле в металле происходят необратимые изменения.

Остановимся несколько подробнее на основных процессах и явлениях протекающих в материалах, из которых изготовлены объекты повышенной опасности и которые могут привести и иногда приводят к непредсказуемым последствиям и техногенным катастрофам.

3.1. Коррозия металлов

Основные конструкционные материалы всех объектов повышенной опасности – металлы и металлические сплавы. Однако в процессе длительной эксплуатации многие материалы теряют (снижают) свои потребительские свойства под воздействием различных физико-химических и биологических факторов. Такое явление (разрушение материалов) под воздействием внешней среды получило название *коррозии металлов*.

Слово «коррозия» произошло от латинского словообразования *corrodo* (*cor* + *rodo*) – обгрызать, разъедать.

Явления коррозии известны с древнейших времен, однако в современном понимании термин появился в 1667 г. в английском журнале, в связи с изучением локальной коррозии бронзовых пушек в крепости на о. Ямайка.

Термин «коррозия» в русском языке появился в начале 20 века, до этого времени коррозионные явления называли – «ржа, ржавление». Коррозия металлов процесс самопроизвольный, негативный, однако, иногда коррозия играет положительную роль (при кислотной очистке поверхности металла). Иногда под тер-

мином «коррозия металлов» понимают не только явление, но и его результат – разрушение.

Согласно ISO-8044–1986 коррозия материалов – физико-химическое взаимодействие между металлом и средой, в результате которого изменяются свойства металла и часто происходит ухудшение функциональных характеристик металла, среды или включающей их технической системы.

Среда, вызывающая коррозию, называется *коррозионной* или *агрессивной*.

В результате взаимодействия металла и коррозионной среды образуются химические соединения, называемые продуктами коррозии.

Коррозия может происходить в результате химического, электрохимического, биологического, радиационного, а также механического воздействия внешней среды.

Способность металлов противостоять коррозионному воздействию внешней среды называют *коррозионной стойкостью*.

Механическое воздействие (износ, истирание) на конструкционные материалы называют эрозией.

В практике встречается совместное воздействие коррозии и эрозии (химические аппараты, насосы и т.д.), называемое *эрозивной коррозией*.

Основная причина коррозии металлов и сплавов – их термодинамическая неустойчивость. Скорость коррозионного процесса зависит от множества одновременно действующих факторов: внутренних; металлургических и технологических; химического состава; режима термической обработки; микроструктуры; внутренних напряжений; состояния поверхности и внешних, характеризующих состав агрессивной среды и условия протекания процесса.

Коррозионные процессы протекают на границе раздела фаз при взаимодействии твердого вещества с газом или жидкостью (механизм – гетерогенный).

Гетерогенный процесс можно представить в виде следующих основных этапов:

1. доставка реагирующих веществ к поверхности раздела фаз;
2. химическое взаимодействие;
3. отвод продуктов реакции из зоны взаимодействия реагентов.

Этапы в свою очередь состоят из нескольких элементарных стадий протекающих последовательно, одновременно, сопряженно.

Скорость коррозии определяется скоростью самой медленной из протекающих стадий, либо скоростью самой быстрой из одновременно протекающих стадий. Установление лимитирующей стадии процесса – основная задача кинетики коррозионных процессов.

Коррозионные процессы различают по:

1. механизму реакций взаимодействия металла со средой;
2. вида коррозионной среды;
3. геометрическому характеру;
4. характеру дополнительных воздействий, которым подвергается металл одновременно с действием коррозионной среды.

По механизму взаимодействия различают два основных типа коррозии:

Химическую и электрохимическую, отдельно выделяют *микробиологическую и радиационную* коррозию.

По виду агрессивной среды, взаимодействующей с металлом, различают газовую, атмосферную, в растворах электролитов, подземную и коррозию в жидкостях – не электролитах и т.д.

По характеру изменения поверхности металла или его физико-химических свойств, независимо от среды, коррозионные повреждения разделяются на следующие виды.

Вся поверхность металла (рис. 3.1) охвачена коррозией, такой вид повреждения называется *общей* или *сплошной* коррозией. Она бывает равномерной и неравномерной, в зависимости от глубины пораженного слоя.

Сплошная коррозия и наименее опасна, так как сталь, из которой изготовлен объект или отдельный ее узел, лишь незначительно теряет свои прочностные свойства (5–8%).

Местная коррозия – повреждение отдельных участков поверхности металлов. Она имеет различную степень повреждения. К местной коррозии относят коррозию в виде пятен, язв, точечная, подповерхностная, межкристаллитная и ножевая.

Коррозия в виде пятен – повреждение отдельных участков поверхности на сравнительно небольшую глубину.

Язвенная коррозия – отличается от коррозии в виде пятен большей глубиной проникновения в слой металла (например, язвенная коррозия барабанов котлов низкого и среднего давления).

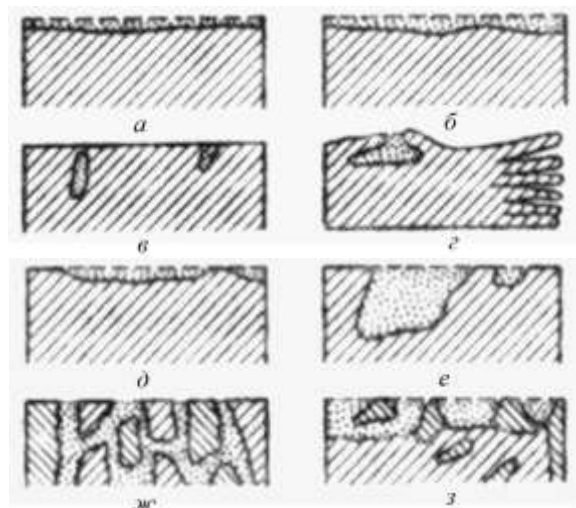


Рис. 3.1. Виды коррозии (слева направо, сверху вниз):
a – равномерная; *б* – неравномерная; *в* – пятнами; *г* – язвами; *д* – точками;
е – подповерхностная; *ж* – межкристаллитная; *з* – структурно-избирательная

Точечная коррозия – точечные поражения металла, перерастающие в сквозные (коррозия нержавеющей стали в морской воде).

Подповерхностная коррозия развивается при отслоении (повреждении) защитных покрытий (пленки, лаки и т.д.).

Один из наиболее опасных видов местной коррозии – *межкристаллитная коррозия* (МКК), которая повреждает границы зерен.

Для зоны сплавления сварных швов характерна локализованная в виде специфических надрезов – *ножевая коррозия*.

Местная коррозия более опасна чем сплошная, так как она может значительно снизить прочностные характеристики металла.

Избирательная коррозия – подразделяется на *структурную избирательную* и *компонентно-избирательную*.

При структурно-избирательной коррозии поражению подвергаются отдельные фазы, составляющие механические смеси (пример, коррозия серого чугуна под действием олеума, когда в результате растворения ферритных и цементитных фаз образуется относительно мягкий графитный скелет).

При компонентно-избирательной коррозии поражению подвергаются отдельные компоненты, образующие твердые растворы (пример, обесцинкование латуни в растворах серной кислоты, приводящий к обеднению сплава цинком и образованию губчатой меди на поверхности детали).

По дополнительным воздействиям на материалы выделяют:

- *коррозионное растрескивание* – коррозия металлов, развивающаяся в зоне механических напряжений. В случае приложения циклических нагрузок повреждения материалов вызываются коррозионно-усталостными явлениями, в случае воздействия циклических нагрузок и температур на различные материалы в условиях агрессивных сред, возникающие повреждения относят к коррозионно-усталостным явлениям.

- коррозия при трении (эрозионная коррозия) – разрушение металла при одновременном воздействии коррозионной среды и сил трения.

- кавитационная коррозия – разрушение металла при одновременном коррозионном и ударном воздействии агрессивной среды (повреждения лопаток турбоагрегатов, лопастей гребных винтов и т.д.).

3.1.1. Химическая коррозия

Химическая коррозия – процесс разрушения металлов под воздействием внешней среды, вступающей с ним в химическое взаимодействие.

Виды химической коррозии:

1. коррозия в жидкостях – не электролитах;
2. газовая коррозия – коррозия при контакте металла с сухими газами при высокой температуре.

К жидкостям – не электролитам относят жидкости органического происхождения: спирты, бензолы, хлороформ, нефть, керосин, бензин и т.д. и ряд жидкостей неорганического происхождения: расплавленная сера, жидкий бром и т.д.

В чистом виде органические соединения слабо реагируют с металлами, но даже при незначительном содержании примесей процессы взаимодействия резко ускоряются.

Присутствие в нефти серосодержащих соединений (сероводородов, меркаптанов и т.д.) интенсифицируют коррозионные явления. Присутствие воды увеличивает коррозионную активность сырой нефти, повышение температуры среды и наличие растворенного в жидкости кислорода также усиливают процесс коррозии.

Наиболее распространенный вид химической коррозии – *газовая коррозия*. Это процесс химического взаимодействия металлов и сплавов с газами при высоких температурах.

Газовая коррозия наблюдается при работе металлических конструкций, контактных и других аппаратов, энергооборудования, арматуры обжиговых и нагревательных печей, деталей двигателей внутреннего сгорания.

Причина газовой коррозии металлов – их термодинамическая неустойчивость в данной газовой среде при определенных внешних условиях.

Типичный случай газовой коррозии – взаимодействие металла с кислородом. Скорость процесса газовой коррозии зависит от ряда факторов: природы металла, характера газовой среды, температуры среды и т.д.

Процессы газовой коррозии – многостадийные гетерогенные процессы, протекающие на границе раздела фаз металл – газовая среда.

3.1.2. Электрохимическая коррозия

Электрохимическая коррозия возникает при взаимодействии металла с электролитом. Поверхность любого металла или сплава – гетерогенна и состоит из большого числа короткозамкнутых элементов. При контакте с раствором электролита микрокоррозионные системы элементов начинают функционировать, что и приводит к разрушению поверхности металла.

Гетерогенность создается по разным причинам. Выделим три основные: неоднородность металлической фазы, неоднородность жидкой фазы и неоднородность наложения внешних условий.

Неоднородность металлической фазы вызывается наличием электропроводящих включений (различных примесей, твердых растворов и др.), ликвацией сплавов, наличием поверхностных

дефектов, анизотропией структуры, неоднородностью защитных окисных пленок на поверхности металла.

Неоднородность жидкой фазы (электролита) связана с различной концентрацией ионов данного металла на отдельных участках контакта фаз, концентрацией растворенного в электролите кислорода, различием рН отдельных зон в объеме электролита.

Неоднородность наложения физических условий вызывается неравномерностью температуры отдельных участков поверхности металла при контакте с электролитом, либо неравномерным наложением электрического поля.

Такая схема была предложена в 19 веке швейцарским ученым Де ля Ривом, Г. В. Акимов с сотрудниками развили данную гипотезу теории работы микрогальванических элементов при электрохимической коррозии.

При инициировании и развитии электрохимической коррозии рассматривают два одновременно протекающих процесса.

1. Анодный переход ионов металла в раствор с оставлением соответствующего числа электронов на поверхности металла.

2. Катодный – ассимиляция избыточных электронов атомами или молекулами электролита (деполяризаторами), которые при этом восстанавливаются

Анодный и катодный процессы протекают сопряженно и замедление одного из них тормозит другой. Разрушение обычно происходит на аноде.

Схема электрохимического разрушения приведена на рис. 3.2. На скорость развития коррозии влияет большое число различных факторов. Термодинамическая устойчивость – важнейший из них.

Критерий – термодинамической устойчивости металла – величина его стандартного электродного потенциала. Однако эти величины обычно измеряют в определенных условиях и они не определяют однозначно скорость коррозионного процесса. Металл неустойчивый в одних условиях, может оказаться устойчивым в других. Это вероятно обусловлено торможением термодинамически вероятных процессов образующимися вторичными продуктами коррозии, пассивными пленками и др.

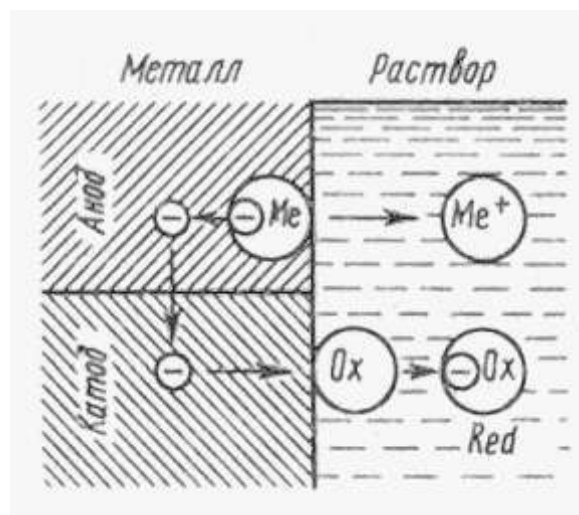


Рис. 3.2. Схема электрохимического коррозионного процесса

Постоянные и переменные нагрузки, внешние и внутренние напряжения увеличивают термодинамическую неравновесность, приводят к нарушению сплошности защитных пленок. Изменение температуры агрессивной среды значительно влияет на скорость коррозии.

Однако прогнозировать развитие коррозионных явлений не всегда представляется возможным. Это связано с вероятным влиянием температуры на скорость любой из сопряженных стадий процесса – физической (диффузия, конвекция), электрохимической, химической.

Неоднородный характер влияния температуры на возможность и скорость протекания любой из указанных стадий, может привести как к ускорению, так и к замедлению коррозионных явлений. Изменение температуры может также влиять на тип полярности металлов при их совместной эксплуатации в агрессивной среде.

Так, например, в холодной водопроводной воде цинковое покрытие по отношению к углеродистой стали является анодом а в горячей воде полярность в коррозионной паре меняется: потенциал цинка увеличивается, и он становится катодом.

Различие в температуре отдельных участков (температурная неоднородность) металлических конструкций способно провоцировать возникновение термогальванической коррозии.

На скорость коррозионных процессов существенное влияние оказывает pH среды. Для благородных металлов характерна

высокая коррозионная стойкость в кислых средах, нейтральных и щелочных.

Скорость коррозии для этих металлов не зависит от рН среды. Железо, магний, медь – малостойки в кислых средах. При малых значениях рН скорость разрушения велика. При рН 4,0-8,6 скорость коррозии в этих металлах постоянна, так как при таких условиях не меняется растворимость кислорода.

В щелочных средах (рН больше 10) на железе происходит образование нерастворимых гидроксидов и скорость коррозии резко падает. Для каждого металла характерно определенное значение рН раствора, при котором скорость коррозии – минимальна (для алюминия – 7,0, свинца – 8,0, цинка – 10,0, железа – 14,0).

На скорость электрохимической коррозии влияет и давление окружающей среды. Основная причина – изменение растворимости газа, участвующего в коррозионном процессе, поэтому с увеличением давления увеличивается скорость коррозии (при кислородной деполяризации). Возможной причиной влияния давления может быть возникновение механических напряжений в металле, ускоряющих коррозию.

Состав электролита, скорость движения электролита так же оказывают определенное влияние на скорость электрохимической коррозии.

3.1.3. Коррозия металлов в различных условиях

Атмосферная коррозия. Большое число объектов повышенной опасности эксплуатируются в сложных условиях, во влажных средах и при температурах окружающей среды (грузоподъемные краны, различные сосуды высокого давления, вышки и другие объекты). При этом преобладают электрохимические гетерогенные процессы на границе раздела фаз: поверхность металла – тонкий слой влаги, сконденсировавшейся на поверхности металла.

На скорость процесса атмосферной коррозии влияют характер атмосферы, время воздействия, состав металла, его структура и состояние поверхности. Влажность, температура, степень загрязнения атмосферы влияют на качество и состав образующихся на поверхности металла пленок влаги.

Наиболее агрессивны среды, загрязненные промышленными отходами – газами CO_2 , SO_2 , NO_2 , NH_3 , HCl , частицами солей, угольной пылью; менее активны чистые и сухие континентальные атмосферы.

В промышленных районах коррозия интенсифицируется под действием так оказываемых кислотных дождей, основными агрессивными составляющими которых являются H_2SO_4 и HNO_3 .

Выделяющийся в атмосферу SO_2 растворяется в каплях воды с образованием сернистой кислоты, которая подвергается фотохимической реакции в каплях под действием ультрафиолетового излучения с образованием сернокислого тумана.

Присутствующие в водяных каплях ионы марганца или железа служат катализаторами этих процессов. Кислотные дожди (рН более 10) очень легко вызывают коррозию сплавов железа, цинка, алюминия и др.

В зависимости от влажности атмосферы различают несколько видов атмосферной коррозии: мокрую, влажную и сухую коррозию.

Мокрая атмосферная коррозия обычно наблюдается при капельной конденсации влаги на поверхность металла при относительной влажности воздуха равной 100%. Обычно так корродируют различные металлические конструкции при воздействии снега, дождя, тумана и др.

Влажная атмосферная коррозия возникает при влажности в атмосфере ниже 100% и сопровождается адсорбционной, капиллярной и химической конденсацией на поверхности металла. Адсорбционная конденсация – процесс образования тончайшего слоя молекул воды, вязанных с поверхностью металла адсорбционными силами. Основные этапы процесса конденсации:

1. образование пленки мономолекулярного адсорбционного слоя воды;
2. осаждение мельчайших капелек воды при понижении температуры;
3. образование сплошной пленки влаги по всей поверхности металла.

Капиллярная конденсация проходит преимущественно в застойных зонах, зазорах, щелях и пр.

Химическая конденсация – это процесс дальнейшего развития адсорбционной конденсации. Для подобных процессов характерно образование гидроксидов.

Сухая атмосферная коррозия проходит при влажности ниже 60%, т.е. под действием кислорода воздуха. На поверхности металла образуется плотная пленка из продуктов коррозии. Процесс разрушения в этом случае подобен химическому процессу роста окисных пленок на поверхности металла. Пленки растут очень медленно и рост их быстро прекращается, однако при появлении влаги на металлической поверхности сухая коррозия переходит во влажную атмосферную коррозию, а при попадании брызг – в мокрую атмосферную коррозию.

На скорость атмосферной коррозии влияют свойства образующихся продуктов коррозии, в частности их гигроскопичность.

На скорость коррозии также оказывает значительное влияние контакт металлов, электродные потенциалы которых неодинаковы.

Все металлы разделены на пять групп:

1. магний;
2. цинк, алюминий, кадмий;
3. железо, углеродистые стали, свинец, олово;
4. никель, хром, хромистые стали, хромоникелевые стали;
5. медь, медно-никелевые сплавы, серебро.

Допустимым считается контакт металлов, входящих в одну и ту же группу. Металлы каждой последующей группы усиливают коррозию металлов предыдущей группы.

При конструировании рекомендуется пользоваться стандартными правилами. Допустимы контакты, при которых скорость коррозии анода составляет 0-50 г/(м²·год), контакты недопустимы при скорости более 150 г/(м²·год).

3.1.4. Подземная коррозия

Коррозионные разрушения металлических конструкций в почвах, грунтах называют подземной коррозией. Из объектов повышенной опасности ей наиболее подвержены трубопроводы (водные, газовые, нефтяные и др.), резервуары, сваи, опоры, элементы почвообрабатывающей техники. Почва и грунты пред-

ставляют собой одну из сложнейших по структуре и химическому составу коррозионных сред. В их составе находятся: твердая, газовая, жидкая и биологическая составляющие. Соотношение этих составляющих значительно отличается в различных участках поверхности земли. Твердая составляющая почвы состоит из минералов, образующих пористую структуру. Пористость грунтов колеблется от 25% для болот и до 90% для сухих торфяников. Поры грунта как правило заполнены электролитами, содержащими минеральные соли и растворенные газы.

Наличие электролитов в грунтах определяет электрохимический характер подземной коррозии. Недостаточная аэрация почв способствует локальному (сквозные язвы) характеру коррозионного поражения. Влажность грунта определяет скорость подземной коррозии. Максимальная скорость коррозии наблюдается при влажности 15–20%. При дальнейшем увеличении влажности происходит насыщение грунта водой и образуется сплошной слой, затрудняющий доступ кислорода к металлу и приводящий к снижению скорости процесса.

На скорость коррозии влияет рН почвы. Коррозия особенно велика в торфянистых и болотистых грунтах (рН=3). Наиболее агрессивен подзол. Скорость коррозии в таких почвах в 5 раз выше, чем в других. При подземной коррозии – повреждения имеют обычно язвенный, либо питтинговый характер. Для трубопроводных систем предложен на зависимость максимальной глубины коррозионной язвы от времени эксплуатации: $\Pi = kt^m$, где Π – максимальная глубина коррозионной язвы за время t , k – коэффициент пропорциональности, m – константа, зависящая от состава сплава и степени аэрации грунта.

Коррозия под действием блуждающих токов. Блуждающими токами называют токи, ответвляющиеся от своего пути. Попадая на металлические конструкции, расположенные в грунте они вызывают коррозию. Источником блуждающих токов в почвах могут быть рельсовые пути, электросварочные аппараты, установки катодной защиты, электролизеры, установки гальванопокрытий и т.д. Наиболее опасна коррозия при применении постоянного тока.

Микробиологическая коррозия – это коррозионное разрушение металлов при воздействии микроорганизмов и продуктов их деятельности. Чаще всего инициирование электрохимической

коррозии металлов вызвано микроорганизмами (бактериями и грибами). Бактерии могут вырабатывать серную, муравьиную, уксусную и другие кислоты. Микробиологическая коррозия протекает совместно с атмосферной или подземной в водных средах или жидкостях – неэлектролитах.

Основные причины микробиологической коррозии:

1. выделение коррозионно-агрессивных продуктов жизнедеятельности микроорганизмов и изменение рН среды при развитии бактерий;
2. создание условий для появления пар дифференциальной аэрации и возникновения концентрационных ячеек на поверхности металла;
3. непосредственное участие микроорганизмов в процессе коррозии;
4. разрушение защитных покрытий на металле.

3.1.5. Водородное охрупчивание

Водородное охрупчивание часто встречается на элементах котлов высокого давления. Влияние водорода на охрупчивание стали впервые заметил Парейль еще в 1926 году. Образцы почти чистого железа, содержащего кристаллиты размером около 2,5 см в диаметре, выдерживали в течение 30 минут в 20%-ой серной кислоте, в результате чего они распались на отдельные кристаллиты по границам зерен.

Следов пластической деформации внутри кристаллитов не обнаружено. Этот эффект получил название водородного *охрупчивания*.

Обстоятельный критический обзор выполнил П. Коттерилл [20] по изучению влияния водорода на объемную прочность сталей. На основании проведенных исследований он сделал следующие выводы:

1. водород значительно влияет на упругие характеристики сталей;
2. при содержании водорода до $0,1 \text{ см}^3$ на 100 г прочность снижается, твердость не изменяется;
3. разрушающее напряжение снижается пропорционально росту концентрации водорода;

4. пластичность снижается пропорционально повышению концентрации водорода;

5. охрупчивание стали под влиянием водорода проявляется в интервале температур $\pm 100^{\circ}\text{C}$.

6. для реализации охрупчивания необходимо наличие растягивающих напряжений.

7. стали наиболее склонны к водородному охрупчиванию в закаленном состоянии, вероятность появления водородной хрупкости повышается в результате наклепа;

8. при комнатных и низких температурах водород, как правило, распределен в металле неравномерно, поэтому области, богатые водородом, будут обладать меньшей пластичностью при испытаниях на растяжение и в этих областях начнется преждевременное разрушение.

Считается надежно установленным, что в чистом железе водород, находясь в твердом растворе, не искажает его кристаллическую решетку, не снижает силы межатомных связей, не блокирует дислокации и не охрупчивает железо [20, 21, 22, 23, 24]. Действие водорода на свойства сплавов железа проявляется тогда, когда он в металле или на его поверхности взаимодействует с гидрообразующими элементами (C, N, O, P, S, Ti, V, Nb и др.) [25].

До настоящего времени нет единого мнения относительно природы и механизма возникновения водородной хрупкости у металлов. Существующие гипотезы и теории можно свести к нескольким основным. Цапффе и Симсон в 1941 г. предложили теорию плоского давления [26, 27], которую позже развил Коттерилл [20]. По их мнению причиной водородного охрупчивания является молекулярный водород, который выделяется внутри разнообразных микронесплошностей, по границам зерен и блоков, образуя тонкие газовые прослойки, находящиеся под высоким давлением. Под влиянием внутреннего давления газообразного водорода значительно облегчается процесс разрушения при приложении напряжения к образцу. Согласно деформационной теории, локализация водорода, необходимая для охрупчивания отсутствует до деформации и возникает в процессе ее развития.

Бастьен и Азу в 1951 г. [28, 29, 30] выдвинули теорию, согласно которой, водород под воздействием внешней нагрузки

диффундирует совместно с дислокациями [31] к активным плоскостям скольжения, где скопления дефектов и атомов водорода препятствуют пластической деформации и приводят к локальному охрупчиванию металла.

Адсорбционная теория объясняет появление водородной хрупкости снижением поверхностной энергии металла вследствие адсорбции атомарного водорода на наружной поверхности образцов и внутренних поверхностях дефектов – микронесплошностей, всегда существующих в реальных металлах и возникающих в процессе деформации. В результате энергия деформации, необходимая для образования новой поверхности, снижается [32–37].

Карпенко Г. В. с сотрудниками развили данную гипотезу. Основное отличие их гипотезы заключается в предположении, что действие водорода в микромасштабах приводит не к охрупчиванию, а к пластификации участков металла перед вершиной трещины, но настолько в узком объеме, что скругления вершины трещины не происходит [38–44].

Предложен также ряд других гипотез, в каждой из которых уделено внимание какому-то одному аспекту взаимодействия водорода с металлом. Большая часть их подтверждена соответствующими экспериментами.

Однако, представляется, что реальный процесс водородной хрупкости одновременно и сложнее, и проще. Сложнее потому, что нет единого универсального механизма, который одинаково хорошо бы описывал и учитывал все многогранные особенности возникновения и развития водородной хрупкости.

Проще потому, что каждая из указанных и неупомянутых теорий и гипотез высвечивает ту или иную, но лишь одну из граней единого процесса водородного охрупчивания металла.

На объектах повышенной опасности водородное охрупчивание наиболее часто встречается в металле парообразующих труб, пароперегревательных трубах, необогреваемых трубопроводах котлоагрегатов [45].

Кинетику процесса реакционного водородного охрупчивания обычно описывают математической моделью, в которой учитывают образование микронесплошностей в виде метановых пузырей по границам зерен и их последующая коалесценция [45–52]. В большинстве работ употребляется термин «микропустоты» или

«микроросты». Состав газа – метана – в микронесплошностях определяли масс-спектрометрическим методом непосредственно в металле парогенерирующих труб [49, 51]. Движущей силой этого процесса является диффузия водорода (преимущественно – межзеренная) и его реакция с углеродом. На первом, очень кратковременном, этапе роста микронесплошностей, кинетику процесса определяет зернограничная диффузия железа по вакансионному механизму, на втором, более продолжительном этапе, – процессы микропластической деформации. Второй этап роста несплошностей начинается по достижении ими размеров, достаточных для инициирования дислокационных реакций [52, 53].

Схематично стадии реакционного водородного охрупчивания парообразующих труб из перлитных сталей можно представить следующим образом:

1 процесс

- Диффузия водорода
- Растворение карбида
- Диффузия углерода
- Образование метана в микронесплошностях

2 процесс

- Поверхностная диффузия атомов
- Рост микронесплошности в результате микропластической деформации железа к вершине микронесплошности
- Диффузия атомов железа по границам зерен
- Совместная пластическая деформация смежных зерен

Считается доказанным, что при водородном охрупчивании происходит процесс обезуглероживания металла, причем он имеет довольно сложный характер, поскольку восстановление цементита возможно непосредственно водородом в самом перлитном зерне [23]. Допускается, что к межзеренной границе могут диффундировать углероды типа СН с меньшими размерами молекул по сравнению с метаном.

В работах последних лет отмечается, что основными дефектными местами структуры сталей оказываются прежде всего сульфидные включения железа и марганца [55–58]. В зависимости от химического состава и свойств среды неметаллические включения выступают в качестве анодных или катодных элементов [59–61].

При интенсивном наводороживании деформированные вдоль направления прокатки сульфиды марганца служат коллекторами водорода, поскольку только они, по сравнению с другими видами неметаллических включений, имеют коэффициент термического расширения почти в 1,5 раза выше, чем матрица. Следовательно при охлаждении между включениями MnS и матрицей может возникнуть свободная поверхность, являющиеся при дальнейшей эксплуатации местом абсорбции водорода, образования коллектора метана и молекулярного водорода.

Таким образом, поверхностные сульфидные включения облегчают проникновение водорода в металл, а при распределении в матрице способствуют зарождению и развитию внутренних микропустот и водородного охрупчивания. На основании фрактурграфических исследований поверхностей разрушенных сталей при водородном охрупчивании установлено [62] что, по крайней мере, одно кристаллическое включение расположено в месте зарождения внутренней свободной поверхности.

Интересной особенностью водородного охрупчивания является специфическая задержка в появлении трещин после приложения нагрузки. Эта задержка уменьшается с увеличением концентрации водорода и с возрастанием твердости или прочности при растяжении [63–65].

Задержку перед появлением трещин можно по-видимому связать с тем, что для диффузии водорода к участкам вблизи вершины трещины требуется определенное время. Эти участки окружены дефектами, возникающими при пластической деформации. Диффундирующие из кристаллической решетки к дефектам, атомы водорода переходят в более низкое энергетическое состояние. Трещины распространяются прерывисто, так как каждому скачку предшествует пластическая деформация, затем происходит диффузия водорода к дефектам.

Любые факторы, снижающие растворение водорода в сталях повышают ее устойчивость к растрескиванию. На водородное или сульфидное растрескивание высокопрочных сталей оказывают значительное влияние поверхностные дефекты, при эксплуатации оборудования в сероводородных средах. Склонность к растрескиванию в этих средах вынуждает значительно снижать допустимый уровень напряжений во избежании разрушений.

В химической, нефтехимической промышленности, в тепловой энергетике проблема технического диагностирования и предотвращения внезапных остановов оборудования стоит очень остро, так как водородное охрупчивание выявить существующими методами неразрушающего контроля практически невозможно.

На электростанциях из-за водородного охрупчивания довольно часто внезапно разрушаются парообразующие и пароперегревательные трубы, реже необогреваемые трубопроводы.

Примеры разрушения объектов повышенной опасности от водородного охрупчивания приведены в главе 4.

3.1.6. Межкристаллитная коррозия (МКК)

Одной из сложных видов коррозии, с точки зрения обнаружения методами технического диагностирования, является межкристаллитная коррозия. При межкристаллитной коррозии скорость растворения сплава по границам зерен значительно превышает скорость растворения самого зерна.

Нарушение режима термической обработки ферритных и аустенитных нержавеющей сталей чаще всего приводит к коррозионному разрушению границ зерен. Коррозия подобного рода приводит к катастрофическому снижению механических свойств. Термическая обработка определенной выдержки при определенной температуре, в результате которой сталь приобретает чувствительность к МКК называется провоцирующей термической обработкой или сенсibilизацией. Режимы такой обработки для *ферритных и аустенитных* сталей значительно различаются.

Для аустенитных сталей интервал сенсibilизирующих температур составляет 400–850°С. Степень склонности к межкристаллитной коррозии после такого нагрева зависит от времени нагрева.

К межкристаллитной коррозии приводят медленное охлаждение сплава с прохождением области сенсibilизирующих температур, а также *длительные сварочные работы*. Точечная сварка не вызывает сенсibilизации. В то же время электродуговая сварка может представлять опасность, причем степень разрушений увеличивается с возрастанием времени нагрева, особенно при сварке массивных изделий.

Опасные температуры достигаются в нескольких миллиметрах от места сварки, где металл нагревается до температуры плавления или выше. Отсюда, при контакте с агрессивной средой, разрушение сварного шва аустенитной нержавеющей стали протекает не в теле шва, а рядом в зоне термического влияния (рис. 3.3). Склонность аустенитных нержавеющих сталей к МКК зависит также от содержания углерода в них [90]. При высоких температурах (1050°C) и выше углерод равномерно распределяется в стали, однако, в области температур сенсibilизации он диффундирует к границам зерен, где образует, преимущественно с хромом сложные карбиды типа M_{23}C_6 .



Рис. 3.3. Межкристаллитная коррозия в зоне сварного шва ($\times 2$). Образец после сенсibilизации выдержан в 25% растворе HNO_3

В результате этих реакций прилегающие к границам зерен участки сплава обедняются хромом, его содержание может упасть ниже 12%, т.е. ниже порога, необходимого для поддержания пассивности. В участках превращений объем сплава изменяется и это изменение распространяется от границ вглубь зерен. Поэтому при металлографическом исследовании наблюдаются уширенные границы зерен. В сплавах, обедненных хромом, образуются активно-пассивные элементы с заметной разностью потенциалов. Такие сплавы характеризуются несколькими анодными кривыми (твердый раствор, обедненный твердый раствор, интерметаллиды, карбиды, технологические примеси на границах).

В зависимости от величины потенциала раствора и, следовательно, величины стационарного потенциала наблюдается коррозия либо обедненных участков твердого раствора, либо интерметаллидов, расположенных по границам зерен.

Вследствие снижения концентрации хрома, ток анодного растворения в обедненной зоне значительно выше, чем в самом зерне. В то время когда карбиды и само зерно находятся в пассивном состоянии, обедненная зона находится в активном состоянии и подвергается интенсивному растворению. Анодные поляризационные диаграммы приведены на рис. 3.4.

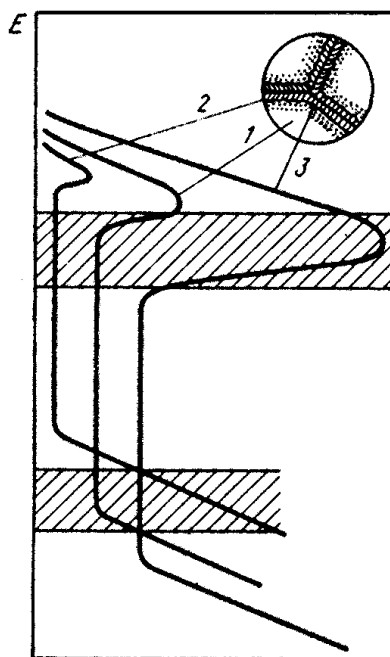


Рис. 3.4. Схематическое изображение парциальных анодных кривых, поясняющие межкристаллитную коррозию аустенитных хромоникелевых сталей:

1 – тело зерна; 2 – карбиды хрома; 3 – обедненная зона

Видно, что для хромоникелевых сталей имеется две области потенциалов с МКК: граница перехода стали из активного состояния в пассивное и граница перехода из пассивного состояния в состояние перепассивации (области МКК заштрихованы).

В области перехода из активного состояния в пассивное избирательное растворение идет по обедненным зонам, а в области перехода от пассивного состояния в состояние перепассивации большая скорость коррозии наблюдается на приграничных участ-

ках зерен, заполненных карбидами хрома. Данные положения подтверждены экспериментально в работах [66, 67].

Предлагались и другие гипотезы для объяснения МКК, однако механизм, связанный с обеднением твердого раствора хромом, более всего отвечает экспериментальным данным, и, по видимому, соответствует истине [68, 69].

МКК в наибольшей степени подвержены объекты повышенной опасности, эксплуатирующиеся длительное время в напряженных условиях и в агрессивных средах.

Для предотвращения возникновения МКК существует, по крайней мере три эффективных способа:

1. Термическая обработка при 1050–1100°С с последующей закалкой. При высокой температуре выделившиеся карбиды растворяются в аустените, а быстрое охлаждение предотвращает их повторное образование. Такая обработка рекомендуется после проведения сварочных операций.

2. Уменьшение содержания углерода. Содержание углерода можно довести в промышленных сталях до 0,03% и менее, однако стоимость таких сталей резко возрастет. При сварке или какой-либо термообработке этих сталей при достижении температуры сенсibilизации, существует меньшая вероятность протекания МКК.

3. Легирование титаном или ниобием. Легирование аустенитных сталей небольшим количеством элементов, обладающих большим сродством к углероду, чем хром предотвращает диффузию углерода к границам зерен. Имеющийся углерод взаимодействуя с титаном или ниобием образует их карбиды, а не хрома. Такие сплавы называют стабилизированными. Они не проявляют заметной склонности к МКК после сварки или нагрева до температур сенсibilизации.

3.1.7. Коррозионное растрескивание под напряжением (КРН)

Вопросам КРН объектов повышенной опасности посвящено большое число работ [70–73]. Наиболее детальный обзор, изучение и исследование причин повреждений магистральных трубопроводов проведены Дадоновым Ю. А. и Мокроусовым С. Н. [74–76]. На понимании серьезности и потенциальной угрозы про-

блемы предупреждения аварийности из-за КРН остановимся в следующих разделах.

Рассмотрим сущность КРН. Когда стальной лист испытывает воздействие растягивающих напряжений близких к пределу упругости, и при этом соприкасается с горячим концентрированным раствором щелочи, то в металле происходит межзеренное растрескивание. Такое явление и называется коррозионным растрескиванием под напряжением (КРН). Требуемое напряжение может быть остаточным, приложенным, но не сжимающим, так как последнее не вызывает КРН.

КРН впервые было обнаружено в клепаных паровых котлах. Обычно напряжения в заклепках находятся на уровне предела упругости, а для повышения коррозионной стойкости в котловую воду добавляют щелочь, т.е. оба фактора налицо. В щелях между заклепками и листовым металлом котла в процессе кипения концентрация щелочи в котловой воде достигает предельного уровня, способного вызвать КРН. Нередко КРН приводило к взрывам котельных агрегатов. Поскольку было установлено, что одним из коррозионных факторов является щелочь, то и данное явление получило название щелочной хрупкостью. КРН может возникать и в сварных швах элементов котлов и в емкостях для хранения сильных концентрированных щелочей. К коррозионному растрескиванию склонны стальные тросы, эксплуатирующиеся длительное время в атмосфере промышленных предприятий [77–79].

КРН происходит и при контакте металла с безводным жидким аммиаком при комнатной температуре, например в стальных сварных емкостях для хранения сжиженного аммиака.

Авторами [80–82] установлено, что границы зерен являются наиболее возможными путями растрескивания, когда атомы углерода или азота образуют сегрегации по границам зерен. Чистое железо не склонно к КРН.

Железо или прокатанная сталь с содержанием углерода менее 0,06% становится склонной к КРН после закалки с 925°C вследствие достаточности концентрации углерода на границах зерен.

Низкотемпературный отжиг, например, при температуре 250°C в течение 0,5 часа, приводит к перераспределению углерода

и освобождению границ зерен от сегрегирующих атомов [81], что повышает устойчивость металла к КРН. При более длительном нагреве и при более высоких температурах (например, 70 часов при 445°С) происходит миграция микродефектов (вакансий) к границам зерен, дефекты, увлекая с собой атомы углерода создают на границах сегрегации, усиливающие склонность сталей к КРН.

Холодная обработка металлов повышает их устойчивость к КРН, так как при этом разрушаются цепочки сегрегаций, и, что более важно, образуются дефекты, затрудняющие миграцию углерода по сегрегациям. В свете накопленных данных была предложена гипотеза [83, 84] о том, что в основе механизма КРН лежит не электрохимическое растворение металла, а ослабление когезионных связей между поверхностными атомами вследствие адсорбции компонентов среды. Этот механизм называется адсорбционным.

С уменьшением поверхностной энергии металла увеличивается тенденция к возникновению микротрещин при растягивающих напряжениях. И этот механизм соответствует критерию образования трещин на хрупких твердых телах – так называемому критерию Гриффитса, согласно которому энергия деформации напряженного твердого тела должна превышать энергию общей увеличивающейся поверхности, образованной зарождающейся трещиной [85].

Любая адсорбция, снижающая поверхностную энергию, должна способствовать образованию трещин, однако, например вода, адсорбированная на стекле, снижает напряжение, необходимое для растрескивания [83, 84], Лэнгмюр [86] показал, что достаточно монослоя адсорбата, чтобы значительно уменьшить сродство поверхностных атомов металла друг к другу и к среде.

По-видимому, разрушающая адсорбция происходит на подвижных дефектных участках, постоянно образующихся в процессе роста трещины. Чистые металлы не склонны к КРН вероятно, из-за того, что дефекты распространяются в поверхностных участках вершины трещины слишком быстро для успешной адсорбции.

Присутствие, например, атомов углерода по границам зерен металла, замедляет движение дефектов, и вероятно, изменяет химическое сродство поверхностных дефектов, что способствует адсорбции анионов с последующим разрывом металлических

связей [87, 88]. Размер зерна оказывает существенное влияние на протекающие процессы, так как на границах больших зерен скапливается больше дефектов и соответственно, здесь возрастает адсорбция [88].

Авторы [88] утверждают, что адсорбционная теория объясняет большую часть особенностей КРН. При благоприятных условиях для развития КРН скорость роста трещины зависит от приложенного напряжения. Установлены эмпирические зависимости между приложенным напряжением и логарифмом времени до разрушения для некоторых материалов [87, 89].

Для латуни эта зависимость приведена на рис. 3.5. При небольших напряжениях наклон прямой может снижаться, так как значительно увеличивается время до разрушения. Однако экспериментальные данные не подтверждают концепцию о существовании некоего порога приложенного напряжения, ниже которого КРН не происходит [89].

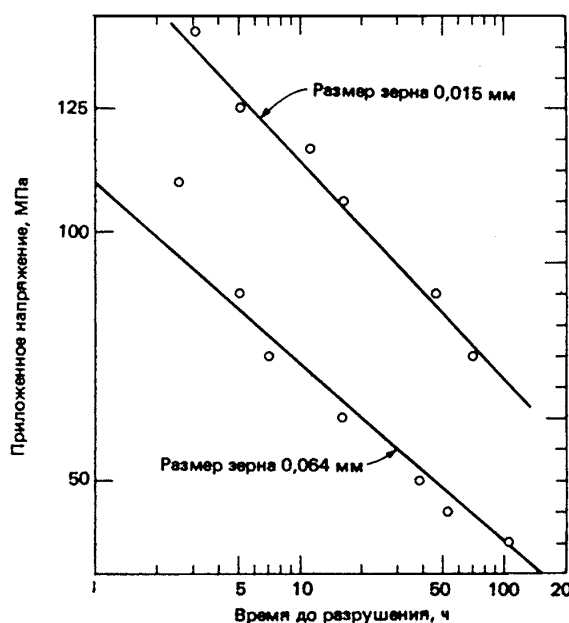


Рис. 3.5. Зависимость времени до разрушения латуни (66% Cu, 34% Zn) в атмосфере аммиака от приложенного напряжения и размера зерна

Низкие значения приложенного поверхностного напряжения свидетельствует лишь о том, что время до разрушения довольно велико.

Поверхностные дефекты, питтинги, усталостные трещины действуют как эффективные концентраторы КРН.

Предложены некоторые способы избежания КРН:

1. Глубокая обработка холодом. Холодная прокатка придает углеродистой стали стойкость к КРН в кипящих нитратных растворах, она может сохраняться на протяжении тысяч часов.

2. Горячая обработка. Углеродистые стали приобретают устойчивость к КРН при медленном охлаждении от 900–950°C или после закалки и низкого отпуска при 250°C в течение 0,5 часа [80].

3. Поверхностный наклеп или дробеструйная обработка. На поверхности металла возникают напряжения сжатия, которые эффективно предотвращают КРН.

4. Катодная защита. Установлено [77, 90, 82], что катодная поляризация напряженной стали в горячем растворе NaOH-Na₂SiO₃ значительно замедляет, либо предотвращает растрескивание. Эффективной оказывается как анодная, так и катодная защита.

5. Использование специальных сплавов. Небольшое количество легирующих добавок, имеющих сродство к углероду и азоту, алюминий, титан, ниобий или тантал, повышают устойчивость стали к КРН, но не устраняют его [91]. Введение в углеродистые стали до 2% Ni повышают их склонность к КРН в нитратах; > 1% Cr или Mo – снижают [92].

6. Использование ингибиторов. Нитрат натрия используют в качестве ингибитора коррозии стали в котловой воде. Применяют также отработанный сульфитный щелок и дубильный экстракт [93].

3.1.8. Коррозионное растрескивание магистральных трубопроводов и возможные меры по предупреждению аварийности

Мероприятия по предупреждению и снижению аварийности по причине КНР [74–76].

Продолжить исследования причин возникновения с помощью способов снижения скорости трещинообразования.

На сегодняшний день не завершены следующие исследования:

- *По окружающей среде:* взаимосвязь анаэробических свойств грунтов и возникновение КНР; способы обеспечения катодной защитой участков трубопроводов с отслоившейся изоляцией для предотвращения КНР.

- *По трубным сталям:* Подверженность высокопрочных сталей КНР или водородному растрескиванию, устойчивость их к КНР и другим дефектам; подверженность трещинообразованию термообработанных зон сварных стыков труб; взаимосвязь случаев возникновения КНР с содержанием неметаллических включений; взаимосвязь качества поверхности трубы (наличие концентраторов напряжений) и рабочих напряжений от КНР; роль пластических характеристик сталей в возникновении и развитии КНР и допустимость применения гидравлических переиспытаний для изменения этих характеристик.

- *По рабочим напряжениям:* роль напряжений, изменений величин деформаций, отдельно или в комбинации с реальными величинами напряжений при эксплуатации в возникновении и развитии КНР; роль объединения трещин в увеличении скорости роста трещинообразований; влияние коэффициента соотношения минимальных и максимальных кольцевых напряжений (ежедневных, еженедельных, ежемесячных, ежегодных) на развитие КНР; понимание роли остаточных напряжений в возникновении и развитии КНР и возможные пути снижения или минимизации остаточных напряжений в трубопроводах.

Остаточные напряжения (до 25% предела прочности) возникают при сворачивании листа в трубу и зависят от технологии ее изготовления, снижаются путем экспандирования или гидравлических испытаний с высокими кольцевыми напряжениями, равными 105–110% предела текучести.

Количество случаев КНР на трубопроводах, работающих с напряжением менее 70% предела текучести, значительно меньше.

КРН часто является причиной разрушения подземных нефтегазопроводов [79–92].

3.1.9. Коррозионная усталость

Растрескивание металла в результате совместного действия коррозионной среды и периодической или переменной нагрузки называется коррозионной усталостью.

Практически всегда разрушений этого типа больше, чем сумма разрушений от коррозии и усталости отдельно.

При данном уровне действующих напряжений в коррозионной среде разрушение обычно происходит при меньшем числе циклов, чем при обычной усталости, и истинный предел выносливости не достигается (см. раздел Усталость).

При коррозионной усталости разрушение происходит при любой приложенной нагрузке и при достаточно большом числе циклов (рис. 3.6). Чаще всего коррозионно-усталостные трещины транскристаллитны (рис. 3.7). Они часто ветвятся и вблизи магистральной трещины на поверхности металла наблюдается несколько мелких.

При коррозионной усталости на поверхности металла могут появляться питтинги и коррозионные язвы, являющиеся очагами разрушения, хотя они не обязательные предшественники коррозионно-усталостного повреждения.

Коррозионная усталость отлична от КРН тем, что она проявляется в разных водных средах и разрушения от нее происходят в пресной и морской воде, в конденсатах продуктов сгорания, в различных химических средах, кроме того, чем выше скорость общей коррозии, тем быстрее металл разрушается от коррозионной усталости.

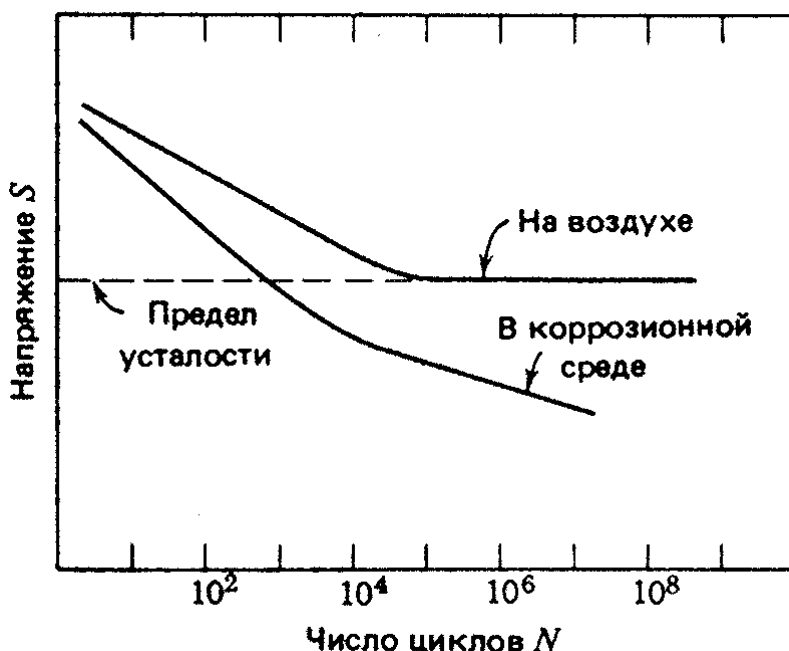


Рис. 3.6. Кривые S-N для стали при циклическом нагружении



Рис. 3.7. Коррозионно-усталостная трещина на листе малоуглеродистой стали, возникшая при вибрации листа в конденсате дымовых газов

Механизм появления усталости на воздухе связывают с образованием локализованных плоскостей скольжения в зернах металла при знакопеременной нагрузке, в результате приложения которой на поверхности металла возникают ступени скольжения. По-видимому, адсорбция воздуха на обнажившуюся поверхность металла препятствует сращиванию плоскостей при обратном ходе нагрузки, в результате чего возникают скопления полос скольжения, которые и образуют на поверхности металла впадины и выступы, способствующие зарождению и развитию трещин [95, 96].

Ниже предела усталости наклеп, сопровождающий каждый цикл микропластической деформации, затрудняет дальнейшее скольжение, что препятствует развитию усталости [96].

Влияние коррозионного процесса на усталость определяется, главным образом, ускорением пластической деформации и образованием выступов и впадин. Вот именно поэтому разрушение от коррозионной усталости не является результатом аддитивного действия коррозии и усталости, а всегда больше их суммы. Вот поэтому устойчивость стали к коррозионной усталости в большей степени определяется коррозионной стойкостью, нежели прочностью на растяжение.

Считают [97] надежно установленным, что коррозия ускоряет пластическую деформацию напряженного металла путем образования поверхностных вакансий в частности сдвоенных

(дивакансий). Так, утверждают Пикеринг и Вагнер дивакансии при комнатной температуре диффундируют в зернах и по границам зерен на порядок быстрее, чем моновакансии.

Наличие дивакансий облегчает пластическую деформацию вдоль плоскостей скольжения из-за переползания дислокаций. Чем больше скорость коррозии, тем больше доступность дивакансий и, следовательно, тем больше образуется выступов и впадин, участвующих в процессе разрушения.

Существование минимальной скорости коррозии, необходимой для развития коррозионной усталости, позволяет предположить, что с уменьшением скорости коррозии снижается и скорость образования дивакансий, концентрация дивакансий падает и прекращается их влияние на движение плоскостей скольжения.

Реальность данного механизма коррозионной усталости подтверждена рядом исследований [98, 99].

На основании многих исследований [100–102] можно сделать следующие выводы:

1. Не существует прямой зависимости между стойкостью к коррозионной усталости и прочностью на растяжение.
2. Среднелегированные стали немногим устойчивее углеродистых сталей к коррозионной усталости.
3. Термическая обработка не повышает стойкость к коррозионной усталости ни углеродистых сталей, ни среднелегированных. Остаточные напряжения вредны.
4. Коррозионностойкие стали обладают повышенной стойкостью к коррозионной усталости.
5. У всех сталей стойкость к коррозионной усталости в соленой воде меньше, чем в пресной.

Коррозионная усталость часто бывает причиной внезапных разрушений вибрирующих металлических конструкций, рассчитанных на надежную работу в воздушной среде при нагрузках ниже предела выносливости.

Например, стальные штанги насосов для откачки нефти из буровых скважин имеет ограниченный срок службы из-за коррозионной усталости, возникающей в буровых водах. Металлические тросы также часто внезапно разрушаются по этой же причине. Трубопроводы, по которым подается пар или горячие жидко-

сти могут разрушаться подобным образом вследствие термических колебаний.

В практике встречаются способы снижения склонности сталей к коррозионной усталости, среди них:

- Деаэрация растворов солей повышает предел усталости углеродистых сталей до его уровня на воздухе.
- Катодная защита при потенциале $-0,49$ В повышает коррозионную стойкость.
- Введение разнообразных ингибиторов снижает склонность сталей к коррозионной усталости.
- Органические покрытия применяют в тех случаях, когда в грунтовочном слое имеются ингибирующие пигменты.
- Иногда эффективна обработка металлов, вызывающая напряжения сжатия (например, дробеструйная обработка).

3.2. Усталость металлов

Усталостью называют приводящий к появлению и развитию трещин, а затем к полному разрушению тела, процесс изменения состояния и свойств материала под действием повторно-переменных напряжений. Различают знакопеременность нагружения (рис. 3.8) и повторность или многократность.

Усталость уже проявляется при наличии повторности нагрузок одного направления, например пульсации с изменением нагрузки от нуля до некоторого максимума (рис. 3.8).

Знакопеременность нагружения значительно усиливает развитие усталостных процессов и наиболее опасным является симметричный цикл по сравнению с асимметричным циклом с положительным средним напряжением [103].

Опасность усталостного нагружения, по сравнению с однократным статическим заключается:

1. В более низкой величине разрушающего напряжения.
2. В более резком и неблагоприятном влиянии на прочность неоднородности микроструктуры, надрезов, остаточных растягивающих напряжений, коррозионного воздействия и т.д.
3. В менее пластичном строении излома, что чаще приводит к внезапной заключительной стадии излома – долому.

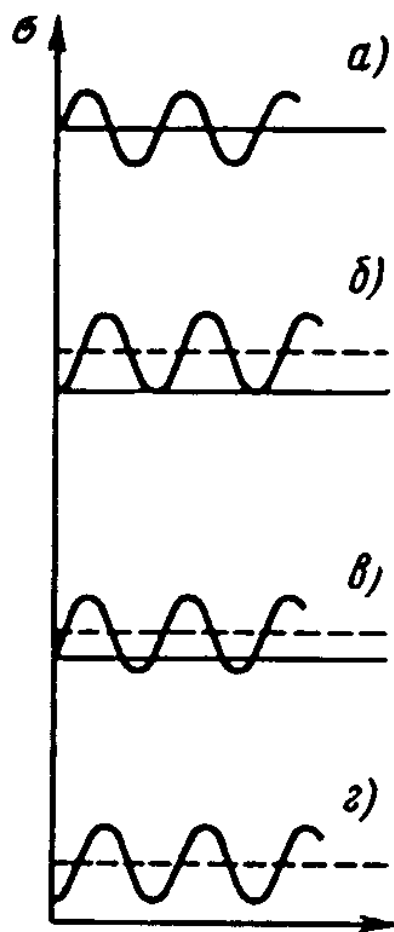


Рис. 3.8. Схематическое изображение типичных циклов повторно-переменного нагружения:
a – симметричный цикл; *б* – знакопостоянный цикл; *в* – асимметричный знакопеременный цикл; *г* – асимметричный знакопостоянный цикл

Кривые усталости, называемые кривыми Велера [104] бывают двух типов: для невысоких температур, кривые, начиная с некоторого известного числа циклов практически переходят в горизонталь (рис. 3.9); при высоких температурах испытания и для всех материалов в коррозионной среде, кривые непрерывно понижаются.

Выносливостью называют способность материала противостоять процессу усталости.

Пределом выносливости называют наибольшую величину максимального напряжения цикла, не вызывающего разрушения практически при очень большом числе циклов.

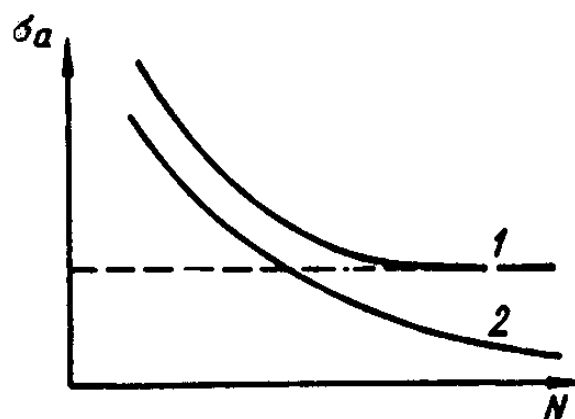


Рис. 3.9. Кривые усталости металлов

Очевидно, что такой предел ($6,0-1,0 \text{ кГ/мм}^2$) может быть установлен только для сталей, имеющих кривую усталости с горизонтальным участком.

Левой части кривой усталости соответствует, так называемая, усталость при малом числе циклов или разрушение от повторно-переменных нагрузок (при числе циклов от тысяч до десятков и сотен тысяч).

Повторно-статическое разрушение может происходить и от нагрузок, которые прежде считали статическими, например, от пусков и остановов машин, турбин, котлов, от резких изменений режима их эксплуатации, от термических, магнитных, монтажных напряжений при их повторных изменениях в процессе длительной эксплуатации. Многие повреждения объектов повышенной опасности связаны с малоцикловой усталостью [105–108].

Кривую усталости можно строить только при доведении испытания до полного разрушения образца или изделия; по началу развития трещины, по накоплению определенной поврежденности.

Существует большое число электрических, оптических, магнитных, акустических и других методов определения начала появления усталостной трещины [109].

Ввиду трудоемкости испытаний разработано и предложено большое число упрощенных, ускоренных и косвенных методов определения усталостной прочности [110].

Возрастание роли усталостной прочности сталей связано в настоящее время с выработкой объектами повышенной опасности расчетного ресурса, с необходимостью продления срока их дальнейшей эксплуатации, кроме того, применение материалов с

более высокой прочностью не приводит к пропорциональному увеличению усталостной прочности.

Преимущественно характеристики усталостной прочности образцов и различных изделий получены при стационарном циклическом повторении нагрузки или перемещения. В реальных условиях эксплуатации подобные регулярные режимы являются редким исключением.

В реальных условиях имеются различные сочетания нагрузок, вибраций (нередко одновременно нескольких различных и не стационарных частот и амплитуд), кратковременных статических и ударных нагрузок. Диапазон изменения частоты в условиях работы различного оборудования чрезвычайно широк: от нескольких циклов нагружения в месяц, до нескольких тысяч циклов в секунду [111–114].

Установлено [111, 112] что увеличение частоты (в определенной степени) эквивалентно увеличению скорости деформирования и нагружения. Наложение на повторные нагружения малой частоты небольших по амплитуде вибраций, но значительно большей частоты, во многих случаях приводят к значительному снижению прочности и долговечности деталей [112].

В работах [109, 114, 115] показано, что наличие надрезов, царапин, рисков от резца и т.д. снижает сопротивление усталости сталей. Создание в поверхностном слое остаточных сжимающих напряжений за счет поверхностной обработки металла (ППД, азотирования, цементации и т.д.) благоприятно влияет на усталостную прочность.

На возникновение и развитие усталостных повреждений в зависимости от температуры повторного нагружения оказывают влияние следующие факторы:

- при низких температурах – двойники и хрупкие трещины;
- при высоких температурах – межзеренные смещения и трещины от действия длительных статических нагрузок.

При повышенных температурах на процесс усталостного разрушения оказывает ползучесть, установлено [116], что сопротивление ползучести при переменных нагрузках падает с ростом растягивающей составляющей.

При повышении температуры форма кривой Велера изменяется наиболее часто. Горизонтальный участок, существовавший

при пониженной и комнатной температурах, переходит в наклонный участок, поэтому оценивают лишь ограниченный предел выносливости, отнесенный к определенной базе (числу циклов) испытаний.

При повышенных температурах, обычно, влияние концентрации напряжений снижается из-за возрастания местной пластичности. Исключения представляют аномальные явления в температурных интервалах, связанных с физико-химическими процессами.

Влияние окружающей среды при усталостных явлениях проявляется довольно отчетливо. В течение практически всего времени работы оборудования усталостные процессы развиваются в поверхностной зоне из-за отсутствия макропластических деформаций.

Следовательно, большая длительность нагружения способствует усилению влияния внешних воздействий, в том числе коррозионных, на усталостную прочность. При этом возникает смешанное разрушение от коррозионного и механического воздействий, т.е. происходит коррозионная усталость (см. раздел коррозионная усталость).

Микроструктура и химический состав оказывают существенное влияние на сопротивление усталости. Из большого числа работ и результатов испытаний, проведенных разными авторами, можно сделать лишь общие выводы, скорее качественного характера, ввиду большого разнообразия методик и их неоднородности, формы и размера образцов, их количества, условий испытаний и их продолжительности и т.д.

Многие исследователи отмечают снижение усталостной прочности с увеличением размера зерна. При испытании на усталость [117] жаропрочного сплава определено, что при увеличении размера зерна в 4 раза предел выносливости (на базе 10^6 циклов) цилиндрических образцов уменьшается на 25% при температурах 20 и 650°C, разрушение при этих температурах имело внутривершинный характер, при температуре 815°C имело – межзеренный. Согласно данным [118] мелкозернистый сплав 6059 в условиях симметричного изгиба при 650°C оказался прочнее, чем крупнозернистый.

Горизонтальный участок, существовавший при пониженной и комнатной температурах, переходит в наклонный участок, поэтому оценивают лишь ограниченный предел выносливости, отнесенный к определенной базе (числу циклов) испытаний.

При повышенных температурах, обычно, влияние концентрации напряжений снижается из-за возрастания местной пластичности. Исключения представляют аномальные явления в температурных интервалах, связанных с физико-химическими процессами.

Влияние окружающей среды при усталостных явлениях проявляется довольно отчетливо. В течение практически всего времени работы оборудования усталостные процессы развиваются в поверхностной зоне из-за отсутствия микропластических деформаций.

Следовательно, большая длительность нагружения способствует усилению влияния внешних воздействий, в том числе коррозионных на усталостную прочность. При этом возникает смешанное разрушение от коррозионных и механических воздействий, т.е. происходит коррозионная усталость. (См. раздел «Коррозионная усталость»).

Микроструктура и химический состав оказывают существенное влияние на сопротивление усталости.

Из большого числа работ и результатов испытаний, проведенных разными авторами, можно сделать лишь общие выводы, скорее качественного характера.

Ввиду большого разнообразия методик и их неоднородности, формы и размера образцов, их количества, условий испытаний, их продолжительности и т.д.

Важность строгого соблюдения термической обработки указывалось в работе [119]. По мнению ее авторов, в сложных условиях эксплуатации лопаток турбин прочность материала зависит в большой степени от температуры закалки.

Так заниженная температура закалки приводит к недостаточному сопротивлению ползучести, а повышенная температура может привести к значительному росту зерна, что может быть причиной преждевременного разрушения материала от недостаточной усталостной прочности.

В процессе циклических испытаний при высоких температурах изменяются состояния поверхностного слоя (обеднение углеродом и легирующими элементами, окисление по границам зерен, изменение микрорельефа и т.д.) и структуре в целом (выделение и коагуляция фаз, сдвиги, рекристаллизация), которые оказывают значительное влияние на физико-механические свойства материала.

Существенное различие проявляется во влиянии неметаллических включений в сталях на усталостную и статическую прочность.

Включения при однократных нагрузках обычно влияют слабее (местная пластическая деформация снижает концентрацию напряжений вблизи включений), чем при повторных – на физико-механические характеристики.

3.2.1. Закономерности усталостного разрушения металлов и сплавов

Исследования усталостной прочности металлов и сплавов проводятся более ста лет [120,116], однако из-за сложности явления до сих пор еще окончательно не сформулирована теория усталости, поэтому принято говорить не о теории усталости, а об установленных закономерностях или гипотезах усталостного разрушения с дислокационных, энергетических, статистических и других научных позиций.

Гипотезы направлены на выяснение причин усталостного разрушения металла, не имеющего микродефектов.

Орован [121] впервые связал усталостное разрушение с локальностью процесса в узких пластических зонах, внедренных в упругую среду. Согласно его теории, напряжения в пластических зонах возрастают тогда, когда при циклических нагрузках происходят пластические сдвиги по плоскостям скольжения, вызывающие упрочнение и при достижении предела прочности возникает трещина.

Однако его теория не отражала разницы в характере статических и усталостных разрушений [122–125]. И. А. Одинг [126, 127] впервые установил, что знакопеременные напряжения вызывают в металле два противоположных процесса: упрочнение и ра-

зупрочнение. Он также установил закономерности изменения циклической вязкости при действии различных по уровню напряжений и сделал вывод о том, что при знакопеременных напряжениях выше предела выносливости разупрочнение преобладает над упрочнением, а при напряжениях равных или ниже предела выносливости, возможны два варианта:

1. равенство эффектов упрочнения и разупрочнения;
2. разупрочнение возможно на начальной стадии, а затем оно подавляется упрочнением, которое связывают с наклепом и старением.

Теория И. А. Одингга нашла свое развитие в трудах В. С. Ивановой [128], Н. Н. Давиденкова и других ученых [129, 124], причем разупрочнение начали называть разрыхлением, связанным с дроблением зерен на блоки.

И. А. Одинггом предложена вакансионно-дислокационная теория усталости и им разработан механизм вакансионного зарождения усталостных трещин [130]. Усталостное разрушение он рассматривает как процесс образования вакансий и их скопление в колонии; вакансии могут образовываться при движении дислокаций. В процессе усталости происходят процессы сращивания вакансий в колонии и их осаждение на микропорах и микротрещинах.

В. С. Иванова [128] различает три периода усталости. В первом инкубационном, в зернах еще нет полос скольжения, во втором периоде появляются субмикроскопические трещины, а в третьем – макротрещины.

Например, для меди относительная длительность периода усталости составляет: 1-й период – 3%, 2-й период – 5–30%, 3-й период – 67–97%.

С. И. Ратнер [131,132] исследовал влияние знакопеременных нагрузок на сопротивление хрупкому разрушению материалов с различным пределом прочности. Было установлено наличие двух процессов: повышение сопротивления пластической деформации и понижение сопротивления отрыву, причем автор отдает определяющую роль понижению сопротивления отрыву.

Много работ посвящено разработке статистических теорий усталостной прочности.

Н. Н. Афанасьев [133] в своей теории основывается на следующих физических положениях:

- металл состоит из кристаллитов, имеющих внутренние напряжения II и III рода – при росте кристаллиты разных размеров неоднородны по химическому составу;
- механические свойства зерен в направлении действия силы – различны из-за неоднородности напряженного состояния и состава.

Автором приняты два равноценных допущения: или все зерна имеют в направлении действующей силы одинаковый предел текучести, но различно напряжены, или все зерна одинаково напряжены, но имеют различный предел текучести.

На основе этих допущений автор вывел уравнение кривой растяжения хорошо коррелирующей с экспериментальными данными и рассчитал вероятность возникновения усталостных трещин.

В. В. Болотин [134] получил уравнение кривых усталости для любой вероятности разрушения, уравнения средних значений и стандартных отклонений разрушающего напряжения и числа циклов до разрушения.

Различные зависимости получены в работах Вейбулла [135], Фрейденталя [136], В. П. Кочаева [137] и др. авторов.

Большое число работ посвящено дислокационным теориям образования усталостных трещин, базирующихся на том положении, что разрушению предшествует процесс перемещения дислокаций.

Фудзита [138] рассмотрел зарождение усталостной трещины с точки зрения аннигиляции двух краевых дислокаций, расположенных в двух параллельных плоскостях скольжения. Аннигиляция дислокаций приводит к образованию микропор, развивающихся в микротрещины.

Мотт [139] считает, что вакансии играют роль «разрыхлителя» металла вблизи плоскостей скольжения. Он предложил для рассмотрения три периода усталости:

1. период упрочнения при наличии тонкого скольжения;
2. период прекращения упрочнения, расширения полос скольжения и превращения их в трещины;
3. период развития трещин.

Авторы [130–139] предполагают, что при циклических нагрузках в металле возможны следующие механизмы зарождения усталостных трещин:

- при коагуляции вакансий;
- при осаждении вакансий на микропоры;
- при аннигиляции дислокаций;
- при неоднородном скольжении, сопровождающемся экстррузией и интрузией.

Таким образом, теорию процесса усталостного разрушения нельзя считать законченной.

3.2.2. Структурные изменения при усталости

Рассмотрим некоторые из результатов исследований и выводов из них, которые наиболее существенны для понимания механизма процессов при циклическом нагружении.

Однократный и многократный процессы деформирования имеют много общих черт и ряд несомненных различий. Сходство заключается в следующем:

1. Общность кристаллографических поверхностей и направлений сдвига при однократном и многократном нагружении монокристаллов [140].

2. Развитие усталостной трещины, как и трещины при однократном пластическом разрушении, происходит из плоскостей (линий) пластических сдвигов.

3. Существование корреляционных эмпирических связей, установленных между механическими характеристиками однократного нагружения и сопротивления усталости.

4. Кинетика развития усталостной трещины в общем случае имеет те же четыре периода, что и разрушение при однократном нагружении.

В тоже время многократность нагружения вызывает специфические особенности, к которым относятся:

1. Значительно большая макроскопическая неравномерность при повторном нагружении, чем при однократном. Из-за неравномерности интегральные характеристики детали в целом, например, электросопротивление, статические испытания образца после испытания на усталость и т.д. для оценки ранней пластической стадии малопригодны. Лишь развитие макротрещины изменит не только локальные свойства, но и свойства образца.

2. Малые многократные пластические деформации оказывают охрупчивающее действие на материалы в большей степени, чем однократные в зависимости от состояния поверхности, коррозионному воздействию, наличию надрезов и т.д.

3. Образование тонких линий сдвига после короткого начального периода многократного нагружения (некоторые из этих линий в дальнейшем расширяются в полосы), в то время как однократное нагружение сопровождается возникновением тонких линий сдвига и ростом их числа. Отсюда, однократное нагружение приводит, преимущественно, к возникновению новых линий сдвига, а многократное – к расширению некоторых из них (рис. 3.10). Однако, Мотт Н. Ф. [141] показал, что усталостное разрушение может начинаться и от границ зерен (очагами в данном случае являются линии сдвигов внутри зерен).

4. При усталостном нагружении линии сдвига начинают перерастать в микротрещины гораздо раньше, чем при однократном. Электрополирование после однократного деформирования устраняет большую часть линий сдвигов, однако после многократного (усталостного) деформирования уже после $1/20$ от общего числа циклов усталостные линии сдвигов не устраняются электрополированием и более резко выражены. Кроме того, усталостную линию, охватывающую два зерна и более, можно рассматривать как начальную трещину. По всей видимости расширение линий сдвига в процессе усталости свидетельствует о начале повреждаемости.

5. Упрочнение при циклической пластической деформации частично или полностью снимается с уменьшением амплитуды циклов, вот поэтому усталостная пластическая деформация может развиваться до больших суммарных величин, чем деформация при однократном нагружении.

Отсюда вытекает, что при усталостном процессе нельзя алгебраически складывать отдельные шаги пластической деформации.

Кинетика усталостного разрушения определяется:

- Появлением признаков начального разрушения на очень ранних стадиях от 1 до 10% от долговечности в зависимости от условий испытания, материала и т.д.

- Весьма медленным развитием разрушения. Например, на чистой меди, первые, не устраняемые последующей электро-

полировкой, полости сдвига видны [142] после 4% от общей долговечности, только после 43% от общего числа циклов трещина распространилась на два зерна, после 77% – на четыре и после 93% трещина охватила свыше 10 зерен.

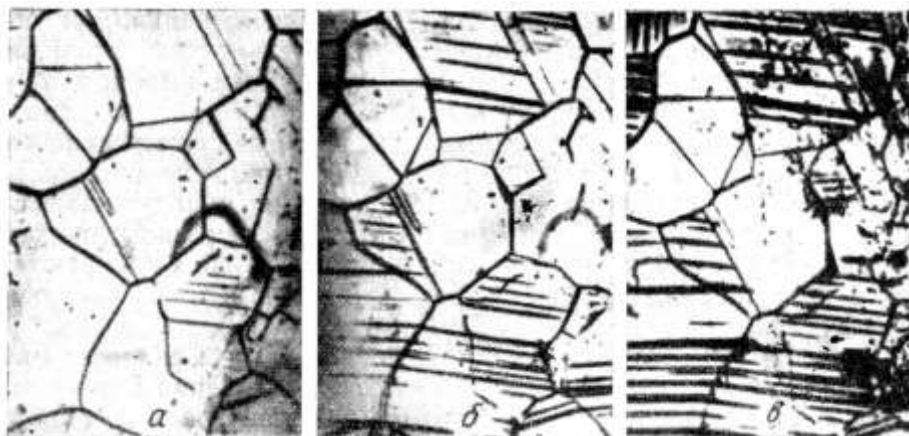


Рис. 3.10. Микроструктура чистого поликристаллического никеля на различных стадиях усталостного испытания общей продолжительностью 27×10^4 циклов. $\times 320$ (Дж. Смит):

a – после 10^4 циклов появляются тонкие линии скольжения:

б – после 5×10^4 циклов интенсивность и ширина некоторых линии скольжения увеличиваются; *в* – после разрушения при 27×10^4 циклов непрерывное образование интенсивных линии скольжения в некоторых зернах и участках зерна скольжения почти нет

С применением металлографических методов исследования, электронной микроскопии наблюдали следующие стадии в подготовке образования усталостной трещины:

1. Появление следов сдвига в виде отдельных точек или небольших ямок сферической или конической формы.
2. Выстраивание в ряды и затем слияние этих ямок в сплошные полосы или линии сдвига.
3. Перерождение неустойчивых полос сдвига в устойчивые, не устранимые дальнейшим электрополированием.
4. Появление тонких трещин в структуре полос сдвига (рис. 3.11, 3.12).

Переход некоторых из устойчивых полос сдвига в зародышевые трещины не означает, что все усталостные трещины образуются таким образом.

При макроскопическом развитии усталостная трещина может проходить через четыре кинетических периода: инкубационный, торможения, стационарный и заключительно ускоренный – **ЗАКАНЧИВАЮЩИЙСЯ ПОЛНЫМ РАЗРУШЕНИЕМ.**

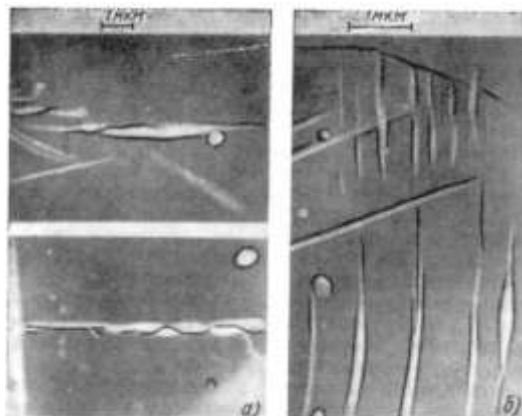


Рис. 3.11. Полосы скольжения в усталостных образцах стали 15% Cr-15% Ni, пластмассовая реплика:
a – $\sigma_a = \pm 28$ кгс/мм², $N = 500 \times 10^3$ циклов; *б* – $\sigma_a = \pm 38$ кгс/мм², $N = 50 \times 10^3$ циклов

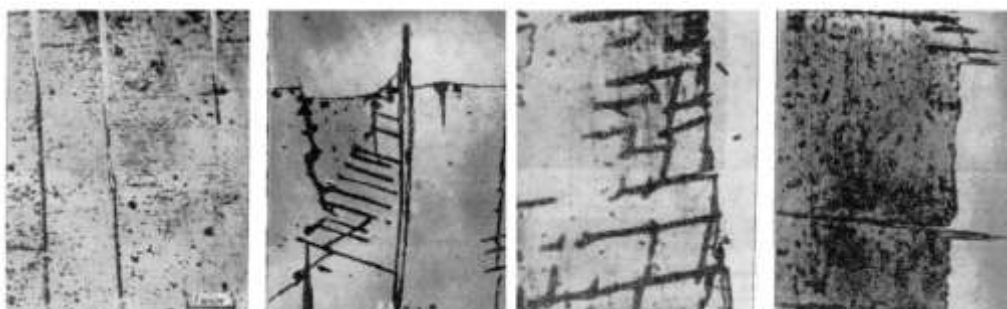


Рис. 3.12. Тонкие трещины на поверхности:
a – трещины образующиеся в медном образце при усталостных испытаниях в течение периода составляющего 0,1 долговечности;
б – трещины образовавшиеся по обеим сторонам выступа усталостных испытаний такой же длительности; *в* – двойное скольжение в меди привело к нарушению поверхности – образованию «блоков»; *г* – тонкие трещины и гребни или выступы и впадины одновременно появляющиеся в меди в процессе усталости

Хоникомб [140] выявил характерные изменения микропрофиля поверхности на кристаллах Al, Cu, AgCl и др.:

1. Выступы (гребни) выталкивания, которые располагаются в ряды вдоль линий сдвигов.

2. Впадины (углубления) вталкивания или вдавливания.

Размер выступов больше в центре и меньше по краям области деформации.

Н. Ф. Мотт, А. Х. Котрелл, Д. Холл [142] и др. объясняют появление выступов (экструзий) и впадин (интрузий) различными дислокационными механизмами. Принято [143], что дефекты, возникающие при пересечении дислокаций, могут быть либо вереницей вакансий, либо дислокационным диполем. В процессе движения дислокаций или колоний вакансий последние коагулируют и приводят к разрыхлению, нарушению связи в микроразделах, появлению и развитию трещин.

Изменения микроструктуры в процессе усталостного нагружения зависит от материала, величины и продолжительности нагружения, его температуры, частоты и т.д.

Анализ микроструктуры разрушившихся лопаток из сплава ХН77ТЮ и др. [144] показал, что по сравнению с исходным состоянием произошел процесс распада структуры – увеличения числа избыточных фаз, их коагуляция, выделения карбидов по границам зерен, их утолщение и, как следствие, снижение усталостной прочности. Испытания на усталость при высоких температурах гетерогенных материалов сопровождаются структурными превращениями и выделением карбидов по границам зерен.

В работе [145] испытывали аустенитную сталь с 15% Cr и 15% Ni при температуре 650 °C и при частоте 1000 ц/мин. При амплитуде напряжений $\sigma = 20 \text{ кг/мм}^2$ время до разрушения было различным от 13 минут до 142 часов.

Причиной такого разброса явилось различие в величине зерна: образец, простоявший 13 минут имел крупное зерно и выделения карбидов по границам зерен, а образец, простоявший 142 часа, имел мелкозернистую структуру и незначительные выделения мелких карбидов по границам зерен.

Наиболее важным условием сопротивления усталости является существование микроструктуры материала, способной останавливать скольжение и сопротивляться росту вторичных фаз. Подобная же структура необходима и для получения высокого сопротивления ползучести, что и объясняет корреляцию между усталостной прочностью при повышенных температурах и со-

противлением ползучести для большого числа сплавов. Однако, так как усталость – поверхностный процесс, то, соответственно, очень важно состояние поверхности изделия или образца.

Для повышения сопротивления усталости желательны твердые поверхностные слои, имеющие высокое сопротивление скольжения. Кроме дисперсионного твердения и деформационного старения может быть полезным уменьшенный модуль упругости в поверхностном слое, полезную роль может играть упругая анизотропия, образующая слой из беспорядочно ориентированных зерен на сердцевине, состоящей из зерен, ориентированных таким образом, что направление максимального модуля совпадает с направлением действия главного напряжения.

Все вышеизложенное позволяет сделать вывод о том, что усталостному разрушению всегда предшествует локальная пластическая деформация, которая по мере накопления числа циклов приводит к «разрыхлению», нарушениям сплошности, к возникновению микротрещин и развитию некоторых из них в макроскопические. Траектория микроскопической трещины усталости определяется расположением включением линий сдвигов и полос скольжения в структуре.

Важнейшим практическим следствием из установленного раннего начала усталостного разрушения для многих реальных условий эксплуатации является необходимость оценивать материалы не только по характеристикам полного разрушения, но и по начальному, выявляемому иногда уже после 5–10% от общего числа циклов [146, 147].

3.2.3. Разрушение от усталости

На большей части объектов повышенной опасности, отработавших расчетный срок службы, появление и развитие трещин вызвано приложением многократных знакопеременных нагрузок при более низком уровне действующих напряжений, чем в случае однократного статического нагружения, эти напряжения значительно ниже пределов прочности, текучести и упругости. Как ранее показано, состояние поверхности, воздействие на нее напряженной среды и других факторов играют большую роль в процессе разрушения от усталости. Поверхностные дефекты – кон-

центраторы напряжений: царапины, надрезы, резкие переходы риски и т.д. могут являться очагами зарождения разрушения и снижать усталостную прочность, и в тоже время высокое качество обработки поверхности, различные покрытия, химико-термическая обработка, ППД способствуют повышению предела выносливости сталей.

Характерным признаком усталостного разрушения металлов является отсутствие макродеформации в зоне разрушения, что очень опасно для пластичных материалов, так как при статических нагружениях они имеют высокое удлинение разрыву. Обычно усталостные трещины очень трудно обнаружить при зарождении и в процессе их развития до критических размеров.

При достижении критической длины, трещина далее развивается нестабильно и, как правило, быстро приводит к разрушению образца или оборудования.

Как ранее было показано, усталостное разрушение не единый процесс. В зависимости от приложенных напряжений, их характера и числа циклов изменяются и условия разрушения.

На рис. 3.13 приведена схема полной кривой усталости, где в зависимости от приложенных напряжений и числа циклов рассмотрен весь диапазон разрушений от статического (точка А), квазистатического (АВС, здесь, несмотря на примененный характер напряжений, остаточные удлинения накапливаются, в конце развивается шейка и характер излома принципиально не отличается от статического) до многоциклового усталости – участок FGH.

Усталостные изломы металлических деталей характеризуются наличием очага разрушения, зоны постепенного развития усталостной трещины и зоны статического разрушения (долома).

На типично усталостном изломе различают следующие зоны и участки (рис. 3.14):

- фокус излома – микрizona зарождения очага разрушения (1);
- очаг разрушения – макрizona зарождения излома, состоящая из слившихся, рядом расположенных фокусов (2);
- зона избирательного усталостного развития (3);
- зона ускоренного развития (переходная зона) (4);
- зона долома – окончательного разрушения (5).

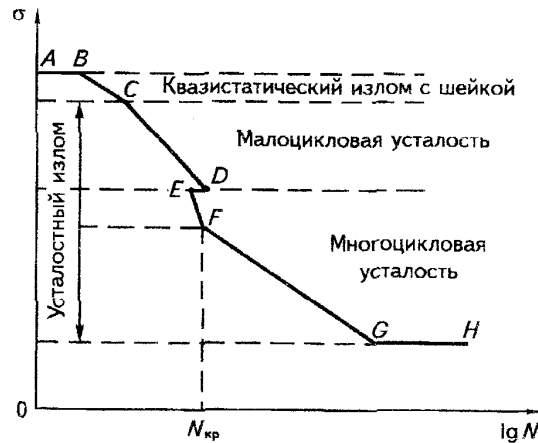


Рис. 3.13. Схема полной кривой усталости

Ступеньки и рубцы образуются в очаге разрушения (1, 2) усталостные линии (3), пасынковые трещины со вторичными ступеньками и рубцами – в зоне избирательного развития (3), а участки хрупкого проскальзывания обычно располагаются в зоне ускоренного развития (4).

Под действием различных по величине и числу циклических перегрузок получают усталостные линии (типа границ зон разной шероховатости).

Чем больше перегрузка и чувствительность материала к трещинам и меньше частота нагружения, тем больше относительная площадь зоны долома. При высоких напряжениях возможно образование нескольких фокусов и очагов разрушения.

По расположению очага зарождения и зоны долома на усталостном изломе детали можно судить об условиях ее нагружения перед разрушением (наличие перегрузки концентраторов напряжений и т.д.).

Я. Б. Фридман [148] различает три главных момента при анализе усталостного излома:

1. *Констатация факта усталостного разрушения детали.*

Кроме наличия на поверхности излома характерных зон и линий, дополнительными доказательствами усталостного разрушения являются:

- фактический срок службы. Усталостный излом обычно образуется после 1–5 млн. циклов нагружения, если разрушение произошло раньше, то это излом повторнстатический или перегрузочный;

- расположение и ориентация формы трещин. Усталостная трещина в зоне зарождения обычно зигзагообразная из-за слияния ступенек и рубцов, а на участке собственно усталостного развития имеет плавную форму;

- отсутствие следов макропластической деформации на участке усталостного развития трещины.

2. Оценка условий нагружения.

Основными признаками перегрузки являются:

- соотношение зон усталостного развития и долома; чем больше зона долома, тем выше перегрузка;

- смещение зоны долома к центру сечения образца или детали (изгиб с вращением); чем ближе зона долома к центру, тем выше перегрузка;

- число очагов разрушения, складок и рубцов; чем больше одновременно возникающих очагов разрушения, складок, рубцов, тем выше перегрузка;

- расположение усталостных линий и вид поверхности зоны собственно усталостного развития: чем реже расположены усталостные линии и менее интенсивен блеск поверхности зоны собственно усталостного развития, тем выше перегрузка.

3. Оценка концентрации напряжений.

По месту расположения фокуса излома определяют концентратор напряжений: риску, закат, трещину и т.д. Оценивают степень влияния концентратора напряжений на полное разрушение детали, что достигается в ряде случаев сравнением разрушения данной детали с разрушениями аналогичных деталей.

При анализе аварии важно установить хотя бы некоторые факторы, позволяющие судить о ее причинах.

Основы металловедческого анализа усталостной прочности были заложены Д. Н. Видманом [149]. Он ввел понятие «коэффициент усталостной перегрузки».

- разрушающее напряжение усталости;
- предел усталости детали в натуре.

Д. Н. Видман разбил усталостные изломы на три типа: изломы циклической перегрузки ($K_0 > 1,6$; 10^4 циклов); преждевременные изломы усталости ($1,6 > K_0 > 1,2$; 10^5 циклов); изломы усталости ($1,2 > K_0 > 1$; 10^6 циклов и более). Для изломов первого типа характерна малая площадь зоны усталостного разрушения.

Для усталостного излома (3 тип) характерно наличие большой площади зоны усталостного разрушения. Преждевременные изломы усталости (промежуточный случай), характеризуются наличием двух зон усталостного и статического разрушения, где зона усталостного разрушения менее резко отличается от долома и имеет меньшую площадь.

С увеличением глубины усталостной трещины перераспределение напряжений вызывает увеличение эффективного коэффициента концентрации напряжений и локальной пластической деформации у основания трещин.

Процесс наклепа от пластической деформации у основания усталостной трещины называют прямым процессом. Обратный процесс – процесс контакта поверхностей трещины (соприкосновение и трение).

В зависимости от интенсивности процесса в формировании излома степень наклепа будет сильнее или слабее, либо в зоне очага разрушения, либо на границе зон постепенного усталостного разрушения и долома.

Если усталостное разрушение связано с незначительным коэффициентом усталостной перегрузки, обратный процесс преобладает над прямым, так как трещина развивается медленно. При этом максимальный наклеп наблюдается у наружной поверхности детали (в зоне очага разрушения), а наименьший – на границе зон усталостного и статического разрушения (рис. 3.15).

В случае усталостного излома циклической перегрузки преобладает прямой процесс, а максимальный наклеп будет наблюдаться на границе двух зон.

Коэффициент усталостной перегрузки определяется определением степени наклепа на поверхности излома измерением микротвердости.

Большой практический интерес имеет изучение строения изломов при малоциклового усталости. Т. Г. Березина и др. [152] их условно делят на пять стадий с различными скоростями процесса (рис. 3.16).

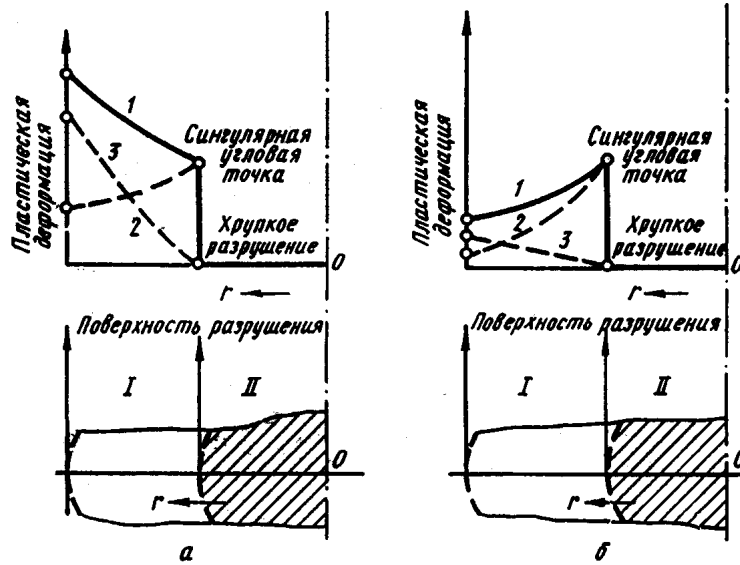


Рис. 3.15. Диаграмма локальной пластичности поверхности типовых изломов при разрушениях от знакопеременных нагрузок:
а – усталостный излом; *б* – излом циклической перегрузки (преждевременный усталостный излом); *I* – первая зона разрушения; *II* – вторая зона разрушения; *1* – суммарная кривая; *2* – кривая прямого процесса; *3* – кривая обратного процесса; *r* – расстояние от центра

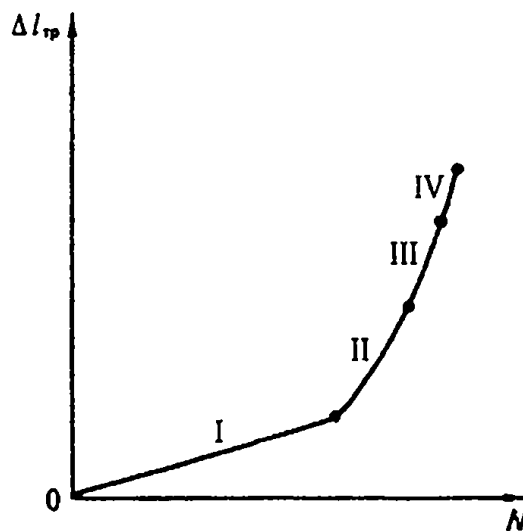


Рис. 3.16. Стадии развития трещины многоциклового усталости:
I – стадия стабильного развития; *II* – стадия ускоренного развития;
III – стадия резкого ускорения роста трещины;
IV – циклическое проскальзывание

I стадия – равномерно ускоренного развития трещины. Начальный участок излома расположен перпендикулярно действию максимальных напряжений. Микрорисунок излома представляет собой тонкие бороздки. Безаварийная работа конструкции допус-

кает наличие трещин, не выходящих за пределы 1 стадии (стадии стабильного развития). Зная величину скорости роста трещины и величину первой стадии, можно прогнозировать долговечность детали с трещиной.

II стадия – стадия ускоренного развития разрушения. Макрорисунок – более высокая степень шероховатости, микрорисунок – более грубые бороздки и наличие ямочного рельефа.

Начало второй стадии часто совпадает с изменением ориентации поверхности разрушения.

Изменение ориентации поверхности разрушения с 90 до 45 градусов по отношению к направлению главных напряжений связано с увеличением деформированного объема, то есть с уменьшением локальности процесса деформирования и разрушения.

III стадия – резкое ускорение развития трещины. В изломе образуется ямочный рельеф.

IV стадия – циклическое проскальзывание. В изломе наблюдаются плоские ступеньки, перпендикулярные направлению развития усталостной трещины и траковые следы от надрыва металла при трении одной части излома по другой.

V стадия – статический долом. Продолжительность и наличие каждой стадии зависит от уровня напряжений и от свойств материала. При высоком уровне напряжений усталостные бороздки в изломе могут быть очень редкими или вообще отсутствовать.

3.2.4. Высокотемпературная малоцикловая усталость

Для объектов повышенной опасности, в частности для металла энергооборудования, эксплуатирующегося при высоких напряжениях и температурах, особенно актуально изучение механизмов высокотемпературной малоцикловой усталости. Большой вклад в развитие отечественной науки об эксплуатации энергооборудования, работающего в условиях высокотемпературной малоцикловой усталости, внесен Т. Г. Березиной [152], которая для усталостного цикла, содержащего компонент деформации ползучести, рассматривает три механизма разрушения.

Первый представляет собой усталостное разрушение, если степень порообразования незначительно или пренебрежительно

мала. Второй реализуется в условиях взаимодействия усталости и ползучести, то есть между зародившейся на поверхности усталостной трещиной и внутренними порами. Третий механизм – разрушение от ползучести будет иметь место, если порообразование происходит со значительно более высокой скоростью, чем зарождение и распространение поверхностных усталостных трещин.

Во время деформирования при сжатии порообразование при ползучести не происходит, в циклах с периодом выдержки при сжатии не возникают разрушения при взаимодействии ползучести и усталости.

Более того, во время выдержки при сжатии происходит заживление образовавшихся в периоде растяжения пор. Таким образом, явление взаимодействия ползучести и усталости связано только с периодом выдержки при растяжении.

Рост трещин при взаимодействии ползучести и усталости. В условиях относительно высоких размахов циклической деформации при высоких температурах в материале происходит разрушение в условиях, когда легко образуются поры.

Разрушение происходит за счет возникновения и роста поверхностной трещины во время усталостной части цикла с высокой скоростью деформации совместно с зарождением и ростом зернограничных пор и клиновидных трещин в тройных точках внутри образца во время периода выдержки при растяжении.

Степень повреждаемости металла порами возрастает с увеличением периода выдержки при растяжении. Рост зародившейся поверхностной трещины характеризуется тремя различными фазами, схематично показанными на рис. 3.17.

Фаза роста I происходит подобно росту трещины на стадиях I и II при непрерывном циклировании. На поверхности излома часто наблюдаются транскристаллитные усталостные бороздки.

Фаза II характеризуется полностью интеркристаллитным ростом трещины по границам зерен, предварительно поврежденных порами. III фаза – это разрушение под углом 45 градусов, происходит за 1 цикл. Измерения расстояния между бороздками дают скорость распространения трещины в период I фазы.



Рис. 3.17. Схема роста трещины при высокотемпературной малоцикловой усталости

3.2.5. Термическая усталость

При нагреве и охлаждении конструктивных элементов многих объектов повышенной опасности возникновение значительных температурных градиентов, связанных с интенсивной теплопередачей, вызывает резко меняющиеся термические напряжения.

Особенно эти напряжения важны для конструкций паро- и турбостроения, химического машиностроения, авиационной и ракетной техники, атомных реакторов.

Температурное воздействие на прочность материала рассматривают с двух сторон:

а) изменение температурных полей, в том числе и равномерных, приводит к изменению механических и теплофизических свойств материала;

б) неравномерные температурные поля, как правило, вызывают термические напряжения.

Между механическими, вызванными внешней нагрузкой, и термическими, связанными со стеснением температурной деформации, напряжениями существует много общего, в то же время имеются и существенные различия [103]:

1. Термические напряжения возникают за счет стеснения температурной деформации и поэтому, как правило, они быстро убывают с ростом пластической деформации. Термические напряжения почти всегда заданы деформацией, а не нагрузкой и поэтому их относят к сильно релаксирующим.

2. При наличии неравномерных температурных полей процесс нагружения и деформации может сопровождаться значительным изменением механических и физических свойств.

3. Изменения температуры, особенно циклические, могут существенно ускорять структурные превращения (выпадение и коагуляция карбидов и др.).

4. Микроскопические напряжения играют большую роль при термических нагружениях, нежели при механических.

При многократных повторениях интенсивных термических воздействий могут возникать и развиваться трещины термической усталости [153–156].

Существует сходство процессов при термической и механической усталости: с увеличением числа циклов происходит накопление местной пластической деформации в наиболее напряженных участках и зарождение микротрещин; с увеличением амплитуды напряжений и деформаций снижается число циклов до разрушения (при термической усталости чаще устанавливается связь между изменением пластической деформации за цикл и долговечностью (рис. 3.18).

Термическая усталость имеет и ряд принципиальных отличий. Большую роль играет различие температур на границах температурного цикла, особенно при больших амплитудах.

Так, при верхней температуре цикла T_{\max} пластическая деформация существенно зависит от времени и поэтому часто сопровождается значительной ползучестью и релаксацией, а при нижней температуре цикла T_{\min} зависимость от времени слабее, либо вообще отсутствует. Если $T_{\max} > T_{\min}$, то при верхней температуре цикла идет горячая деформация и может развиваться межзеренная деформация и разрушения, характерные для ползучести и длительного разрушения с развитием диффузии, окисления и др. процессов. При T_{\min} происходит, преимущественно, внутрикристаллитная деформация и разрушение.

При больших амплитудах при каждом температурном цикле чередуются и накладываются один на другой высоко- и низкотемпературные явления.

Кроме того, во многих случаях при температурных воздействиях в материале возникают температурные градиенты, что приводит к усилению макроскопической неравномерности деформаций и разрушения в разных зонах детали.

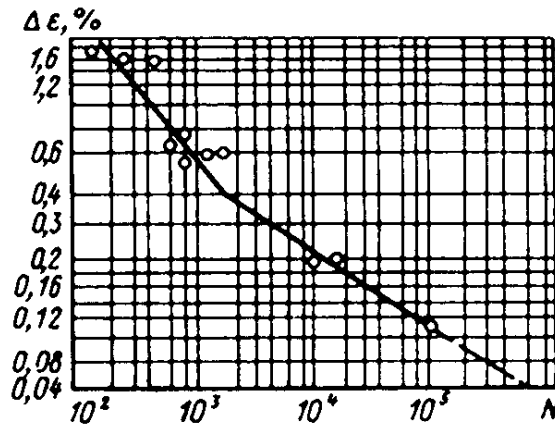


Рис. 3.18. Сопротивление термической усталости сплава ХН80ТБЮ при $T_{\max}=900^{\circ}\text{C}$ без выдержки; $\Delta\varepsilon$ – диапазон полной деформации

Повреждения при термических циклах определяются, как и при механической усталости, в основном максимальными сдвигающими, независимо от того, созданы они растягивающими или сжимающими напряжениями. Л. Коффин [157] показал, что знак деформации в момент достижения T_{\max} не оказывает заметного влияния (рис. 3.19) на сопротивление термоусталости. При термической усталости так же как и при других видах нагружения можно различать упрочняющие и разупрочняющие процессы [158].

Трещины часто связаны с концентраторами напряжений – сварными швами, неметаллическими включениями и т.д.

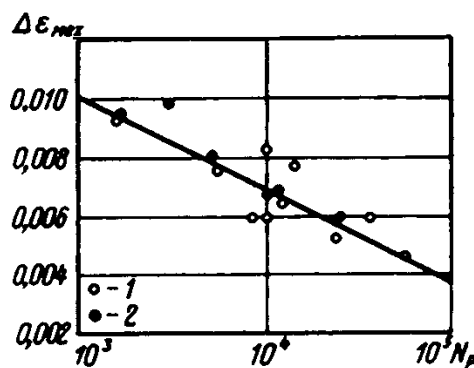


Рис. 3.19. Долговечность N_p коррозионно-стойкой стали при термической усталости при разных знаках деформации в момент нагрева (Л. Коффин):

1 – T_{\max} и растяжение; 2 – T_{\max} и сжатие

Как уже было сказано выше, при термической усталости трещины имеют как транскристаллитный, так и межзеренный ха-

раक्टर, который определяется температурой, числом циклов, структурой материала и т.д.

Для разрушения характерно множественное возникновение трещин, которые относительно медленно развиваются и при некоторых условиях могут остановиться.

Трещины термической усталости более широкие и с более тупыми концами, чем механические усталостные трещины, и они окислены. Характерными признаками излома являются множественность очагов, нерезкость, оплавленность рельефа.

3.3. Ползучесть

«К ползучести могут привести столь много процессов, что искать правильное решение следует с помощью микроскопа». (А. Х. Котрелл).

Ползучесть – свойство металла медленно и непрерывно пластически деформироваться при статическом нагружении при высоких температурах. Ползучесть может протекать при напряжениях значительно ниже предела текучести.

В наиболее общем виде уравнение состояния при ползучести имеет вид $\Phi(\sigma, E, \tau) = 0$ [165].

Анализ физических закономерностей ползучести [159] позволяет свести возможные механизмы деформации в три группы:

Диффузионная ползучесть, определяемая направленным потоком точечных дефектов;

Консервативное движение дислокаций (перемещение их в плоскостях скольжения);

Неконсервативное движение дислокаций (диффузионное переползание их из одной заблокированной плоскости скольжения в другую незаблокированную).

Обычно рабочим температурам свойственно неконсервативное переползание дислокаций с последующим консервативным скольжением в новой незаблокированной плоскости.

Диффузионные и дислокационные механизмы, как правило, проявляются в совокупности. С точки зрения Лепина Г. Ф. [160] наиболее существенным в установлении закономерностей ползучести является тот факт, что как диффузионные, так и дислокационные явления определяются одинаковыми статистическими

закономерностями, т.е. носят флуктуационно-энергетический характер. С подобных позиций подходят и авторы [161] к рассмотрению закономерностей ползучести.

Явление ползучести изучено в большей степени на чистых металлах, чем на поликристаллических материалах. Однако законы изменения остаточной деформации во времени при постоянном напряжении остаются во всех случаях одинаковыми (рис. 3.20).

При приложении нагрузки происходит, так называемая, «мгновенная деформация» E_0 , которая не является следствием ползучести, а подчиняется закону изменения деформации при непрерывно возрастающей нагрузке. Для практических задач, когда необходимо определить суммарную величину деформации, нужно учитывать значение E_0 .

Первая стадия – неустановившаяся ползучесть, при которой скорость деформации непрерывно уменьшается, описана наиболее распространенной зависимостью [162]:

$$E = \alpha + \beta t^{(1/3)}, \quad (3.1)$$

где α, β – константы, зависящие от приложенного напряжения и температуры; t – время. Данная зависимость найдена эмпирическим путем. Е. И. Андраде в 1910 г. и в более поздних работах показано [160], что скорость деформации выглядит:

$$E = m e^{(1-n)} e^{(\alpha \sigma_0)}. \quad (3.2)$$

Интегрирование его приводит к уравнению затухающей ползучести:

$$E = B e^{(\alpha \sigma_0 / n)} t^{(1/n)}, \quad (3.3)$$

где E – скорость пластической деформации, m – коэффициент пропорциональности дифференциального уравнения пластической деформации (для 3.2).

$B = (mn)^{(1/n)}$ – постоянная для данного материала при данной температуре величина (для 3.3).

Различие по существу заключается в том, что показатель степени в уравнении (3.1) равен 1/3 и не зависит от выбора материала. По-видимому, это сделано без достаточного обоснования.

В уравнении (3.3) показатель степени $1/n$ различен для разных металлов и сплавов, так как величина n является одной из характеристик материала.

Ю. Н. Работнов [163] так же предполагает, что указанный показатель степени для разных материалов и температур различен. Однако среднее значение n для многих материалов действительно близко трем [163].

Первая стадия ползучести сравнительно кратковременна и замедление ползучести связывается либо с деформационным упрочнением (наклепом), либо с уменьшением числа активных источников деформации.

3.3.1. Установившаяся стадия ползучести

Под установившимся участком понимают переходную область от первого, затухающего участка ползучести, к третьему – ускоренному. И скорость ползучести переходит через минимальное значение. По-видимому, установившаяся скорость ползучести очень близка к скорости в точке перегиба кривой ползучести. Под установившейся скоростью ползучести понимают минимальную скорость ползучести (E_{\min}).

В работах [159–165] было показано, что развитие и накопление микроповрежденности происходит непрерывно в течение всего времени деформации. Этим и объясняется постепенный переход от затухающей стадии ползучести к ускоренной, поэтому установившийся участок является лишь условным понятием.

В работах И. Флимена и Г. Ж. Денса [166] подчеркивается, что установившаяся ползучесть представляет собой спорный вопрос, поскольку имеются серьезные доказательства несостоятельности концепции постоянного течения в случае длительной ползучести. Ф. Ф. Химушиным [167] показано, что длительность второй стадии ползучести с минимальными скоростями бывает ограничена и точка, отвечающая минимальной скорости, является переходной от первой стадии к третьей стадии ползучести, а вторую стадию можно рассматривать как ползучесть с какой-то средней скоростью, близкой к постоянной.

В любом случае участок установившейся ползучести зависит от множества факторов, влияющих на его состояние (E , T , σ , структура и т.д.).

Для зависимости скорости ползучести E от напряжения при постоянной температуре предложено несколько эмпирических выражений: $E = A\sigma^n$, $E = Ve^{\alpha\sigma}$.

Зависимость E от температуры при постоянном напряжении: $E = Ce^{-Q/kT}$, где A , B , C , α , n – постоянные для данного материала, T – абсолютная температура, k – постоянная Больцмана, Q – энергия активации.

При повышенных температурах и малых напряжениях применима зависимость Виртмана [168]

$$E = A\sigma^n e^{(-Q/RT)},$$

где A и n – постоянные материала.

Основным недостатком этих выражений, как и всяких эмпирических, является то, что каждое из них более или менее удовлетворительно отвечает экспериментальным данным в сравнительно небольшом интервале напряжений.

Лепин [160] предложил зависимость установившейся ползучести в виде:

$$E = C\sigma^{(n-1)}e^{(\alpha\sigma)}, \quad (3.4)$$

где C – постоянная для данного материала при заданной температуре. Полное соответствие характера зависимости (3.4) результатам эксперимента [169] для ряда рассмотренных материалов является убедительным подтверждением применимости уравнения (3.4) к описанию зависимости скорости ползучести от напряжения.

Данное уравнение может быть использовано для определения скорости установившейся ползучести в широком интервале напряжений, особенно актуально использование его при определении скорости ползучести при низких напряжениях, когда резко увеличивается длительность затухающего участка и не всегда удается получить установившийся участок в пределах реальной продолжительности испытаний.

Следует иметь в виду, что процесс ползучести в значительной степени связан с действием различных физико-химических

факторов: химического состава термической обработки, размера зерна и др. Главная трудность трактовки ползучести теплоустойчивых сталей связана с непостоянством их структуры и свойств при длительной высокотемпературной эксплуатации. Следовательно, чисто механический подход к описанию ползучести нельзя брать за основу.

Исследованиями [170, 171] установлено, что энергия активации ползучести совпадает с энергией активации самодиффузии, что свидетельствует о том, что скорость ползучести на второй стадии контролируется перемещением атомов и скоплений дислокаций:

Многие авторы [172, 173] считают, что установившаяся стадия ползучести – это результат динамического равновесия двух конкурирующих процессов:

1) Наклепом, который является результатом пластической деформации, вызванной движением и переползанием дислокаций;

2) Возвратом, который проявляется при достаточно высоких температурах в виде образования субзерен, миграцией границ (и, как крайней формой, рекристаллизацией).

Установившаяся стадия ползучести рассматривается как результат термодинамического равновесия процессов упрочнения и разрушения.

Третья стадия ползучести иногда продолжается до 50% времени до разрушения. Авторами [174, 175] показано, что при переходе от второй к третьей стадии ускорение ползучести не связано с повышением напряжений, вызванных уменьшением диаметра образцов. Третья стадия ползучести наблюдается и при испытаниях на сжатие, когда сечение образца увеличивается. Ускорение ползучести может быть вызвано разрушением материала, не связанное с образованием полостей различного рода, а обусловленное изменениями субструктуры в приграничных участках зерен.

Девис и Эванс [176] указывают, что переход к ускоренной ползучести может быть результатом ускорения переползания у границ зерен при образовании на них пор. Концентрация вакансий у поверхности поры выше, чем в остальных местах на границе между зернами. Согласно [177] упрочнение в приграничных участках зерен увеличивают скорость ползучести в 1,5–2 раза.

На последнем этапе третьей стадии возникает критическая скорость ползучести, приводящая к разрушению. Такая скорость свидетельствует о достижении определенной длины границ зерен, занятых порами.

В результате анализа кривой ползучести можно с уверенностью сказать, что ползучесть является единым процессом, характер развития которого зависит от многих факторов, важнейшим из которых является изменение структуры.

3.3.2. Механизм разрушения при ползучести

Как уже отмечалось ранее, при длительной эксплуатации объектов, работающих в условиях ползучести, в металле происходит накопление микронесплошностей, поэтому важно уметь оценить опасность степени накопления микроповрежденности с целью определения предельного состояния оборудования.

В основе процессов разрушения лежат дислокационные и диффузионные механизмы и преобладание тех или иных механизмов определяет морфологию разрушения. В зависимости от условий эксплуатации, либо испытания в поликристаллических материалах различают три вида разрушения:

- механизм вязкого разрушения;
- образование и рост клиновидных трещин;
- механизм порообразования.

Обычно в деталях энергооборудования вязкое разрушение имеет место при превышении рабочей температуры (чаще всего поверхности нагрева котлоагрегатов).

Разрушение с образованием клиновидных трещин обычно вызвано повышенным уровнем действующих напряжений (значительно превышающих расчетные) при низкой пластичности сталей.

Разрушение порообразованием происходит при длительной эксплуатации в результате исчерпания ресурса жаропрочности.

Большой вклад в изучение механизмов разрушения теплоустойчивых сталей, эксплуатирующихся в условиях высокотемпературной ползучести, внесла Т. Г. Березина.

Она разработала карту механизмов разрушения теплоустойчивой стали 12Х1МФ, наиболее широко применяемой в тепловой энергетике (рис. 3.20).

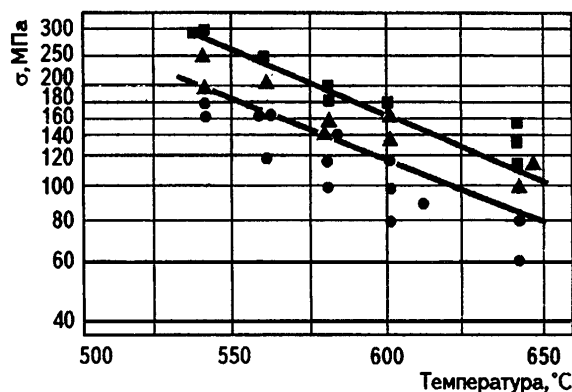


Рис. 3.20. Карта механизмов разрушения трубной стали 12Х1МФ: ■ – вязкое внутризеренное разрушение при ползучести; ● – межзеренное разрушение порообразованием; ▲ – смешанное разрушение (вязкое внутризеренное и межзеренное)

3.3.3. Особенности вязкого разрушения при ползучести

Вязкому разрушению при ползучести всегда предшествует высокая макропластическая деформация и по структурным признакам это разрушение подобно вязкому разрушению пластичных сталей при непрерывно возрастающих нагрузках. Разрушение при ползучести можно сравнить с разрушением образцов в разрывных испытательных машинах.

Перед образованием трещин формируется фрагментированная структура и микротрещины образуются в стыках фрагментов. Для очагов разрушения характерно наличие большеугловых границ, чем и объясняются структурные особенности развития вязких трещин.

В перлитных сталях, применяемых в промышленной энергетике, стадия образования шейки начинается при деформации 20...25%, где и формируется фрагментированная субструктура.

При ползучести теплоустойчивых сталей существенное развитие получают диффузионные процессы (так как область температур эксплуатации достигает $0,5T_n$) и тонкая структура имеет некоторые особенности.

Плотность дислокаций при ползучести ниже, чем при кратковременных испытаниях. Структура металла в зоне «шейки» представляет собой вытянутые зерна сорбита и феррита с крупными глобулями карбидов, расположенными на вытянутых границах. Образование микродефектов (несплошностей) происходит

на субграницах исходных фрагментов, в зернах сорбита и на границах зерен.

Полости зарождаются и развиваются преимущественно у карбидов. Слияние полостей приводит к внутризеренному разрушению.

Возможность разрушения сталей по механизму вязкого разрушения зависит от комплекса факторов, а именно: тип кристаллической решетки, микроструктура, степень легирования и т.д.

Так, например, жаропрочные стали аустенитного класса (типа 18-8), даже при напряжениях близких к пределу текучести, разрушаются хрупко.

Это можно объяснить тем, что вязкому разрушению материалов всегда предшествует значительная пластическая деформация, которая может происходить только при участии механизма скольжения, а металлы с ГЦК решеткой и низкой энергией дефектов упаковки, обладают большим сопротивлением поперечному скольжению [152], и, следовательно, диффузионные механизмы фактической деформации не могут обеспечить требуемой степени деформации.

Легирование твердого раствора повышает сопротивление сталей (матрицы) деформированию и для получения требуемой степени деформации требуются значительные напряжения близкие к пределу текучести.

Кроме того большое влияние на возможность реализации вязкого разрушения оказывают карбиды. При значительном упрочнении матрицы мелкодисперсными карбидными фазами, вязкое разрушение в условиях ползучести при температурах $0,5T_n$ затруднено.

3.3.4. Разрушение при образовании и росте клиновидных трещин

Разрушение материалов в условиях ползучести происходит преимущественно по двум механизмам:

1. Образованию и росту клиновидных трещин;
2. Образованию и развитию пор.

Механизм разрушения зависит от уровня приложенных напряжений и температур. При высоких напряжениях происходит вязкое внутризеренное разрушение.

Клиновидные трещины образуются преимущественно в стыках трех зерен и развиваются по одной из границ, трещины образуются и в местах пересечения границ зерен с двойниковыми границами.

Существует большой ряд моделей объясняющий механизм образования клиновидных трещин [179].

По теории Котрелла [178] высокая концентрация напряжений требуется только при зарождении клиновидной трещины. По мнению [161, 165, 179, 181] рост же трещины возможен благодаря миграции атомов от вершины образующейся трещины к ее сторонам. Такой процесс может протекать непрерывно, даже при притупленности вершины трещины.

При разрушении материалов в процессе ползучести трещины распространяются с весьма незначительными скоростями.

Развитие клиновидной трещины может прекратиться, если у ее вершины начинает происходить пластическая деформация.

Исследованиями [182] установлено, что часто поверхность разрушения трещины не совпадает с поверхностью зерен до разрушения и трещина проходит через участки зерен, близко прилегающие к границам. Под поверхностью излома был выявлен [182] слой наклепанного или рекристаллизованного металла толщиной около 0,04 мм, что свидетельствует о том, что разрушение захватывает довольно широкую область, расположенную по обе стороны границ зерен.

По модели Зингера [179] образование клиновидных трещин на стыке трех зерен происходит в результате заторможенного межзеренного проскальзывания.

Исследования Березиной Т. Г. [152] показывают, что в хромоникелевых аустенитных сталях максимальная деформация при межзеренном проскальзывании возникает в узлах зерен или в зонах резких изгибов границ.

И клиновидные трещины зарождаются в углах границ с максимальным межзеренным проскальзыванием. Поперечные границы являются препятствиями для развития трещин, вот по-

этому на начальной стадии разрушения трещины распространяются от одного угла границы к другому.

Чаще всего клиновидные трещины в условиях эксплуатации образуются в пароперегревательных трубах из стали 12Х18Н12Т при перегревах.

В перлитных сталях клиновидные трещины образуются в зонах затрудненной деформации и на участках где сочетается высокотемпературная малоцикловая усталость и ползучесть.

Клиновидные трещины возникают в перлитных сталях и после некачественной термической обработки, когда металл охрупчен чаще всего из-за недостаточной температуры отпуска после закалки.

3.3.5. Механизм порообразования при ползучести

Исследования разрушения вследствие образования микропор показало, что размеры пор увеличиваются в процессе развития ползучести. Они в течение времени объединяются и образуют непрерывные микротрещины по границам зерен. Наиболее детально механизм порообразования изучен Куманиным В. И., Березиной Т. Г. и специалистами отделения металлов ВТИ и Урал ВТИ под руководством В. Ф. Злепко и Ю. В. Балашова применительно к низколегированным перлитным теплоустойчивым сталям [183–186], применяемых в промышленной энергетике. На наш взгляд особенности процессов порообразования наиболее полно рассмотрены в монографии Т. Г. Березиной [152].

Характер расположения пор. Наличие первых очагов разрушения (пор размером 0,05...0,3 мкм) четко выявляется на второй стадии ползучести. Существует точка зрения, что поры образуются только на высокоугловых границах, так как их зарождение связано с межзеренным проскальзыванием. Результаты исследований [186] показывают, что поры зарождаются не только на границах зерен, но и на субграницах. Характер субграниц, на которых обнаруживаются микропоры, различный – от клубкового, свойственного субграницам ячеистой субструктуры, до плоских субграниц сетчатого строения. Большую роль в зарождении микропор играют крупные карбидные частицы размером 0,2 мкм и выше. Около 50% обнаруженных пор зародились на границе раздела карбид –

матрица, в том числе и у карбидных частиц, расположенных на границах. На всех стадиях ползучести зарождение пор происходит в местах заторможенного сдвига: в местах пересечения двух и более субграниц, пересечения субграницы с большеугловой границей, на границе раздела карбид – матрица (рис. 3.21).

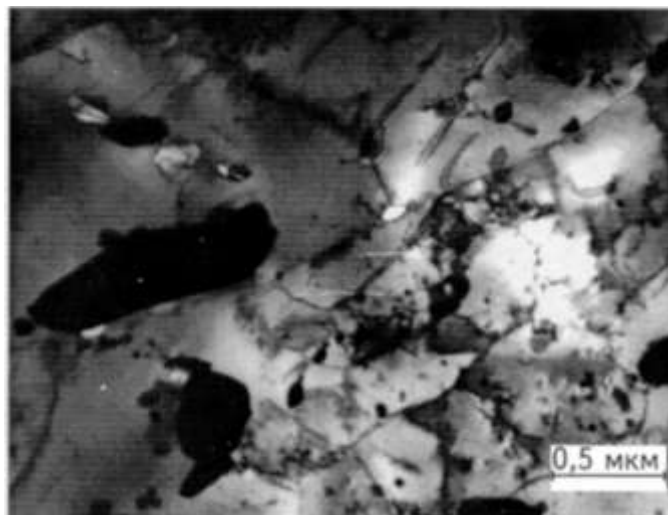


Рис. 3.21. Субмикropоры, зародившиеся на границе зерна у карбида и в месте пересечения с субграницей

Выявлена существенная особенность в расположении пор – высокая неравномерность. Наблюдается их скопление в отдельных объемах, часто примыкающих к границам зерен в местах скопления карбидных частиц, что связано с более высокой плотностью дислокаций в приграничных объемах.

Размеры и форма микропор. Из схемы (рис. 3.22) видно, что поры имеют форму неправильных прямоугольников с вершинами в месте пересечения с субграницами или скоплениями дислокаций, углы в значительной степени скруглены, грани также отличаются определенной кривизной, однако в целом ряде случаев поры имеют плоские границы в месте пересечения с субграницей. Поры, образовавшиеся на стыке трех зерен, преимущественно имеют в сечении форму равнобедренных треугольников со скругленными гранями.

График распределения пор по размерам представлен на рис. 3.23. Видно, что наиболее часто встречающиеся значения размера микропор находятся в интервале 0,1...0,15 мкм. Характер распределения микропор по размерам зависит от их местоположения.

Микропоры, зарождающиеся на межфазной границе карбид – матрица в подавляющем большинстве имеют размеры до 0,1 мкм (в 85% случаев).

Максимальный размер этих пор не превышает 0,3 мкм. На субграницах пор размером 0,1 мкм в два раза меньше (43%), однако положение максимума на кривой распределения микропор по размерам не меняется. Несколько иное распределение микропор по размерам наблюдается на границах зерен. Максимум на кривой распределения сдвинут в сторону больших размеров (0,15...0,20 мкм), и поры, не превышающие величину 0,1 мкм, составляют только 14% от общего количества.

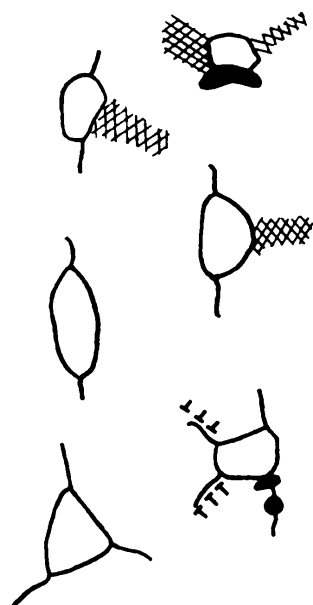


Рис. 3.22. Схемы обычно наблюдаемых микропор

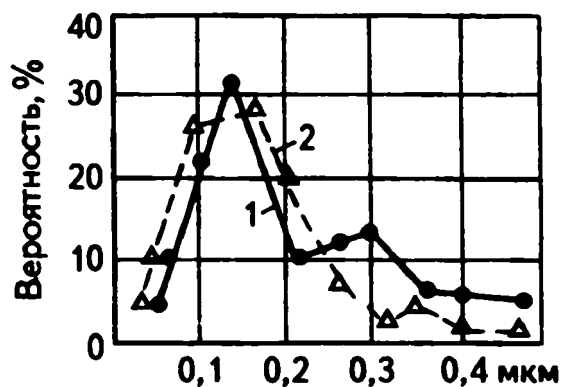


Рис. 3.23. График распределения пор по размерам:
1 – на второй стадии ползучести; 2 – на третьей стадии ползучести

Таким образом, анализ размеров микропор, образующихся при ползучести теплоустойчивых сталей как на образцах, так и в паропроводных трубах в процессе эксплуатации, показывает, что наиболее часто встречающимся размером является размер, близкий к 0,1 мкм. Концентрация более крупных пор обычно значительно ниже.

Эта закономерность наблюдается в стали независимо от стадии ползучести вплоть до разрушения, что позволяет считать микропоры размером близким к 0,1 мкм, зародышевыми. Микропоры, образующиеся внутри зерен у карбидных частиц без связи с границами и субграницами, обладают минимальной склонностью к росту и, в основном, остаются зародышевыми.

Уменьшение относительного количества зародышевых микропор на границах зерен и субграницах свидетельствует о том, что на границах одновременно с зарождением происходит рост микропор, причем на большеугловых границах рост пор облегчен по сравнению с порами на малоугловых границах.

Развитие разрушения на третьей стадии ползучести. К началу третьей стадии ползучести отдельные поры достигают размера 1 мкм и выше и хорошо выявляются при металлографическом исследовании. Поры таких размеров выявляются только на границах зерен (рис. 3.24).

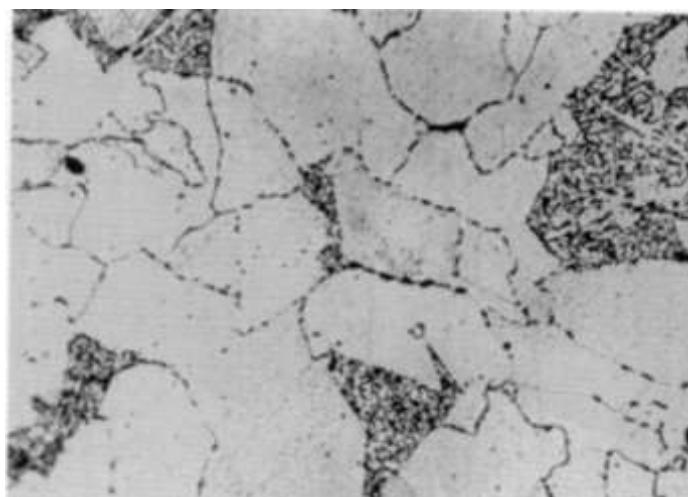


Рис. 3.24. Микроструктура стали 12X1МФ после длительной работы в условиях ползучести, с пограничными порами

Было проведено изучение формы отдельных пор методом электронной фрактографии на трубах, работающих в условиях

ползучести в течение 50...100 тыс. ч. Для выявления пор проводился излом образцов при -196°C по надрезу в зоне разрушения. Поверхность излома носит смешанный характер как межзеренный, так и хрупкий внутризеренный. Поверхность пор имеет ступенчатый рельеф прямоугольной формы, ступени располагаются вокруг вершин, мелкие поры имеют, как правило, одну вершину, в крупных порах наблюдается несколько таких вершин.

Наличие описанного рельефа на поверхности поры свидетельствует о том, что данный отпечаток на реплике излома является отпечатком поры, а не карбидной частицы (рис. 3.25).

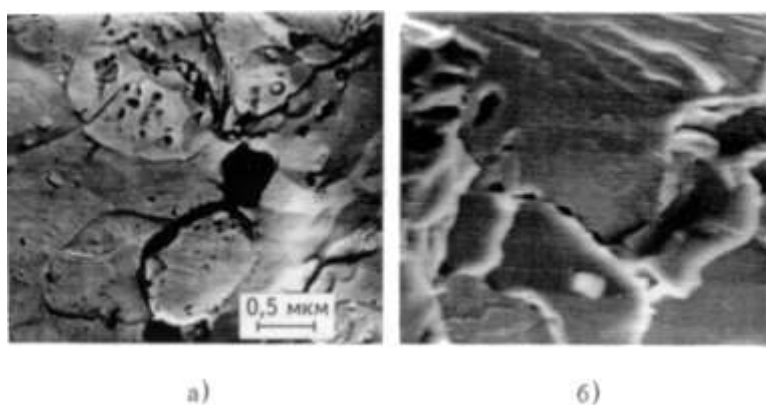


Рис. 3.25. Микрофрактограмма хрупкого скола металла, поврежденного опорами:

a – $\times 2000$, реплика; *б* – $\times 500$, сканирование излома

Неправильная форма пор, наличие нескольких вершин ступеней дают возможность предположить, что поры, наблюдаемые металлографически как единичные, на самом деле являются конгломератом пор, образовавшихся от слияния микропор в местах их скопления.

Скорость роста пор путем объединения микропор в скоплениях будет значительно выше скорости роста единичной поры вследствие взаимного влияния градиента концентрации вакансий.

По мере уменьшения расстояния между порами до $3/2R$, где R – радиус поры, скорость роста пор в скоплениях будет более, чем на порядок, выше скорости роста единичной поры. Действительно, расчеты показывают, что плотность распределения пор размером свыше 1,0 мкм на третьей стадии ползучести соизмерима с плотностью распределения скоплений микропор к концу второй стадии.

Дальнейшее развитие разрушения связано не с увеличением размера отдельных пор, а с образованием их цепочек по границам зерен и последующего объединения в микротрещины. Длина первых микротрещин ограничивается расстоянием между стыками трех зерен, которые служат препятствием их развитию. Дальнейшее развитие разрушения происходит путем объединения микротрещин.

Анализ проведенных экспериментальных исследований позволяет сделать следующие заключения об основных особенностях развития разрушения в перлитных сталях при ползучести в области температур $(0,45 \dots 0,55)T_n$:

- зарождение микропор происходит на начальных стадиях ползучести. Процесс зарождения пор протекает во времени непрерывно вплоть до разрушения;

- зарождение пор в изученных температурно-силовых условиях работы теплоэнергетического оборудования происходит по одному из дислокационных механизмов. Вероятностный размер зародышевых пор $d = 0,1$ мкм совпадает с величиной зародыша, рассчитанного по теоретической модели зарождения стабильного зародыша микротрещины в голове скопления одноименных дислокаций;

- рост микропор идет по нескольким микроскопическим механизмам и его нельзя рассматривать в рамках какой-либо одной модели. Округлая форма микропор, их вытянутость вдоль границ и субграниц, то есть в направлении стока вакансий, преимущественный рост пор по границам свидетельствует о значительной роли процессов диффузионного притока вакансий по объему и границам зерен. Неправильная форма микропор, наличие плоских граней может явиться результатом дислокационного механизма роста микропор. Зарождение и рост пор на стыке трех зерен свидетельствует о существенной роли межзеренного проскальзывания при ползучести;

- образование пор размером $1 \dots 5$ мкм на третьей стадии ползучести происходит не только путем роста единичных микропор, но и путем объединения микропор в местах их скопления;

- наличие карбидных частиц, развитой субструктуры, структурная неоднородность в значительной степени определяют морфологические особенности и места преимущественного заро-

ждения пор, скорость их роста и, как следствие, кинетику развития поврежденности порами в процессе ползучести.

3.3.6. Особенности диффузионного роста пор в легированных хромомолибденовых и хромомолибденованадиевых сталях

Обычно рост пор за счет самодиффузии рассматривается в однокомпонентных системах. Легированные перлитные стали являются многокомпонентными и на диффузионное подрастание поры должна оказывать влияние и диффузия легирующих элементов. При различной диффузионной подвижности атомов железа и легирующих элементов можно ожидать, что вследствие преимущественного обмена местами между вакансиями и наиболее подвижными атомами вблизи поры появится область повышенных концентраций элемента, атомы которого наименее подвижны. Оказывать влияние на диффузионный рост пор в сталях могут легирующие элементы, диффузия которых в железе осуществляется вакансионным механизмом, то есть образующие с железом растворы замещения. Подвижность атомов, образующих с железом растворы замещения, определяется силой межатомных связей элемент – железо, атомным объемом и массой, а также коэффициентом всестороннего сжатия. С увеличением атомного диаметра и массы, уменьшением коэффициента всестороннего сжатия и увеличением сил связи элемент – железо энергия активации диффузии возрастает, соответственно падает подвижность атомов элемента.

Наименьшей диффузионной подвижностью обладают атомы хрома, подвижность атомов молибдена и железа выше и не слишком разнятся между собой. Следовательно, можно ожидать при диффузионном росте поры обогащение ее поверхности хромом. Было проведено исследование распределения легирующих элементов вблизи пор, образовавшихся при ползучести в стали 12Х1МФ на электронно-зондовом спектральном микроанализаторе. Действительно, когда микрозонд при своем движении попадает на поверхность поры, интенсивность излучения хрома резко возрастает, в то время, как изменений интенсивности излучения молибдена и ванадия не наблюдается.

Электронно-микроскопические исследования показали, что на поверхности микропор и пор размером 1,0...5,0 мкм выделяются карбидные частицы (рис. 3.25). Концентрационная неоднородность на поверхности поры на границе раздела пора – матрица с преобладанием хрома, отличающегося малой диффузионной подвижностью уменьшает приток вакансий к поре и может существенно замедлить ее диффузионный рост. Следовательно, влияние хрома на жаропрочность проявляется не только в увеличении межатомной связи, но и в замедлении развития процесса разрушения.

Третья стадия ползучести условно делится на две фазы: фаза перехода от второй к третьей стадии, деформация на которой пропорционально времени ($\varepsilon \approx t^{4/5}$), и критическая фаза или собственно третья стадия ползучести, деформация на которой $\varepsilon \approx e^{bt}$, где t – время, b – константа. По мере развития процесса ползучести накопление пор идет по закону, близкому к экспоненциальному. В течение первой переходной фазы число пор размером свыше 1 мкм, сохраняется низким, идет накопление обособленных пор. Переход ползучести в критическую фазу характеризуется возрастанием количества обособленных пор и сопровождается слиянием пор в микротрещины. Исследование изменений объемной доли пор от величины деформации ползучести в перлитных теплоустойчивых сталях при температурах 580...700°C показало, что имеется прямо пропорциональная связь поврежденности порами и деформации ползучести.

Максимальное накопление повреждений при небольшом росте деформации наблюдается при 580°C. С повышением температуры в связи с развитием рекристаллизации, сопровождающейся миграцией большеугловых границ, для накопления равной поврежденности необходима более высокая степень деформации. По мере развития третьей стадии растет неоднородность деформации и накопления поврежденности по длине образца или по длине и периметру трубы.

Поврежденность границ зерен определялась как отношение суммарной длины трещин и пор $L_{тр}$ к общей длине границ на единице площади $L_{гр}$ шлифа. Объемная доля пор также определялась металлографическим методом.

По мере развития ползучести возрастает неравномерность распределения поврежденности границ зерен по длине образца. Разрушение происходит по участку с максимальной поврежденностью границ зерен. Аналогичная картина наблюдается и по мере приближения к зоне разрушения на паропроводной трубе.

Кинетика накопления пор по этапам сопоставима с кинетикой роста деформации на третьей стадии ползучести. На переходной фазе третьей стадии число пор в единице объема и интенсивность их накопления значительно меньше предельных значений.

Доля границ, пораженных порами, изменяется в течение переходной фазы от 0,2 до 3,0%. Интенсивный рост количества обособленных пор и объединение их в микротрещины совпадает с переходом ползучести в критическую фазу.

К моменту разрушения предельная или критическая доля длины границ, порожденная микротрещинами и порами $L_{тр} = L_{тр}$, свыше которой наступает катастрофическое разрушение, достигает 15...20%.

Процессы деформирования и разрушения при ползучести взаимосвязаны. Деформация создает условия для зарождения пор. Появление избыточных вакансий, вызванное деформацией ползучести, определяет скорость роста пор.

С другой стороны, наличие в материале системы пор обуславливает ускорение ползучести за счет релаксации локальных напряжений, стока вакансий в пору и др.

Наличие четко выраженной связи кинетических процессов деформирования и накопления несплошностей при ползучести теплоустойчивых сталей имеет весьма существенное прикладное значение.

При эксплуатации теплосилового оборудования электрических станций, работающего в условиях ползучести, очень важно своевременно заменить детали, исходя из их состояния. При ползучести на стадии предразрушения появление микротрещин нельзя обнаружить известными неразрушающими методами контроля.

В этих условиях особое значение приобретает оценка степени порообразования по деформационным характеристикам, измеряемым в эксплуатационных условиях.

В процессе длительной эксплуатации такие элементы теплового оборудования как паропроводы и крупные турбинные отливки, проходят периодический контроль деформации ползучести, а для паропроводных труб строят кривые ползучести.

Представляет интерес сопоставление поврежденности на разных этапах ползучести со скоростью ползучести и долговечностью. Для этой цели исследовали процесс накопления несплошностей в образцах из стали 12Х1МФ, испытанных при температурах 550...625°C и напряжениях 6...180 МПа. На рис. 3.26 представлены зависимости деформации ползучести и накопления пор во времени.

В целях сравнения результатов испытаний временную шкалу на кривых ползучести брали в безразмерных единицах τ/τ_p , где τ – текущая координата времени, τ_p – время до разрушения. Заштрихованная область на рис. 3.26, а – зона рассеяния кривых ползучести. Здесь хорошо видно два характерных участка, на каждом из которых уравнения регрессии были приняты в виде линейных функций.

Анализ показывает, что пересечение прямых происходит при (0,8...0,85) τ_p . По достижении этого значения долговечности начинается интенсивное нарастание деформации ползучести.

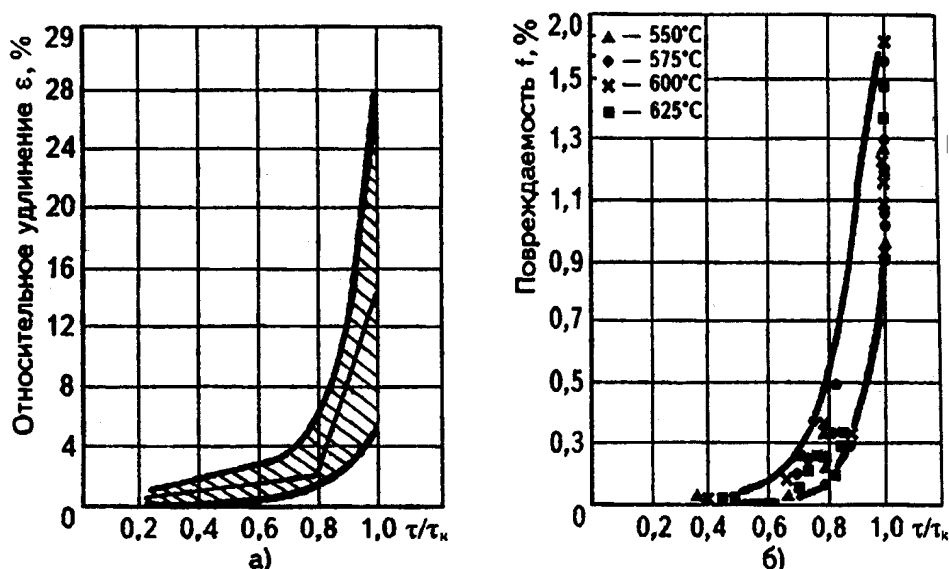


Рис. 3.26. Накопление деформации (а) и повреждаемости (б) по мере развития процесса ползучести. Сталь 12Х1МФ

Эксплуатация деталей в указанном интервале времени становится ненадежной. Поэтому долговечность, соответствующую $(0,8 \dots 0,85) \tau_p$ можно считать предельно допустимой.

Изучение процесса накопления пор по мере развития ползучести позволило построить полосу разброса объемной доли пор в зависимости от долговечности (рис. 3.26, б).

При предельно допустимой долговечности $\tau_{\text{пред}} = (0,80 \dots 0,85) \tau_p$, объемная доля пор составляет $0,2 \dots 0,4\%$.

Металлографические и электронно-микроскопические исследования образцов в процессе испытаний и после разрыва показали, что количественные характеристики степени пораженности металла порами при ползучести можно сопоставить с их морфологическими особенностями.

Так, например, при величине объемной доли пор $f < 0,1\%$ в структуре металла имеются микропоры $0,01 \dots 0,3$ мкм, выявляемые лишь посредством электронной микроскопии.

При $f > 0,2\%$ в структуре стали встречаются отдельные скопления пор в виде цепочек по границам зерен. Объемная доля пор $f = 0,35\%$ соответствует стадии образования первых микротрещин.

3.4. Релаксация

Под релаксацией напряжений понимают падение со временем напряжений в детали, предварительно нагруженной и затем закрепленной жесткими или упругими связями, вызванное протекание в ней ползучести [160].

Много узлов и деталей повышенной опасности эксплуатируются в условиях релаксации напряжений. К ним относятся болты фланцевых соединений, шпильки разъемов турбин и компрессоров, пружины, различные клиновые посадки и другие детали, установленные с определенным натягом.

Вышеуказанные детали оборудования нагружаются в упругой области, а накапливающаяся в них пластическая деформация составляет, как правило, небольшую часть от первоначальной упругой деформации.

Внешние размеры таких деталей в процессе длительной эксплуатации под нагрузкой практически не изменяются. Лепи-

ным Г. Ф. с сотрудниками [160] сделана попытка рассмотрения закономерностей релаксации напряжений с общетеоретических позиций, т.е. с позиций единства закономерностей прочности и пластичности металлов при различных условиях нагружения.

Общепринятым условием релаксации напряжений считают постоянство полного удлинения (упругого и пластического) детали в процессе эксплуатации. Оно выражается

$$\Delta l_0 = \Delta l_{\text{упр}} + \Delta l_{\text{пл}} = \text{const},$$

где Δl_0 – удлинение образца в начальный момент, $\Delta l_{\text{упр}}$, $\Delta l_{\text{пл}}$ – удлинения образца (упругое и пластическое) в данный момент.

Путем преобразований определили нагрузку

$$P = \frac{P_0 - F_0 E \varepsilon}{1 + k \varepsilon},$$

где P_0 – нагрузка в момент нагружения, F_0 – площадь поперечного сечения в начальный момент, E – модуль упругости; ε – скорость деформации, k – фактор повреждаемости материала.

Это условие чистой релаксации напряжений (рис. 3.27), однако на практике схема чистой релаксации напряжений, предполагающей абсолютно жесткое закрепление деталей практически не встречается. Все элементы закрепления обладают определенной упругой, иногда пластической податливостью.

Во многих случаях пластическую податливость элементов закрепления деталей можно считать очень малой.

Пренебрегая что условие релаксации напряжений можно свести к схеме, представленной на (рис. 3.27), оно определяется следующим соотношением

$$\Delta l_{\text{упр}} + \Delta l_{\text{пл}} + \Delta l_1 = \text{const},$$

где Δl_1 – деформация упругого элемента закрепления детали.

Биргер [187] ввел понятие коэффициента податливости упругих связей λ , которое определяется соотношением $\Delta l_1 = \lambda P$.

Этот коэффициент может изменяться в пределах от нуля (абсолютно жесткое закрепление) до бесконечности (бесконечно податливая система закрепления).

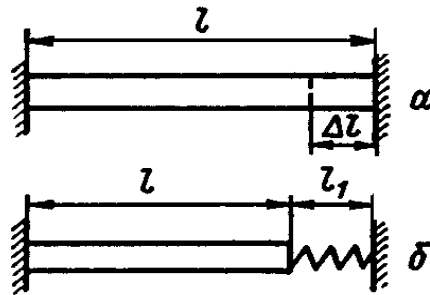


Рис. 3.27. Схемы условий релаксации напряжений:
a – жесткое закрепление детали; *b* – упругое закрепление

Авторами [188] на основании математического анализа было получено уравнение чистой релаксации

$$t = \frac{t(n; \alpha E \varepsilon)}{E \alpha t e^{\alpha \beta_0}},$$

и построены номограммы для определения характеристик деформации по экспериментальным кривым чистой релаксации.

Была экспериментально установлена в первом приближении линейная связь падения напряжения с начальным напряжением.

Использование данного соотношения позволило, в первом приближении, определить характеристики деформации по одной экспериментальной кривой чистой релаксации.

Проверка полученных закономерностей по экспериментальным кривым релаксации (рис. 3.28–3.32) показала, что в большинстве случаев расчетные кривые релаксации напряжений удовлетворительно описывают экспериментальные.

И. А. Одинг [189] пришел к выводу, что кривые релаксации состоят из двух участков с совершенно различным протеканием процесса. Это разделение позволило в свое время разработать критерии оценки релаксационной стойкости материалов [190].

В дальнейших теоретических работах [191, 192] показано, что ход кривой релаксации определяется одними и теми же процессами. Различие в скорости падения напряжений на начальном и последующих этапах можно объяснить различными действующими в образце напряжениями и деформационным упрочнением сталей.

Известно, что при повторных нагружениях скорость релаксации напряжений, как правило, значительно меньше скорости

релаксации напряжений в первично нагруженных деталях. Повышение релаксационной стойкости деталей при повторных нагружениях установлено при испытаниях реальных болтовых соединений [193].

Часто при решении практических задач (например, при подтяжке крепежных соединений на различных объектах повышенной опасности), необходимо количественно оценить интенсивность релаксации напряжений при повторных нагружениях.

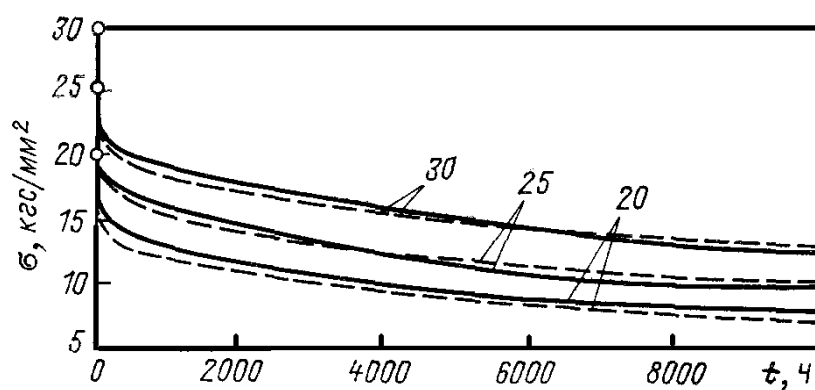


Рис. 3.28. Экспериментальные (сплошные) и расчетные (штриховые) кривые релаксации стали P2 при 525°C. Цифры у кривых – значения напряжений, кгс/мм²

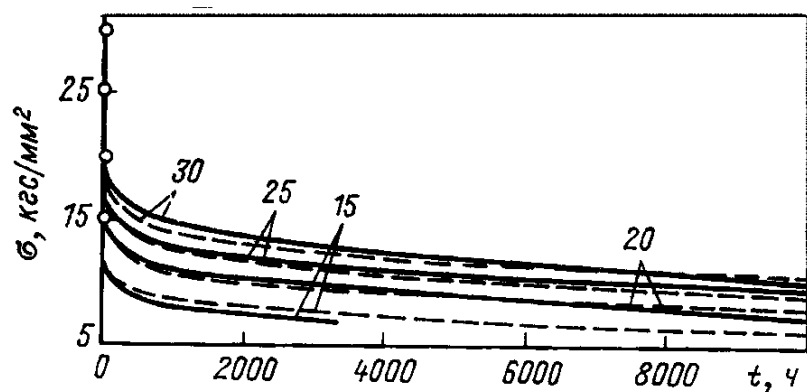


Рис. 3.29. Экспериментальные (сплошные) и расчетные (штриховые) кривые релаксации стали 1X13 при 450°C. Цифры у кривых – значения напряжений, кгс/мм². Характеристики деформации найдены по кривой с начальным напряжением 25 кгс/мм²

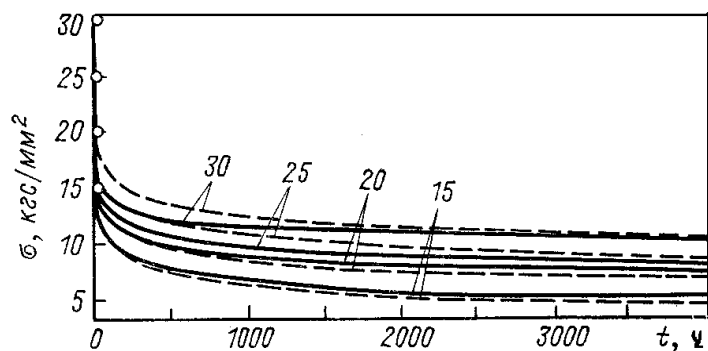


Рис. 3.30. Экспериментальные (сплошные) и расчетные (штриховые) кривые релаксации стали 3X13 при 450°C. Цифры у кривых – значения напряжений, кгс/мм². Характеристики деформации найдены по кривой с начальным напряжением 15 кгс/мм²

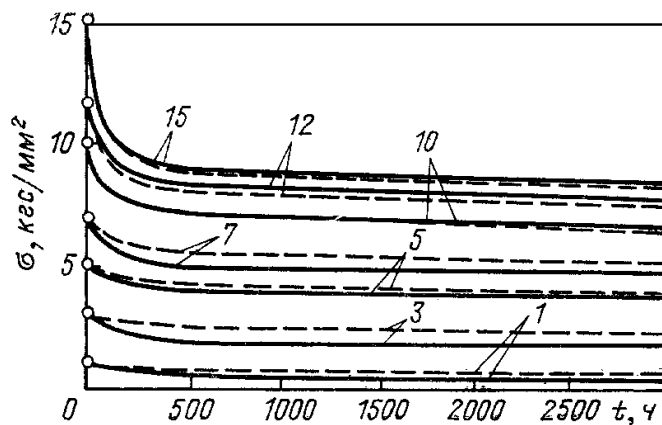


Рис. 3.31. Экспериментальные (сплошные) и расчетные (штриховые) кривые релаксации стали 40 при 400°C. Цифры у кривых – значения напряжений, кгс/мм². Характеристики деформации найдены по кривой с начальным напряжением 15 кгс/мм²

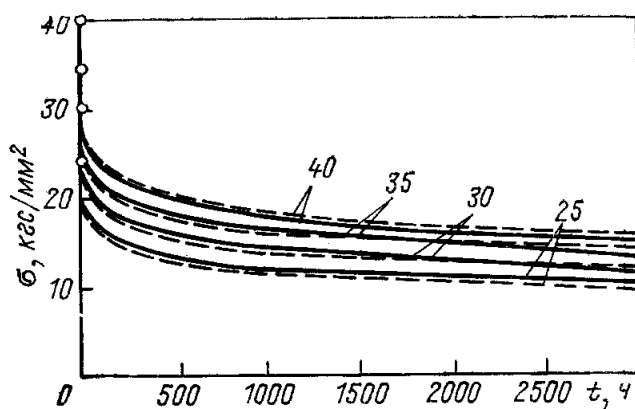


Рис. 3.32. Экспериментальные (сплошные) и расчетные (штриховые) кривые релаксации стали ЭИ723 при 550°C. Цифры у кривых – значения напряжений, кгс/мм²

Повышение релаксационной стойкости болтового соединения при повторном нагружении установлено в работе [193].

Уравнение для количественной оценки релаксации напряжений при повторных нагружениях предложили Лепин Г. Ф. и Никифоров Э. А. [194].

Авторы показали, что упрочняющее воздействие деформации на материал не зависит от того, в каких условиях эта деформация получена (ползучесть, релаксация напряжений).

Ранее, при рассмотрении кратковременной ползучести отмечалось, что в условиях достаточно высоких температур материал теряет способность упрочняться с деформацией. При этом все процессы деформирования материала, в том числе и релаксация напряжений, приобретают своеобразные закономерности.

Авторами [195] показано, что характер процесса релаксации не зависит от величины предварительной пластической деформации. Следовательно, при высоких температурах кривые релаксации первого и второго нагружений полностью совпадают, что подтверждает отсутствие деформационного упрочнения.

Гецов Л. Б. [196] установил, что указанные особенности являются следствием высоких температур, величина же действующих напряжений не играет существенной роли [197].

Как показано в работе [198] повышение истинных напряжений в образце от цикла к циклу приводит к интересному явлению: при первых нескольких нагружениях наблюдается некоторое упрочнение; конечное напряжение при каждом следующем нагружении оказывается несколько выше, чем при предыдущем.

Однако, после нескольких нагружений картина меняется на обратную: величина падения напряжений за каждый следующий цикл возрастает.

Как видно из расчетных кривых релаксации, для сплава ЭИ787 (рис. 3.33, *а*) величина падения напряжений за цикл меняется от цикла к циклу, проходя через минимум при третьем нагружении. Там же (рис. 3.33, *б*) представлена суммарная деформация от цикла к циклу.

При соединении точек получили кривую, напоминающую собой по форме кривую ползучести. Аналогия не случайна.

При релаксации напряжений, так же как и при ползучести, одновременно протекает два процесса: пластическая деформация

и разрушение. Процессы эти взаимосвязаны и оказывают влияние друг на друга. Этим и определяются отмеченные выше закономерности: при первых циклах – затухание интенсивности релаксации напряжений, далее следует более или менее длительная «установившаяся стадия» и, наконец, ярко выраженный «ускоренный участок».

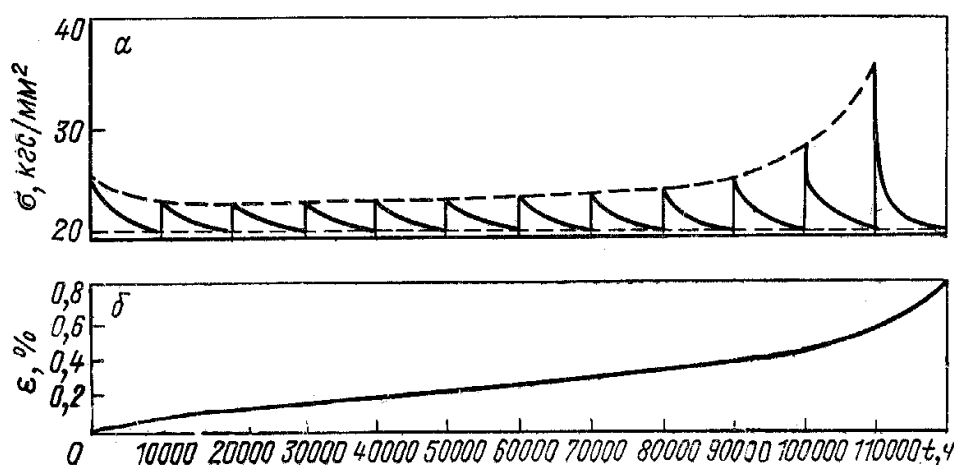


Рис. 3.33. Расчетные кривые релаксации в условных напряжениях при последовательных нагружениях сплава ЭИ787 при 700°C и заданном конечном напряжении $\sigma_K=20,4 \text{ кгс/мм}^2$ (а) и изменение деформации по циклам нагружения (б)

Здесь третьему ускоренному участку ползучести, как бы соответствует при релаксации напряжений, явление повышенной интенсивности релаксации от предыдущего нагружения к последующему. Полученные результаты нашли подтверждение в работах [199, 200].

Л. П. Никитина [200] делает вывод о единстве характера протекания пластической деформации и разрушения при ползучести и релаксации напряжений.

На основе представлений о единстве закономерностей процессов ползучести и релаксации напряжений в работе [200] удалось установить определенную связь между длительной прочностью при ползучести и длительной прочностью в условиях релаксации напряжений с многократным догружением.

В результате обработки экспериментальных данных по релаксации ползучести [201, 195] также подтверждается единство процессов, ответственных за ползучесть и релаксацию напряжений.

В ходе испытаний образцы пластически деформировались то в условиях ползучести, то в условиях релаксации, однако на закономерностях релаксации напряжений это никак не сказалось.

Следовательно, величина пластической деформации является объективной характеристикой структурного состояния материала, не зависит от того, в каких условиях она получена.

3.5. Разрушение

3.5.1. Деформация и разрушение

В объектах повышенной опасности зарождение, развитие и накопление микроповрежденности происходит в результате длительной эксплуатации при различных нагрузках и в разных средах.

Разрушение, в общем случае, происходит при условиях рассмотренных выше (разделы 3.1 ...3.5).

Большая часть объектов повышенной опасности эксплуатируется в настоящее время, по-видимому, с накопленной микроповрежденностью в материалах, из которых объекты изготовлены.

Вопросам зарождения, накопления и развития микродефектов посвящен ряд работ отечественных и зарубежных ученых. Рассмотрим некоторые наиболее известные и распространенные подходы к деформации и разрушению материалов.

Представление о микротрещине как источнике последующего разрушения начало формироваться с известных работ Гриффитса [202].

Общепринятой считается точка зрения [203, 204], согласно которой процесс разрушения состоит из двух стадий: докритической и закритической. На первой из них протекает процесс зарождения и медленное подрастание микротрещины. Известно, что зарождение микротрещин не может быть связано с угрозой деформацией. Орлов А. Н. и Плишкина Ю. М. [204, 205] показали, что образование устойчивой трещины в идеальной кристаллической решетке невозможно без пластической деформации. А. В. Степанов [206] предложил концепцию взаимосвязи процессов пластической деформации и разрушения.

Какой же из двух процессов определяет разрушение? По этому вопросу есть несколько точек зрения. В соответствии с кинетической концепцией Журкова [207] процессом, ответствен-

ным за временную зависимость прочности, является разрушение, связанное с термофлуктуационным разрывом межатомных связей.

В противоположность этому в ряде работ рассматривается точка зрения в соответствии с которой пластическая деформация контролирует разрушение. В. Д. Ярошевич [208] считает, что пластической деформации принадлежит ведущая роль, как в случае вязкого, так и при хрупком разрушении.

Авторы работы [208] предполагают, что между вязким и хрупким разрушением нет принципиальных физических различий.

Они обусловлены локализацией пластической деформации с той лишь разницей, что при вязком разрушении локализация пластической деформации начинается после равномерной деформации, а при хрупком – в отсутствие равномерной деформации, и был сделан вывод, что при хрупком и вязком разрушении ведущая роль принадлежит пластической деформации.

В. М. Финкель [218] считает, что из концепции А. В. Степанова сделан неправомерный вывод о безусловности применения этого положения к процессу распространения трещины.

В. М. Финкель отметил наличие феноменологической близости процесса роста трещин в стекле и металле при высоких скоростях (предельные скорости роста трещин в стекле и металле практически одинаковы). Автор [218] сделал вывод: «... при детально быстром росте трещины пластическая деформация не может претендовать на ведущую роль и является, по всей видимости, сопутствующим явлением».

Авторы работы [209, 210] провели эксперименты по исследованию прочности металлов при долговечностях микросекундного диапазона (10^{-6}).

На основе результатов эксперимента следует, что распространение трещины не контролируется пластической деформацией, что подтверждает концепцию В. М. Финкеля [218].

Следовательно, существующие в настоящее время взгляды на взаимосвязь процессов деформации и разрушения можно свести к следующим точкам зрения [211]:

1. Процесс разрыва межатомных связей является ведущим на всех стадиях разрушения [207, 212, 213, 214].

2. Процесс пластической деформации является ведущим не на всех стадиях разрушения и определяет временную зависимость прочности [208].

3. Процесс разрушения является ведущим только на стадии неустойчивого (закритического) роста трещины [218].

4. Процесс пластической деформации определяет разрушение в условиях, когда реализуется ведущий элементарный механизм с энергией активации, равной энергии объемной самодиффузии; если же реализуется ведущий элементарный механизм с энергией, близкой к энергии активации разрыва межатомных связей, то разрушение контролирует пластическую деформацию [215]. Эту точку зрения считают более общей, при условии, если считать, что ведущий механизм контролирует скорость процесса разрушения [215].

В. С. Иванова трактует виды излома с точки зрения взаимосвязи процессов пластической деформации и разрушения. При этом учитывается тот факт, что на различных стадиях разрушения процессы, контролирующие скорость разрушения, могут быть различны. Автор выделяет два ведущих процесса – разрыв межатомных связей с энергией активации $U_0 = U_0^r$ и пластическую деформацию с энергией активации $U_0 = U_0^r \leq U_0^\sigma$ [215]. Если скорость разрушения контролируется пластической деформацией с энергией активации U_0^r на всех этапах повреждения то такое разрушение предлагается относить к *вязкому*; если скорость разрушения контролируется (на всех этапах) разрывом межатомных связей, то такое разрушение определяется как хрупкое.

При таком подходе *квазихрупким* считают разрушение, скорость которого на стадии зарождения трещины контролируется процессом разрыва межатомных связей с энергией активации – U_0^σ , и на этапе распространения – пластической деформацией (энергия активации – U_0^r) Если же наоборот на стадии зарождения трещины скорость ее развития контролируется пластической деформацией ($U_0 - U_0^r$), то такое разрушение считают *квазивязким*.

С этих позиций ряд авторов [206, 215, 218] рассматривают разрушения при ползучести, усталости, как динамическое разру-

шение либо как задержанное разрушение при статических нагрузках. Так, например, при низкотемпературной ползучести повреждение материала связано с накоплением нераспространяющихся трещин, возникающих по механизму хрупкого разрушения. Окончательное разрушение происходит при достижении критической плотности микротрещин, когда уже возможно пластическое течение перешейков между микротрещинами и их слияние. В результате – окончательное разрушение носит вязкий характер с точки зрения внешнего вида излома, а фактически такой вид разрушения следует отнести к *квазихрупкому* (так как на начальном этапе – зарождение микротрещин происходит хрупко, на стадии разрушения – трещины развиваются вязко).

В условиях высокотемпературной ползучести разрушение связано с накоплением пор по границам зерен или микротрещин по телу зерен. Их зарождение и рост контролируется пластической деформацией ($U_0 - U_0^r$), а на этапе окончательного разрушения – так же реализуется пластичность материала и такой вид разрушения классифицируется как *вязкое разрушение*.

Если при ползучести на начальном этапе скорость зарождения микроповрежденности контролируется пластической деформацией, а на этапе разрушения связана межзеренным разрушением, то такое разрушение относят к *квазивязкому*.

При знакопеременных нагрузках в зависимости от условий нагружения и структуры материала могут реализовываться следующие механизмы:

1. Вязкое разрушение, скорость которого контролируется пластической деформацией на всех стадиях зарождения и развития дефектов, т.е. $U_0 - U_0^r$ (пластичные материалы при статических и знакопеременных нагрузках, условия малоциклового усталости [216, 217]).

2. Хрупкое разрушение, скорость которого контролируется на всех этапах процессом $U_0 - U_0^\sigma$ (хрупкие материалы при статических, динамических и знакопеременных нагрузках).

В зоне собственно усталостного разрушения часто реализуется квазихрупкое разрушение, которое характеризуется зарождением фасеток скола в изломе ($U_0 - U_0^\sigma$). При переходе на ста-

дию ускоренного разрушения (зона долома) при достижении критического числа фасеток скола и вязким разрывом перемычек скорость разрушения контролируется процессом $U_0 - U_0^r$.

Задержанным разрушением называют разрушение при выдержке под напряжением ниже предела текучести материала в отсутствии или при наличии коррозионной среды. Стадия субкритического роста трещин (длительность которого и определяет долговечность изделия) контролируется процессами с энергией активации близкой к энергии объемной самодиффузии, а наступление этапа окончательного разрушения контролируется вязкостью разрушения материала K_{1c} в момент достижения трещиной критического размера. Такой вид разрушения можно отнести к *квазивязкому*.

Таким образом, идентификация изломов на основе взаимосвязи деформации и разрушения позволяет выделить следующие виды изломов: вязкий, хрупкий, квазивязкий, квазихрупкий.

Анализ современных достижений в области микро и макрофрактографии изломов при различных видах напряжения [215–217] позволил Ивановой В. С. обобщать результаты исследований И. А. Одингга, Я. Б. Фридмана и др. и дать классификацию изломов с указанием специфических фрактографических признаков на стадиях стабильного (СРТ) и нестабильного роста трещины (НРТ), рис. 3.34–3.36.

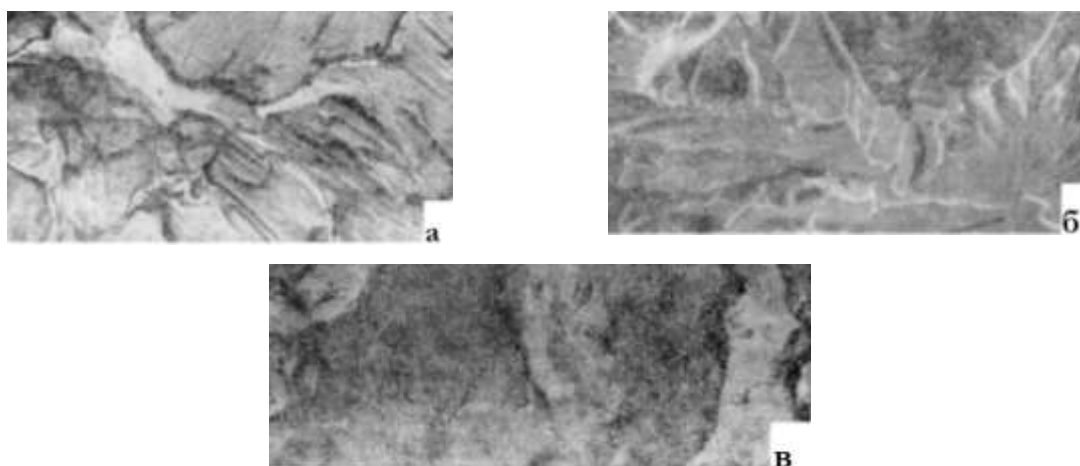


Рис. 3.34. Хрупкое стекловидное разрушение стали 45 (а); хрупкое разрушение сколом стали 17ХГ2САФР (б); хрупкое межзеренное разрушение стали 45 (в). В. А. Кобзев

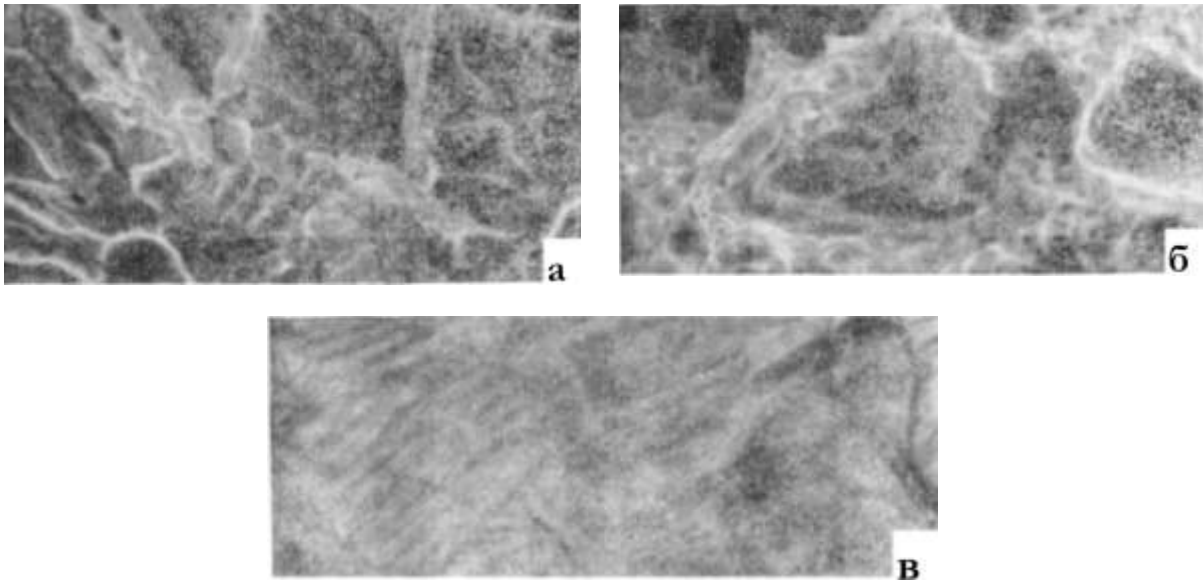


Рис. 3.35. Виды вязкого и квазихрупкого разрушения на стадии стабильного роста трещины:
a – квазихрупкое разрушение стали 17ХГ2САФР, $\times 1500$; *б* – вязкое разрушение стали 17ХГ2САФР, $\times 1500$; *в* – вязкое усталостное разрушение стали 17ХГ2САФР, углеродная реплика. В. А. Кобзев

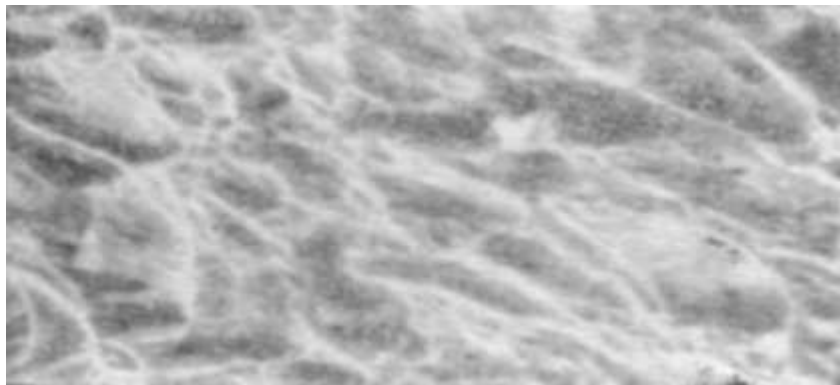


Рис. 3.36. Фрактография излома в зоне долома. Техническое железо, $\times 1000$.
 Е. Г. Смирнов

3.5.2. Образование микротрещин

В. М. Финкель [218] утверждает, что все без исключения микромеханизмы трещинообразования носят дислокационный характер, он так же предполагает безусловное развитие пластической деформации.

В. С. Иванова [211] предполагает, что образование микротрещин является механизмом релаксации локальных напряжений в тех условиях, когда релаксация напряжений, связанная с пластической деформацией, невозможна.

В. И. Владимиров [219] различает три основных вида трещин:

1. Пора, представляющая собой некоторый объем, ограниченный свободными поверхностями с отношением

$$V_1/C \approx V_2/C,$$

где C – длина поры (рис. 3.37-3.38).

2. Упругая трещина, представляющая собой разрез тела конечной длины вдоль какой-либо плоскости (рис. 3.37) с соотношением

$$V_1/C \approx V_2/C < 1,$$

где C – длина трещины.

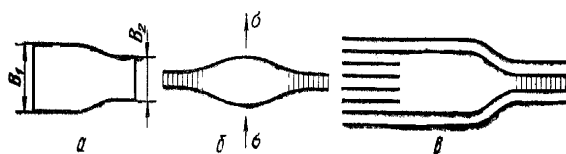


Рис. 3.37. Схема основных форм трещины:

a – пора; b – упругая трещина; c – дислокационная трещина

3. Дислокационная трещина, представляющая собой один из возможных видов ядра дислокаций с большим вектором Бюргера (рис. 3.38) $V = V_1 - V_2$.

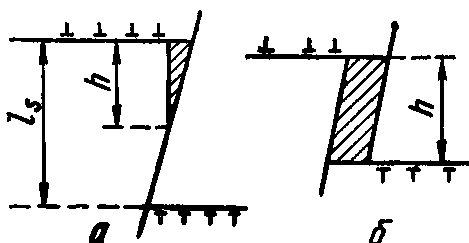


Рис. 3.38. Дислокационная трещина (a) и пора (b). В. И. Владимиров, А. Н. Орлов

В реальных технических материалах, содержащих хрупкие включения, зарождение трещин может быть связано с растрескиванием хрупкой фазы.

Б. Л. Авербах [220] рассматривает процесс образования микротрещин в материале, не имеющем трещин. Автор рассматривает разрушения с точки зрения предположения, что разрушению всегда предшествует локальное пластическое течение, и что в результате этого течения возникает основная доля concentra-

ции напряжений, необходимой как для образования, так и для распространения трещины. Локальное пластическое течение (скольжение или двойникование) автор наблюдал в окрестности поверхностей разрушения в каждом исследованном материале с металлическими, ковалентными или ионными связями.

Область чистого пластического течения во всем образце может быть мала, она сосредоточена в непосредственной близости к трещине, но она всегда есть.

Принимается так же, что тот же самый механизм преобладает при развитии существующей трещины.

Б. Л. Авербах [220] рассматривает поликристаллический материал и отдельное зерно, которое подвергается действию напряжений сдвига. Течение происходит скольжением или образованием двойников. Образование двойников происходит в областях игловидной или дискообразной формы, в которых действует значительное напряжение сдвига.

Скольжение – так же прерывистый процесс. Для удобства изложения авторы объединяют двойники и полости скольжения в категорию полос течения, но каждое из этих явлений будет в дальнейшем рассматриваться отдельно. Схемы образования полосы течения приведены на рис. 3.39.

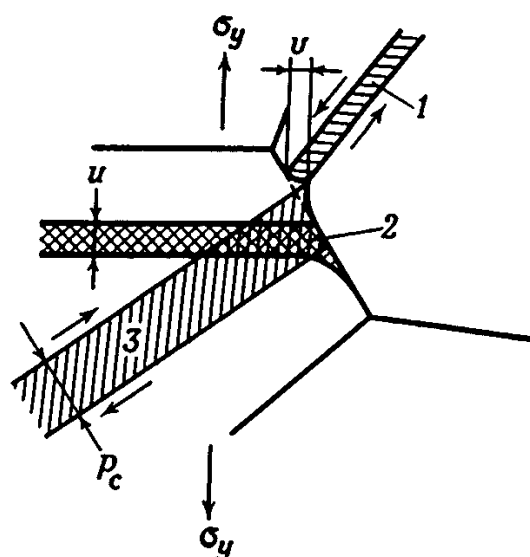


Рис. 3.39. Образование микротрещины у критической полосы течения:
 1 – разгружающая полоса в соседнем зерне; 2 – микротрещина;
 3 – критическая полоса течения

В работах [221, 222] показаны многочисленные примеры образования микротрещин в железе путем блокирования полос скольжения или двойников.

Поскольку скольжение в поперечном направлении затруднено, основными путями снятия локальной концентрации напряжений в вершине полосы течения могут являться, либо скольжение, либо образование микротрещин.

Проникновение последующих полос течения в уже имеющиеся полосы скольжения или двойникования затруднено, поэтому результирующие перемещения в вершине полосы воспринимаются следующим зерном или возникающей трещиной (рис. 3.40).

Зачастую соседнее зерно не ориентировано в наиболее удобном направлении для легкого скольжения при данном напряжении, поэтому принимается, что отрыв происходит преимущественно в тех зернах, которые имеют систему скольжения или двойникования близкую к направлению максимального напряжения сдвига, а плоскость отрыва близкую к нормальной по отношению к направлению растяжения.

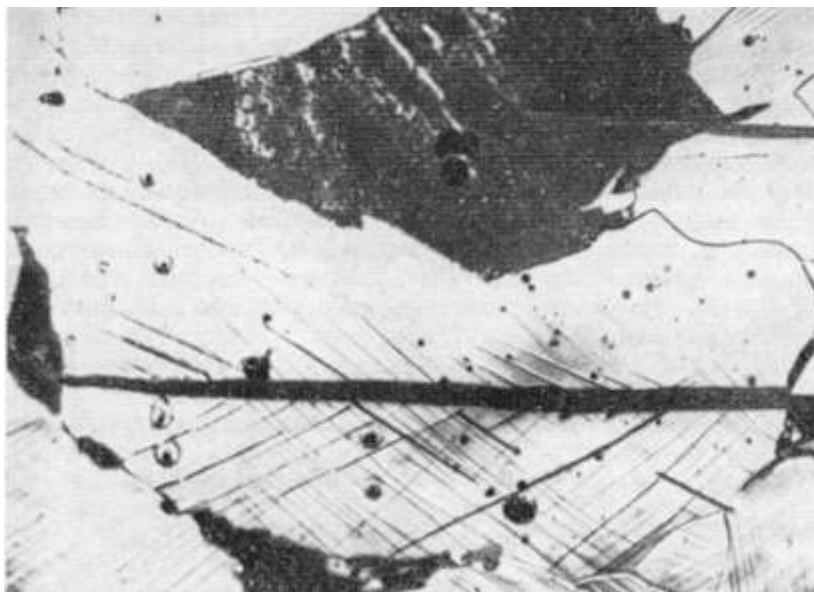


Рис. 3.40. Микротрещина в малоуглеродистой стали, деформированной до 3,8% при -150°C , $\times 350$

Предел текучести σ_{τ} авторы [221, 222] определяют как функцию диаметра зерна d

$$\sigma_{\tau} = \sigma_0 + kd^{-1/2},$$

где σ_τ – начальный предел текучести, σ_0 – напряжение трения, k – коэффициент, связанный с размером зерна. Отдельные значения k были определены в работе [223].

Коэффициент концентрации напряжений q впереди полосы течения пропорционален числу скоплений в полосе, следовательно концентрация напряжений пропорциональна ширине полосы.

По аналогии с теорией дислокаций Б. Л. Авербах [223] принимает, что растягивающее напряжение в вершине полосы течения равно

$$\sigma = q(\sigma_\tau - \sigma_0).$$

При критическом напряжении необходимом для отрыва

$$\sigma_f = q_c(\sigma_\tau - \sigma_0),$$

где q_c – критическая концентрация напряжений, необходимая для достижения теоретического разрушающего напряжения σ_f .

Для критической ширины получено выражение

$$P_c = (b/k)(Egd/b_0),$$

где $P_c = qd_0$, b – вектор Бюргера, b_0 – диаметр атома, g – работа отрыва параллельных плоскостей, E – модуль упругости.

По полученной формуле проводили расчеты для железа с различной величиной зерна и вычислили значения критических полос течения. Установлено, что более крупному зерну соответствует и более широкие полосы течения. Основная особенность рассмотренного механизма состоит в том, что для того, чтобы вызвать разрушение, необходимо блокировать полосу течения и предотвратить рассасывание результирующей концентрации напряжений.

При таком подходе разрушающее напряжение точно не определяется, однако понятно, что разрушение возникает при напряжении течения, требуемом для обеспечения критической ширины полосы течения.

Предел текучести и разрушающее напряжение примерно равны при температуре перехода от хрупкого к пластическому состоянию, и, следовательно, изучение текучести при температу-

ре перехода, дает удобный способ определения критического напряжения текучести.

Известен еще ряд моделей зарождения микротрещин. Наиболее признаны из них и неоднократно классифицировались, например, Владимировым В. И. [224], Финкелем В. М. [218], Б. И. Смирновым и В. А. Ярошевичем [225], В. С. Ивановой [226, 227], В. И. Трефиловым и др. приведены на рис. 3.41.

Модель Зингера-Стро связана с образованием плоского скопления дислокаций у препятствия и слияния их у головы скопления (рис. 3.41) согласно этой модели необходимо наличие прочных препятствий.

Согласно модели Коттрелла (рис. 3.41) скопление дислокаций может происходить и в отсутствие физического барьера – при пересечении активных плоскостей скольжения.

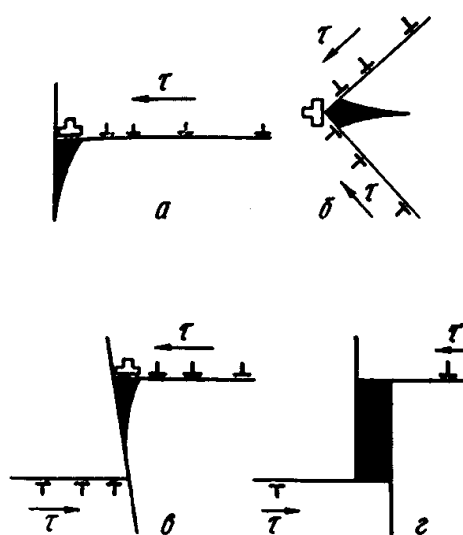


Рис. 3.41. Дислокационные модели зарождения микротрещин: *a* – модель Зинера-Стро; *б* – модель Коттрелла; *в* – зарождение; *г* – затупление микротрещины в модели встречных скоплений

Более сложные схемы зарождения трещины и их затупления рассмотрены В. И. Владимировым [224] при наличии нескольких скоплений дислокаций, расположенных в параллельных плоскостях скольжения.

Авторы [226] на примере зарождения трещин путем объединения двух головных дислокаций в плоском скоплении (рис. 3.41) проанализировали роль тепловых флуктуаций и сделали вывод о том, что в различных дислокационных структурах, содержащих

скопления дислокаций, вполне вероятно термофлуктуационное зарождение трещин.

В соответствии с концепцией А. В. Степанова [228] скол также должен контролироваться пластической деформацией, т.е. зарождение трещины критической длины, инициирующей скол, должно быть термически активирующим процессом [229, 230].

Эксперименты, проведенные В. М. Пластининым и В. А. Ермишкиным [230, 231] показали, что скорость разрушения сколом контролируется процессом с $U_0 = U_0^\sigma$, т.е. разрывом межатомных связей.

Наличие связи между KQ и U_D позволяет выявить спектр пороговых значений KQ , отвечающих переходу к сколу при различной степени стеснения пластической деформации в момент достижения максимальной нагрузки на образец, где KQ – пороговое значение коэффициента интенсивности напряжения, U_D – эффективная энергия движения дислокаций.

Какой же механизм образования микротрещин является предпочтительным в случае реальных поликристаллических материалов. Авторы [232] определяли количество микротрещин, вызванных одним из приведенных ниже механизмов:

1. блокировкой полос скольжения барьерами типа дисперсионных включений и границ зерен, либо другими полосами скольжения;
2. пересечением механических двойников;
3. растрескивание хрупкой второй фазы.

Установлено [232], что максимальное число микротрещин образуется на участке деформационного упрочнения при температуре ниже перехода вязкость – хрупкость.

По мнению В. М. Финкеля [218] основным механизмом можно считать механизм образования микротрещин в карбидных частицах, действующих в ферритной матрице, как мощные концентраторы напряжений, способные создавать зародыши разрушения уже при деформации 1%. Более 90% микротрещин возникло по этой причине.

3.5.3. Докритическое подрастание трещин

В экспериментальном отношении докритический рост трещин, по-видимому, наиболее прост для регистрации (по сравнению с зарождением и лавинным ростом), поэтому учеными многих стран выполнено довольно большое количество работ по этому вопросу.

Принято, что образование микротрещин размером 10^{-7} есть элементарный акт процесса разрушения [224]. Дальнейшее поведение микротрещин такого размера в значительной степени зависит от характера дислокационной структуры, определяющей механизм роста трещин.

Микроскопические трещины, возникающие при пластической деформации, изучали В. А. Павлов [233], В. С. Куксенко, А. И. Слуцкер и А. А. Ястребинский с применением малоуглового рассеяния рентгеновских лучей, кроме того выполнено много прямых и косвенных электронно-микроскопических исследований [234–238].

Стокс, Ли и др. предполагают, что зарождение хрупкого разрушения связано с развитием микротрещин, которое происходит анизотропно вдоль кристаллографического направления [100], перпендикулярно вектору Бюргера активной системы скольжения.

Скорость микротрещин определяется в основном ориентацией поверхности, содержащей микротрещины. Некоторые потенциально возможные дислокационные механизмы подрастания трещин приведены на рис. 3.42.

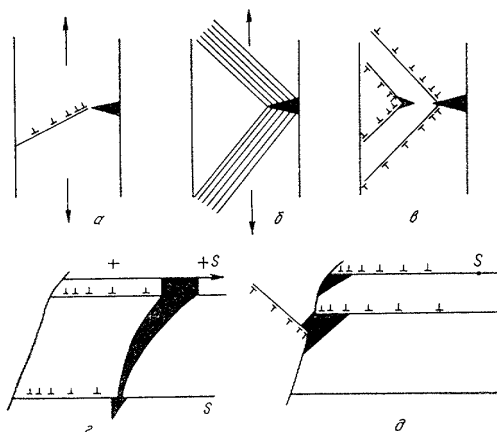


Рис. 3.42. Механизм докритического подрастания микротрещин

В соответствии с механизмом Орована (рис. 3.42, *a*) при одноосном растяжении кристалла, существовавшая ранее малая трещина, не способная к самостоятельному росту, инициируется приближающейся полосой скольжения.

Когда расстояние между полосой и трещиной станет достаточно малым, возникает скол.

При большом числе близкорасположенных полос скольжения трещина будет удлиняться, пока не достигнет размеров, удовлетворяющих условию Гриффитса.

Модель Паркера (рис. 3.42, *б*) предполагает встречу двух пачек скольжения в окрестностях поверхностей трещины. Третий механизм (рис. 3.42, *в*) предполагает возможным слияние трещины, генерируемой по механизму Котрелла, с поверхностной трещиной.

А. И. Орлов [240] предложил механизм подрастания микротрещин, при котором подготовка материала к разрушению и пластическое течение происходит одновременно, где серия полос скольжения заблокирована границей, либо каким-то барьером (рис. 3.42, *г*). Источник дислокаций, питающий полосу скольжения, заперт обратными напряжениями от скопления дислокаций.

Четвертый механизм (рис. 3.42, *д*) несколько сложнее, здесь трещина питается дислокациями с плоскостей скольжения соседних зерен, так как дислокации могут иметь разные знаки, то напряжения в вершине трещины определяются не полным числом поглощенных дислокаций одного знака, что должно вести к дислокационной скачкообразности и к образованию пустот вдоль границы.

В работах [241–245] при исследовании кремнистого железа с помощью электронномикроскопического исследования удалось установить на расстоянии в 1 мкм перед трещиной существование значительной пластической деформации, приводящей к образованию небольшой микротрещины перед основной. Последующее их объединение ведет к образованию и развитию магистральной трещины.

Тетельман предложил схему подрастания докритической трещины (рис. 3.43). В рамках чисто упругой задачи, когда удовлетворяется условие Гриффитса, обеспечивается хрупкий разрыв материала по прямой (рис. 3.43, *a*). На второй стадии (рис. 3.43, *б*)

происходит развитие сдвиговых явлений в вершине и перед трещиной по механизму, подобному модели Паркера (рис. 3.42, б).

Концентрации энергии деформации может быть достаточно для образования микросдвига перед остановившейся трещиной с образованием микротрещины (рис. 3.43.в).

И, наконец, при одновременном расширении и притуплении остановившейся трещины происходит слияние основной и вторичной, и при увеличении радиуса кривизны вершины – последующее общее разрушение (рис. 3.43.г).

На локальное напряженное состояние у вершины распространяющейся трещины влияет эволюция дислокационной структуры, связанная непосредственным образом с исходной структурой материала и условиями нагружения (уровнем напряжений, температурой, геометрией, характером приложения нагрузки и т.д.). В случае знакопеременных нагрузок при определенных амплитудах напряжения реализуются условия, отвечающие условиям плоской деформации (размер зоны пластической деформации пренебрежимо мал по сравнению с длиной трещины).

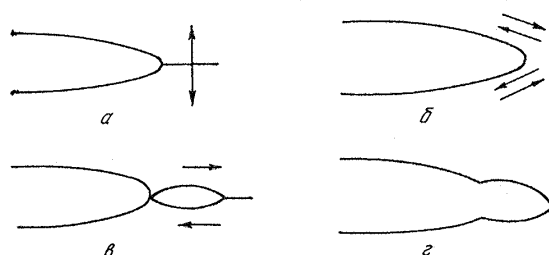


Рис. 3.43. Схема докритического подрастания микротрещин по Тетельману

При этом впереди распространяющейся трещины формируется вторичная ячеистая структура на фоне первичной, образованной еще в инкубационный период усталости (еще до возникновения трещины).

Авторы [211] предполагают, что при наличии такой структуры облегчается формирование плоских скоплений в пересекающихся системах скольжения за счет дислокаций, испускаемых субграницами вторичной ячеистой структуры, тогда вполне вероятен скачкообразный рост трещин путем зарождения дислокационной трещины впереди усталостной (рис. 3.44).

Иванова И. С. и др. [226] предполагают хрупкий разрыв перемычки C в момент скачка дислокационной трещины d навстречу магистральной.

Иванова В. С. [246] считает, что этим механизмом можно объяснить образование прерывистых бороздок в зоне стабильного роста усталостной трещины.

В. М. Финкель [218] утверждает, что критическая деформация опережает развитие трещин.

При исследовании трансформаторной стали установлено, что разрушению предшествует локализованная деформация перед трещиной, при которой происходит сдвиг по плоскостям скольжения, сдвиг и разворот зерен на границах, изгиб зерен и создание различных участков с отличной от матричной ориентировкой.

В случае реальных технических металлов и сплавов на механизм роста микродефектов в значительной степени влияют и чистота металла, и его микроструктура, а также и особенности скольжения, связанные с кристаллической структурой и величиной энергии дефекта упаковки [247].

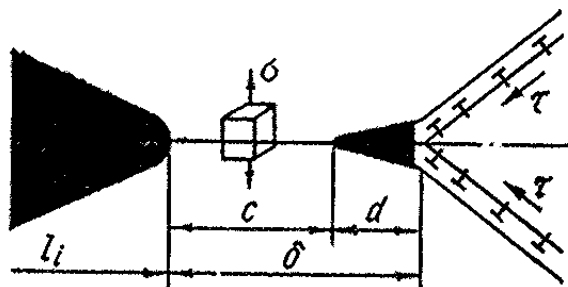


Рис. 3.44. Механизм образования усталостных прерывистых бороздок при росте усталостной трещины

В работе [248] сделана попытка учесть влияние структуры материала на рост вязких трещин применительно к материалам с крупными структурными неоднородностями.

Авторами установлены аналитические зависимости скорости термоактивированного роста для случаев:

1. фронт микротрещины прогибается в промежутках между включениями;

2. включения разрушаются на некотором расстоянии от вершины макротрещины (характерно для малоциклового усталости).

Схема механизмов разрушения качественно объясняет уменьшение эффективной поверхностной энергии разрушения с увеличением длины трещины. Следовательно, торможение или ускорение развития трещины зависит от характера взаимодействия фронта трещины со структурными несовершенствами (границами зерен, включениями, двойниковыми прослойками и др.).

В работе [249] изучалось зарождение и распространение трещин в закаленных сталях. Первые трещины появляются как в феррите и бейните после протекания в них локализованной пластической деформации, так и в карбидной сетке.

Авторы [250] определили, что первые трещины зарождаются в динамически разрушаемой малоуглеродистой стали в перлитных колониях и по границам зерен. Лорич [269] привел пример образования трещины на межзеренной границе с дальнейшим ее развитием по стыку двух зерен и выяснил иницилирующее влияние сульфидов и нитрида алюминия.

В работе [252] исследовали углеродистые доэвтектоидные и заэвтектоидные стали с крупнопластинчатым перлитом. При растяжении надрезанных образцов пластической деформации подвергаются прежде всего ферритные зерна.

Эта избирательность проявляется наиболее интенсивно вблизи ложа трещины. Запаздывание деформации перлитных зерен по сравнению с ферритными ранее отмечалось в работе [253].

Неоднородность деформаций приводит к тому, что трещина в первые моменты своего роста стремится распространяться по ферриту или по межфазной границе, или по границе ферритного и перлитного зерен (рис. 3.40).

По этим границам обычно происходит разворот зерен при деформации.

В заэвтектоидной стали (рис. 3.45, 3.46) трещина преимущественно движется по цементуемой сетке, но пересекает и перлитные зерна. С повышением скорости трещина, в большей степени может развиваться по перлитным зернам.

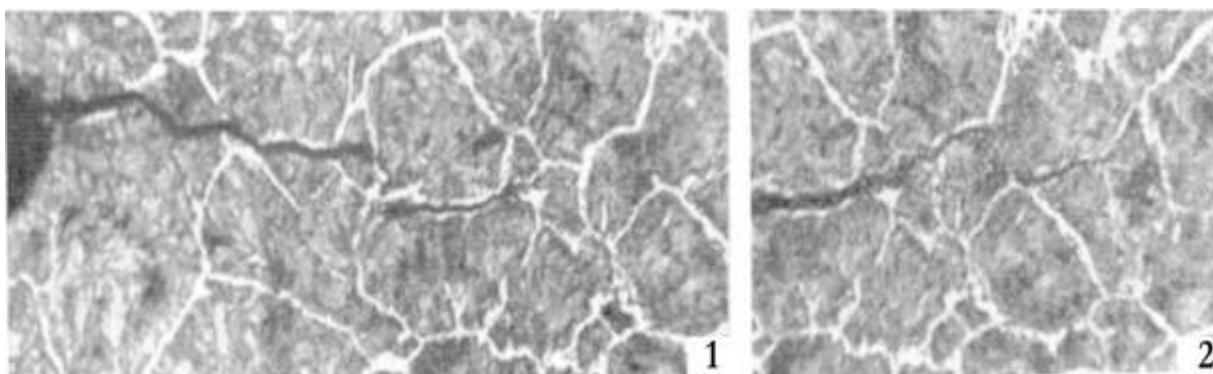


Рис. 3.45. Рост трещины в заэвтектоидной стали, $\times 120$.

Время от начала нагружения:

1 – 5 сек; 2 – 148 сек

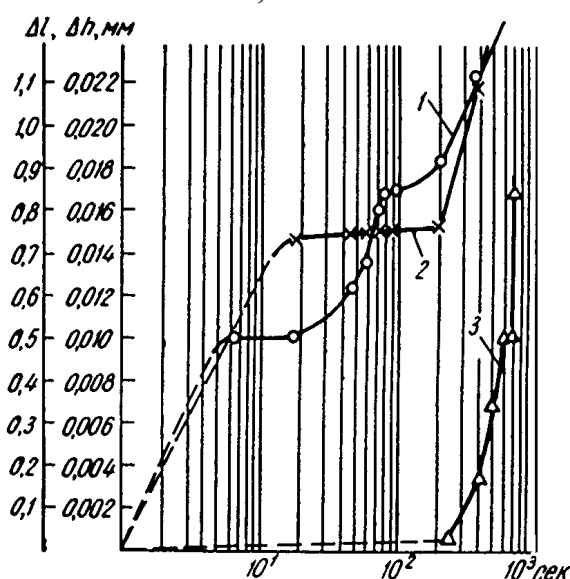


Рис. 3.46. Рост трещин в заэвтектоидной стали со временем:

1 – уширение; 2 – удлинение при напряжении 450 МН/м^2 ; 3 – уширение при напряжении 340 МН/м^2

Зона пластической деформации в заэвтектоидных сталях значительно меньше, чем в доэвтектоидных. Тем не менее, пластическая деформация наблюдается даже при развитии трещин по цементируемой сетке.

3.5.4. Образование макроскопических трещин

Наличие микротрещины размером с диаметр одного зерна еще не достаточное условие для полного разрушения. Б. Л. Авербах [223] исследовал образцы железа с наличием более 1 % треснувших зерен, течение в них продолжалось обычным образом

при увеличении напряжений. Каждая микротрещина затуплялась и вокруг нее возникало пластическое течение, а результирующие локальные концентрации напряжений – пренебрежительно малы.

Для развития разрушения необходимо, чтобы микротрещина распространилась сквозь окружающие ее зерна и разделила образец на две части, либо встретит другие растущие трещины, которые начали расти с подобных же зарождений микротрещин.

Автор рассматривает два случая:

1. По всему поперечному сечению элемента конструкции действуют напряжения, равные пределу текучести. Предполагается, что каждое зерно, имеющее активную систему скольжения, параллельную направлению максимального сдвигового напряжения (под $< 45^\circ$ к направлению растяжения) подвергается локальному течению. При наличии в данном зерне или соседнем плоскости скола нормальной к направлению растяжения, то существуют благоприятные условия для образования микротрещины.

2. Рассматриваем макроскопическую трещину, распространяющуюся в пластине. Впереди такой трещины также существует область пластического течения, и здесь также предполагается, что в каждом благоприятно ориентированном зерне будет образовываться микротрещина.

Предполагается, что микротрещины в зоне пластического течения растут и развиваются назад и сливаются с основной трещиной. Основная трещина растет дискретными шагами. Ван Дист [223] с помощью скоростной фотографии наблюдал этот процесс.

Авторы [220–226] считают, что размер пластической области впереди трещины является критическим параметром при определении перехода между хрупким (плоская деформация) и пластичным (плоское напряженное состояние) разрушением.

Ряд исследований подтверждает, что плоская деформация имеет место, когда размер пластической зоны меньше, чем толщина пластины, а переход к общему течению происходит, когда размер пластической зоны превышает толщину трещины.

Можно рассмотреть два подхода:

1. Специалист может вычислить максимальный размер трещины, допустимом при заданном расчетном напряжении.

2. Специалист, по определенному методу неразрушающего контроля, максимальному размеру границы зерна (и т.д.) вычисляет максимальное допустимое напряжение.

Оба способа использовались для расчета различных конструкций.

Радиус пластической зоны у вершины трещины определяли Макклиток и Халт [254] в условиях плоского напряженного состояния.

Если размер пластической зоны значительно меньше, чем толщина образца и выполняются четко условия плоской деформации, то энергия, необходимая для хрупкого разрушения не зависит от размера образца и от температуры испытания [255]. Для вычисления минимальной энергии разрушения использовали микроскопические представления, изложенные ранее.

Вессель и другие авторы [256] определили истинную энергию разрушения для многих материалов (для мартенситостареющих сталей, хромоникелиевых, титановых, бериллиевых, алюминиевых сплавов). Однако ими отмечено, что пластическая зона при более низкой температуре -190°C была намного меньше, чем при температуре -18°C , что необходимо учитывать при расчетах.

Микроскопический расчет начинается с предположения о том, что каждое благоприятно ориентированное зерно для образования критической полосы течения шириной P_c , порождает микротрещину. Макроскопическая модель схематично показана на рис. 3.39 и 3.47.

В материале с О.Ц.К. решеткой для растрескивания необходимо, чтобы плоскость течения или двойникования была параллельна максимальному напряжению сдвига. При этом максимальное нормальное растягивающее напряжение перпендикулярно плоскости отрыва в том же зерне (рис. 3.39) или в соседнем (рис. 3.47), где и образуется микротрещина.

Одна из возможностей зарождения трещин показанная на рис. 3.47. Она состоит в том, что плоскость скольжения в критическом зерне будет изгибаться вследствие локальных искажений, возникающих при блокировке полосы течения, что приводит к отрыву вдоль критической полосы течения.

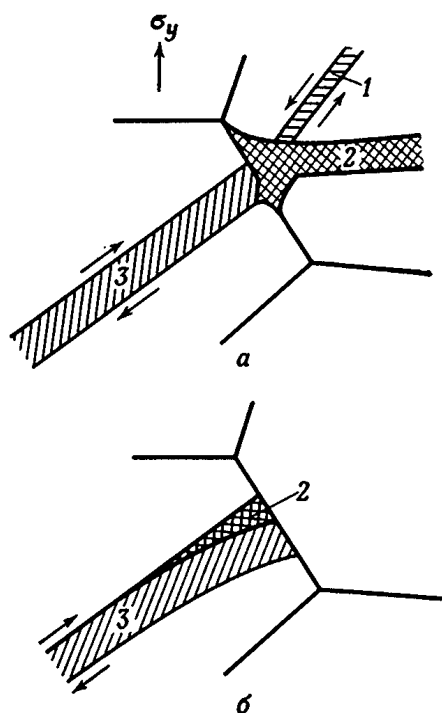


Рис. 3.47. Растрескивание и течение в соседнем зерне как результат наличия критической полосы течения (а) и растрескивание вдоль полосы течения как результат изгиба (б):

1 – вторичная полоса течения; 2 – микротрещина;
3 – критическая полоса течения

При рассмотрении совокупность зерен, благоприятно ориентированных для образования критических полос скольжения, использовали направление действия максимального нормального напряжения в качестве направления отсчета.

После проведения элементарного расчета [220] получили вероятность возникновения микротрещин равной ($W = 10^{-4}$), т.е. микротрещину имеет одно зерно из 10 000. Результаты расчетов подтверждены экспериментально [221].

Из рис. 3.47 видно, что сдвиг в направлении скольжения вызывает смещение вдоль направления действия нормальных напряжений. Точная величина перемещения плоскости отрыва будет зависеть от относительного угла наклона плоскости скольжения, можно считать, что получившаяся микротрещина имеет раскрытие и длину в один диаметр зерна d .

Локальное напряжение, связанное с образованием микротрещины снижается благодаря появлению полосы течения в соседнем зерне. Вторичная полоса течения первоначально не может

быть такой же большой, как и первая, поскольку часть указанного перемещения пошла на раскрытие трещины, другая часть на боковое перемещение.

Данное значение энергии разрушения с физической точки зрения соответствует типичному пределу энергии разрушения, так как оно соответствует механизму распространения, связанному с текучестью при распространении разрушения только на одно зерно.

Авторы [220] оценивали критическое напряжение, при котором происходит разрушение и доказали экспериментально на большом ряде материалов (стали, сплавы, железо), подтвердившие результаты расчетов.

Во всех случаях при расчетах выбирали $W = 10^{-4}$ см и $d = 10^{-3}$ см и если приложенное напряжение больше чем расчетное, то имеется явная опасность хрупкого разрушения.

Авербах Б. Л. [220] установил, что минимальное значение энергии, необходимой для распространения макротрещины, составляет примерно $2 \cdot 10^6$ дин/см для материалов в которых действуют металлические, ковалентные и ионные межатомные силы.

В работе сделаны два основных предположения:

1. Разрушению всегда предшествует некоторое локальное пластическое течение.

2. Наименьшая пластическая зона имеет размер порядка одного зерна.

Второе предположение устанавливает нижний предел деформированной области для хрупкого развития разрушения, что дает возможность определить минимальное значение поверхностной энергии разрушения для любого материала.

3.5.5. Вязкость разрушения и развитие трещин в различных условиях

Как ранее было отмечено реальные конструкционные материалы имеют в своей структуре различные дефекты от микроскопических нарушений сплошности до макроскопических трещин. Дефекты типа трещин являются концентраторами напряжений, и они тем больше, чем острее вершина трещины. Номинальные напряжения в вершине эллиптической трещины (рис. 3.48) опреде-

ляются по формуле $\sigma_H = \sigma_{cp}(1 + 2\sqrt{c/\rho})$, где σ_{cp} среднее приложенное напряжение c – длина большой полуоси эллипса трещины, ρ – радиус в вершине трещины. Следовательно, коэффициент концентрации напряжений $k = 2\sqrt{c/\rho}$.

Для оценки возможности развития трещины необходимо провести анализ напряженного состояния вблизи вершины трещины. Гриффитс рассмотрел концентрацию упругой энергии в области ослабленной трещиной, учел внутренние силы сопротивления распространению трещины, силы поверхностного натяжения и получил условие распространения трещины.

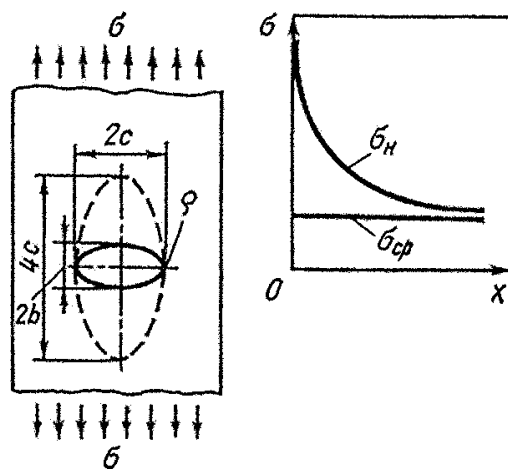


Рис. 3.48. Распределение напряжений у вершины эллиптической трещины

По Гриффитсу критическое разрушающее напряжение определяется из соотношений:

$$\sigma = c\eta\sqrt{2E\gamma/(1-\nu^2)},$$

для условий плоской деформации;

$$\sigma = c\sqrt{2E\gamma/\pi},$$

для плосконапряженного состояния, где ν – коэффициент Пуассона, γ – показатель концентрации напряжений. Для каждого материала, характеризуемого ν , γ , E .

И для каждого приложенного напряжения существует своя критическая длина трещины.

На уравнениях Гриффитса основана вся современная механика разрушения. Ирвин [257] и Орован [258] развили данное направление, в их работах была развита концепция квазихрупкого разрушения. Для уравнений Гриффитса принято ряд допущений:

1) уравнение описывает поведение только хрупких материалов и в уравнение входит лишь поверхностная энергия материала;

2) уравнение выведено для бесконечной пластины единичной толщины;

3) уравнение дает лишь пороговое значение напряжения начала нестабильного развития трещины и не дает информации о последующем развитии разрушения;

4) разрушение трактуется чисто с геометрических позиций и в упругой области;

5) плоскость трещины перпендикулярна растягивающим напряжениям, приложенным на бесконечности.

Ирвин ввел в механику квазихрупкого разрушения новый параметр – коэффициент интенсивности напряжений. Преимуществом этого параметра является возможность его экспериментального определения и использования в прочностных расчетах.

Ирвин рассмотрел переход от состояния стабильности материала с трещиной под действием приложенной нагрузки к катастрофическому разрушению и сопоставил энергетический и силовой критерии, он доказал равноценность энергетического и силового подходов.

При плоском напряженном состоянии:

$$G = (\pi c \sigma^2) / E,$$

где c – полудлина трещины; σ – среднее приложенное напряжение; E – модуль нормальной упругости.

При плоском деформированном состоянии

$$G = (1 - \nu^2)(\pi c \sigma^2) / E,$$

По Ирвину параметр G – определяет сопротивление движению трещин. Предложенный критерий связывает размер дефекта и приложенное напряжение. Самопроизвольное разрушение происходит в том случае, когда G достигнет G_c , характеризующее критич-

ческое сопротивление движению трещины. Критерием разрушения является $G > G_c$. При сопоставлении найденного значения.

G и критического напряжения, определенного по формуле Гриффитса видно, что они имеют одинаковый вид и что $G_c = 2\gamma$. Следовательно, обе концепции приводят к одинаковым результатам, несмотря на различные исходные предпосылки. По Ирвину коэффициент интенсивности напряжений – k является математической интерпретацией критерия G . Важно уяснить, что k – коэффициент характеризующий интенсивность поля напряжений перед трещиной (его можно сравнить, в некотором приближении, с напряженностью электромагнитного поля).

$$G = k^2 / E, \quad k^2 = GE, \quad k = \sqrt{GE} = \sigma\sqrt{c\pi},$$

где σ – среднее приложенное напряжение; c – полудлина трещины. Отсюда k – имеет размерность МПа/м^{1/2}.

Неустойчивость трещины выявляется при достижении коэффициентом k величины критического коэффициента интенсивности напряжений k_c и он обычно называется вязкостью разрушения. Критерий k_c связывает величину напряжений в момент разрушения и критический размер трещины.

Приняты и существуют три типа раскрытия трещины. Соответствующие им параметры интенсивности напряжений обозначаются индексами I, II, III или $k_I, k_{II}, k_{III}, G_I, G_{II}, G_{III}$. Тип I соответствует разрушению отрывом, при условии приложения растягивающих напряжений перпендикулярно к плоскостям трещины. Тип II соответствует поперечному сдвигу относительно плоскости трещины, тип III – сдвигу поверхностей трещины в стороны, когда сдвиговые напряжения параллельны фронту трещины. Основным интерес для ученых и практиков представляет первый – он встречается наиболее часто.

Как ранее было отмечено рост трещин связан с пластической деформацией, распространяющейся впереди вершины трещины. Формулы Ирвина справедливы при условии малости пластической зоны по сравнению с длиной трещины и оставшимся сечением образца. В случае плоского напряженного состояния зона пластической деформации значительно больше, чем при плоской деформации.

Воздействие упругонапряженного состояния материала ограничивает область пластической деформации. Вот поэтому в средней части достаточно толстого образца область пластической зоны мала и трещина находится в области плоской деформации.

Вдали от трещины в периферийных областях материал находится в плоском напряженном состоянии и здесь разрушение происходит по сдвиговому механизму с максимальным поглощением энергии.

Отсюда, чем толще образец, тем стесненнее деформация, тем более точным становится анализ результатов.

В зависимости от толщины образцов возможны различные виды разрушения: сдвигом, частичным сдвигом, от нормальных напряжений (рис. 3.49).

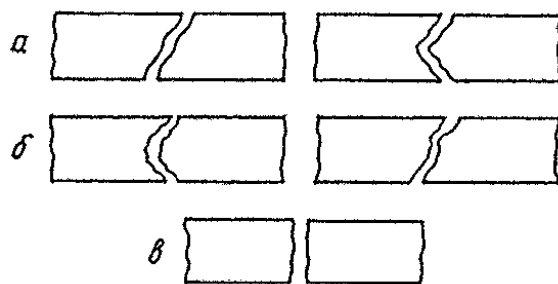


Рис. 3.49. Виды разрушения:

a – сдвигом; *b* – частичным сдвигом; *c* – от нормальных напряжений

Вязкость разрушения определяется о относительным развитием нормального и наклонного скосов (участков) разрушения. Вязкость разрушения приближается к предельному значению K_{1c} (вязкости разрушения в условиях плоской деформации) у достаточно толстых образцов с высокоразвитой поверхностью нормального разрушения. Начиная с этой толщины, образцы K_{1c} и G_{1c} практически не изменяются и являются константами материала (рис. 3.50).

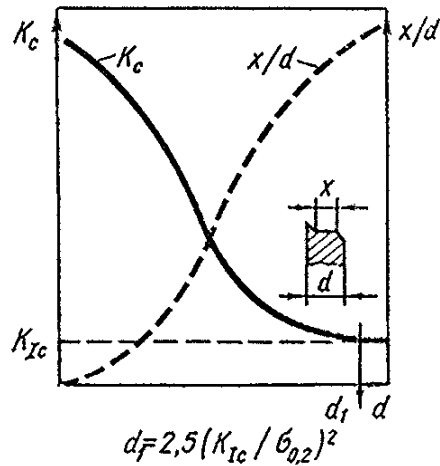


Рис. 3.50. Зависимость вязкости разрушения от толщины образца

Таким образом, k_c – критический коэффициент интенсивности напряжений при плоском напряженном состоянии и когда разрушение происходит путем прямого и косоого, либо только косоого излома. Коэффициент k_c не является константой материала и зависит от размеров образца.

Критический коэффициент интенсивности напряжений при плоской деформации не зависит от размеров образца и является константой материала. Отсюда, K_{1c} – предельная характеристика, определяемая при наиболее жестких условиях испытаний, к которой стремится k_c по мере увеличения толщины материала (образца).

С точки зрения конструктора или инженера, хрупкое разрушение можно трактовать, как разрушение, когда при приложении нагрузки имеющаяся в элементе металлоконструкции трещина начинает расти, а вязкое разрушение – когда трещина при нагружении не растет. При нагружении хрупкого материала трещина в нем начинает раскрываться, достигает какого-либо предельного критического раскрытия и затем растет с определенным ускорением.

При нагружении вязкого материала трещина начинает раскрываться, но не расти. В идеальном случае вязкого разрушения материала радиус закругления трещины (или вершины надреза) увеличивается до бесконечности. Однако при этом исходная длина трещины может при некоторых условиях даже уменьшаться при утонении образца.

3.5.6. Определение вязкости разрушения по усталостным испытаниям

Определение вязкости разрушения при статических испытаниях образцов с трещинами имеет ряд существенных недостатков:

1) трудность обеспечения условий плоской деформации и перехода к самопроизвольному развитию трещины до наступления общей макротекучности разрушающего сечения образца, особенно это важно для сталей с высокой вязкостью, что и приводит к необходимости изготовления и испытания больших образцов;

2) влияние на вязкость разрушения условий при которых была создана усталостная трещина в образце;

3) трудность фиксации момента достижения критической интенсивности напряжений в образце.

В. С. Ивановой [259] с соавторами предложен метод определения K_{1c} при циклических нагрузках, лишенный вышеуказанных недостатков. Испытания проводили при амплитудах напряжения соответствующий чистой усталости.

Вообще циклический метод нагружения является более жестким по сравнению со статическим и усталостные изломы имеют более хрупкий характер, а распространение трещин происходит в условиях плоской деформации. Критическую длину трещины можно легко определить по величине усталостного пятна на поверхности излома.

Определение вязкости разрушения основано на том факте, что независимо от способа создания условий для роста трещины при плоскодеформированном состоянии – нестабильный рост трещины начинается в момент, когда интенсивность повышения напряжений достигает критического значения K_{1c} .

Вязкость разрушения K_{1c}'' определяют по тем же формулам, которые используют для расчета критического коэффициента интенсивности при статическом нагружении. Частота циклического нагружения не оказывает существенного влияния на величину K_{1c}'' , что связано, по-видимому с тем, что величина критического коэффициента интенсивности определяется предельной скоростью распространения трещины при контролируемом разруше-

нии, которая одинакова и при однократном, и при циклическом нагружении.

Из работ [259–263] следует (рис. 3.51), что существует равенство значений вязкости разрушения, определенных при статическом нагружении и при циклическом нагружении, при этом вид, цикл и спектр нагрузки не имеют существенного значения.

Как отмечают авторы [260–263] этот метод имеет некоторые ограничения:

1) в связи со сложной формой усталостного пятна и отсутствием точных значений коэффициентов интенсивности для различных форм усталостных трещин в большинстве случаев K_{1c}^u можно определить лишь приближенно;

2) данный метод не пригоден для машин с жесткой схемой нагружения, так как при постоянной заданной деформации невозможно определить напряжения в момент долома;

3) значения K_{1c}^u при изменении величины нагрузки изменяются, следовательно для каждого класса материалов необходимо определяться с уровнем напряжений, обеспечивающим значения K_{1c}^u равным K_{1c}^u при однократном нагружении.

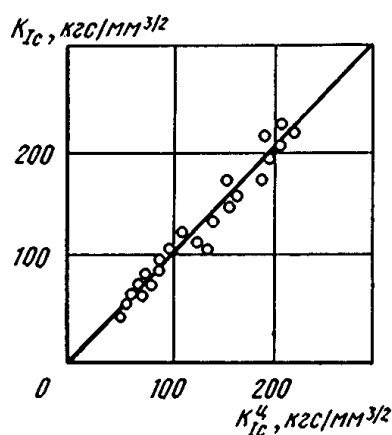


Рис. 3.51. Сопоставление значений вязкости разрушения, определенных при циклическом K_{1c}^u и статическом K_{1c}^u нагружениях для различных материалов и условий испытания

В работе [291] использовали метод многократного определения K_{1c} на одном образце и установили корреляцию между K_{1c} , найденными при статических и циклических нагружениях.

3.5.7. Закономерности развития трещин

Параметры вязкости разрушения позволяют оценить состояние материала лишь в определенный момент развития разрушения, именно при переходе его в закритическую стадию, но они не характеризуют кинетику процесса распространения трещин.

Вопросам роста трещин в моно и поликристаллах, исследованию предельных скоростей трещин, ветвлению и скачкообразному распространению трещин, переходу трещин в лавинную стадию, влияния скорости распространения трещины на структуру поверхности разрушения посвящено довольно много работ.

Среди них следует отметить исследования Финкеля В. М. [218, 225, 232, 249], где не только подробно рассмотрены механизмы зарождения и развития трещин, но и реальные возможности их торможения и остановки.

П. Г. Микляев с соавторами [265] изучали кинетику и закономерности разрушения при однократном нагружении с помощью кривых сопротивления распространению трещин, так называемых R -кривых. R -кривые представляют собой зависимость удельной характеристики сопротивления распространению трещины от ее длины.

В качестве величины R часто используют: интенсивность высвобождения энергии упругой деформации или силу движения трещины G , удельную энергию разрушения на единицу площади E/A , определенную при динамическом изгибе и др.

До настоящего времени получено очень мало сведений о R -кривых для различных материалов и о влияющих на них факторах.

Форма R -кривой данного материала показывает, в какой мере величина G зависит от длины трещины. Некоторые R -кривые [266] приведены на рис. 3.52. Кривая A характерна для идеально хрупкого материала, который имеет полностью прямой излом и здесь G_c практически постоянно.

Реальные материалы (кривая B) имеют величину G_c явно зависящую от исходной длины трещины. Кривая типа B характеризует материал, у которого первое заметное распространение трещины происходит скачком, за которым с ростом нагрузки следует дальнейшее продвижение трещины.

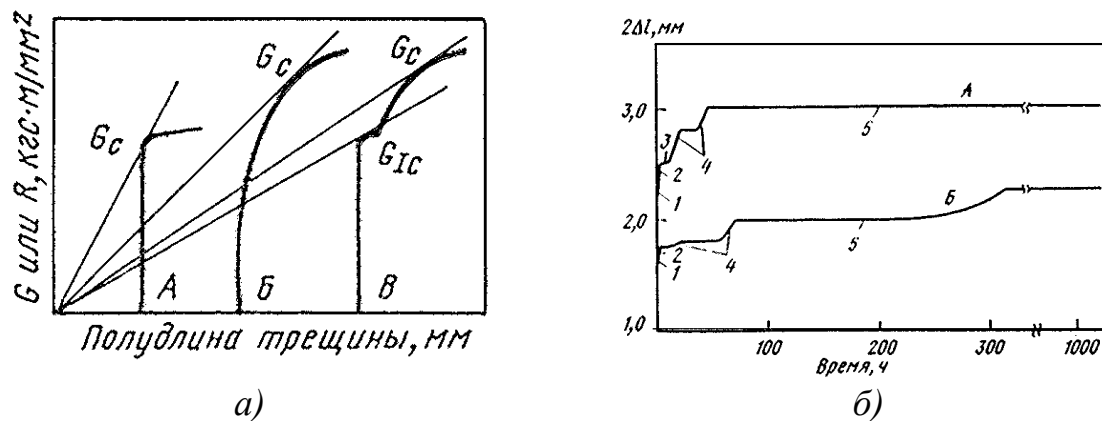


Рис. 3.52. Схема роста трещины и переход к самопроизвольному разрушению при статическом растяжении или типы R -кривых (а) и диаграммы длины трещины – время, полученные на листовых образцах толщиной 3 мм с центральной трещиной из сплава АМгб в 3,5%-ном растворе NaCl при различных уровнях постоянной нагрузки K_0 , кгс/мм^{3/2}: 1-5 – стадии роста трещины в условиях коррозии под напряжением (б)

Как отмечено в работе [267] R -кривыми удобно пользоваться в сочетании с диаграммами зависимости K_{Ic} и E^1 от предела текучести, на которые также наносят линии постоянного отношения $K_{Ic}/\sigma_{0,2}$. В американской литературе их называют диаграммами сравнительного анализа. При помощи этих диаграмм и по углу наклона R -кривых можно выбирать сплавы для надежной работы в определенных конструкциях.

Так, сплавы расположенные в области диаграммы, соответствующей R -кривым с минимальными углами наклона можно применять в относительно жестких конструкциях с невысоким уровнем запасенной энергии и с наличием незначительных дефектов.

Сплавы, располагающиеся на диаграмме в области, соответствующей R -кривым с большим углом наклона рекомендуется применять в конструкциях с высоким уровнем запасенной энергии и при этом допустимо наличие в них значительных дефектов.

3.5.8. Распространение трещин в условиях длительного статического нагружения

При нагружении образца постоянной во времени нагрузкой и при значении исходного коэффициента интенсивности напряжений K_0 меньше критического, то по истечении инкубационного периода (τ_1) трещина и коэффициент интенсивности начнут расти

и за время τ_2 достигнут критических размеров. И далее, в течении времени τ_3 произойдет окончательное разрушение.

Существует пороговое значение коэффициента K , ниже которого трещина не будет расти.

Следовательно, время до разрушения будет равно $\tau = \tau_1 + \tau_2 + \tau_3$.

Наличие указанных периодов подтверждается экспериментами при испытаниях различных материалов и обычно время почти на три порядка меньше общего времени до разрушения.

Авторы [268] на основе общих представлений теории флуктуаций показали, что скорость докритического роста трещин является функцией коэффициента интенсивности напряжений.

Наличие среды – воды, водных паров, водорода, растворов солей и других поверхностно активных веществ уменьшает пороговый коэффициент интенсивности напряжений и ускоряет рост трещин в сталях [269].

На примере титановых сплавов показано [270–273], что пороговый коэффициент интенсивности напряжений $K_{1кр}$ является параметром материала, зависящим от среды, но не зависящим от величины исходного K_0 .

В условиях коррозии под напряжением развитие трещины в общем случае характеризуется следующими стадиями [271]:

- 1) рост трещины при нагружении;
- 2) начальная переходная стадия;
- 3) инкубационный период, в течении которого трещина не растёт;
- 4) неустановившийся рост трещины;
- 5) установившийся рост трещины;
- 6) нестабильный, самопроизвольный рост трещины.

Все стадии роста трещин хорошо различимы на кривых прироста длины трещин во времени, полученных при испытании образцов с толщиной 3 мм из сплава АМг6 в 3,5% растворе NaCl при коэффициенте интенсивности напряжений равным 138 (А) и 132 кгс/мм^{3/2} (Б) (рис. 3.52) .

Авторами [273] сделан вывод, что инкубационный период и кинетика роста коррозионной трещины в неустановившейся и установившейся стадиях оказывают значительное влияние на величину порогового коэффициента интенсивности напряжений $K_{1кр}$,

определяемого как уровень K_1 , разрушение при котором не происходит или трещина не растет после выдержки в течение определенного времени, что может привести к серии различных значений $K_{1кр}$ для одного материала.

Зарождение и рост микротрещин может происходить по различным механизмам, рассмотренным ранее, а скорость докритического роста коррозионной трещины является некоторой функцией коэффициента интенсивности напряжений.

Форма этой функции различна и зависит от доминирующего механизма трещины в данной среде. Это механизмы наводороживания, электрохимическая коррозия под напряжением, химическая коррозия под напряжением, адсорбция и др. Указанные механизмы являются локальными и развиваются в вершине трещины, за исключением адсорбционного.

Влияние среды на замедленное разрушение весьма сложно, часто наблюдается смена одного механизма разрушения на другой.

Таким образом, докритический рост трещин как в условиях однократного и длительного статического нагружения, так и при циклических нагрузках и в различных средах контролируется коэффициентом интенсивности напряжений у вершины трещины.

Быстрое развитие трещины происходит только в том случае, когда коэффициент интенсивности напряжений достигнет критического уровня. Ветвление трещин приводит к уменьшению остроты в вершине трещины (в частности, у коррозионных трещин), вызывая ее притупление и замедление роста.

При рассмотрении роста усталостных трещин очень важно выделить области изменения длины трещины, в пределах которой сохраняется один и тот же микромеханизм, контролирующей скорость роста трещин, это либо механизм нормального отрыва, либо поперечного сдвига, или только механизм продольного микросдвига. Выделенные области соответствуют определенным критическим длинам трещин и в пределах этих областей энергия активации процесса, контролирующей скорость роста трещины не зависит от длины трещины и сохраняется один и тот же механизм разрушения (динаковые фрактографические признаки поверхности излома).

Экспериментальные данные [211] показывают, что диаграммы разрушения и кинетические характеристики, полученные

при циклических нагружениях зависят от многих факторов, таких как уровень напряжений, частота и асимметрия цикла, геометрия образца и др. Зависимость между скоростью роста трещин и размахом коэффициента интенсивности напряжений имеет сложный характер (кинетические диаграммы усталости) и в общем случае выделяют два наиболее характерных типа диаграмм: S-образные и сигмаидальные (рис. 3.53). Вид диаграмм зависит от исходного состояния материала и условий нагружения.

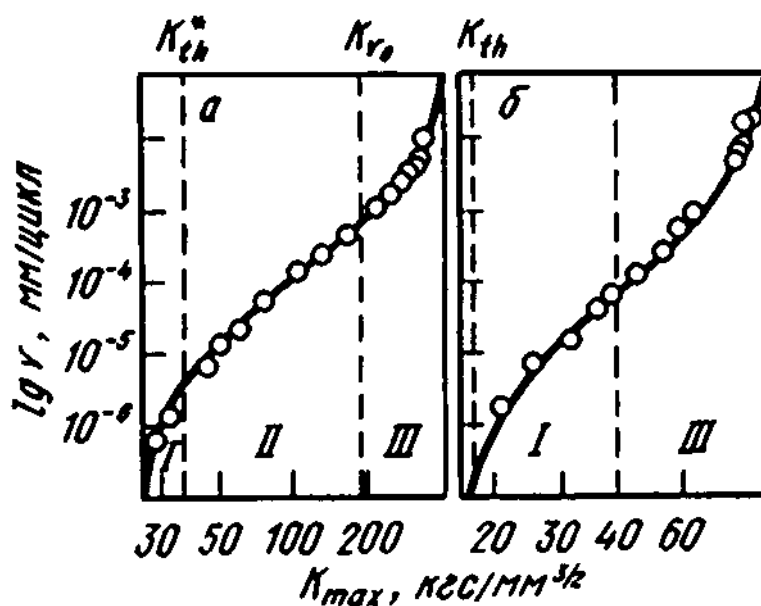


Рис. 3.53. Виды кинетических диаграмм усталостного разрушения (схема): *I* – зона роста трещины по механизму микросдвига (K_{th} – пороговое значение K для страгивания трещины); *II* – зона роста трещины по механизму микроотрыва (K_{th}^* – пороговое значение K страгивания трещины по механизму микроотрыва); *III* – зона роста трещины с реализацией сдвига и отрыва:

a – для пластичных при циклическом нагружении материалов, *б* – для хрупких при циклическом нагружении материалов (сталь 65Г в состоянии отпускной хрупкости)

В работе [265] показано, что при росте усталостной макротрещины реализуются следующие скорости роста трещин для различных стадий:

- 1) медленный рост при скоростях менее 10^{-5} мм/цикл;
- 2) стабильный рост при скоростях, изменяющихся в диапазоне 10^{-5} мм/цикл $< v < 10$ мм/цикл;

3) ускоренный или нестабильный рост трещины при скоростях больше 10 мм/цикл.

Авторы [266] сделали вывод, что начальная стадия роста усталостной трещины контролируется параметром K_{II} , отсюда скорость разрушения контролируется микросдвигом.

Данное положение подтверждено фрактографическими исследованиями [267]. Эти выводы позволяют связать различные стадии роста трещин с определенными механизмами разрушения. Однако следует иметь в виду, что микросдвиг или микроотрыв зависит от исходного состояния материала и от структурных изменений, происходящих в металле при развитии усталостной трещины.

Поэтому различают следующие типы материалов:

1) Пластичные при циклическом нагружении. Это те материалы, у которых к моменту зарождения микротрещины успевает сформироваться ячеистая структура во всем объеме металла рис. 3.54, *а*, а при росте магистральной трещины формируется вторичная ячеистая структура рис. 3.54, *б*.

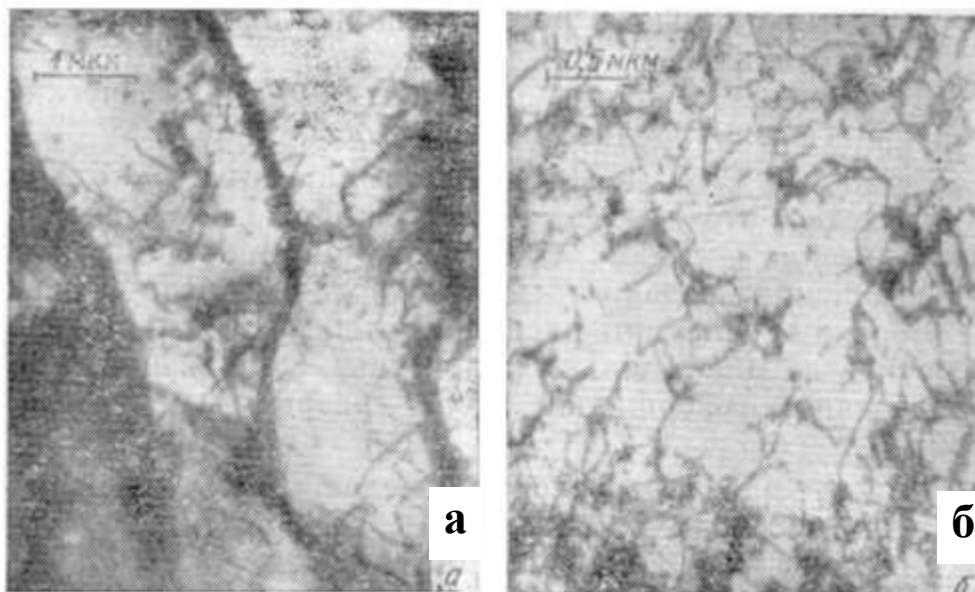


Рис. 3.54. Дислокационная структура, формирующаяся в инкубационный период усталости, в случае пластичных при циклическом нагружении материалов (В. Ф. Терентьев, И. С. Коган):
а – полосовая структура; *б* – ячеистая структура

2) Квазихрупкие при циклическом нагружении. Ячеистая структура в таких материалах формируется в инкубационный пе-

риод и только в тонком поверхностном слое [268] , а на стадии стабильного роста – только у устья трещины.

3) Хрупкие при циклическом нагружении. Ячеистая структура формируется только в отдельных зернах, примыкающих к поверхности развивающейся трещины.

Согласно В. С. Ивановой [211] для пластичных материалов при циклическом нагружении характерны следующие механизмы, контролирующие скорость роста усталостной трещины:

1) механизм микросдвига (зона 1, соответствует начальной стадии роста трещины рис. 3.55, псевдоборозчатый или сглаженный рельеф);

2) механизм микроотрыва (зона 2, соответствует стадии стабильного роста трещины, смешанный ямочно-борозчатый рельеф);

3) механизм или микросдвига или микроотрыва (зона 3, стадия ускоренного или нестабильного роста трещины). Соотношение между зонами [267] зависит от положения температуры циклического нагружения по отношению к критической температуре хрупкости.

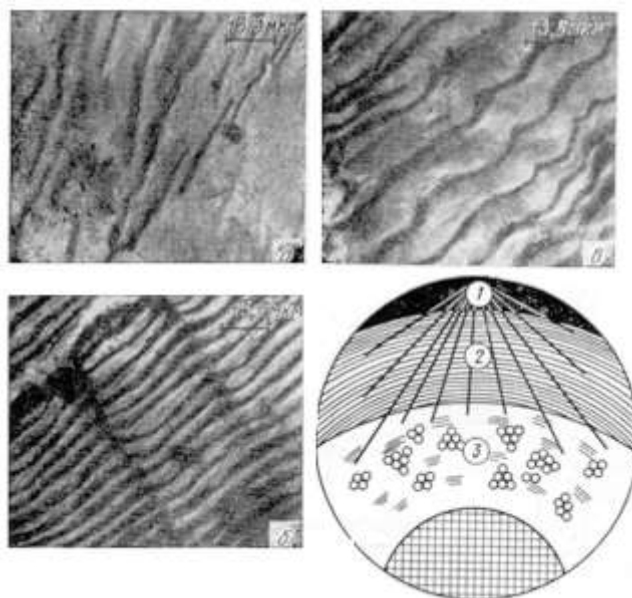


Рис. 3.55. Рельеф усталостного излома образца из пластичного при циклическом нагружении материала. Л. И. Маслов:
зона 1 – рост трещины в условиях плоской деформации по механизму микросдвига (микрофрактография а); зона 2 – рост трещины в условиях плоской деформации по механизму микроотрыва (микрофрактография б); зона 3 – зона смешанного разрушения (сдвиг+отрыв, микрофрактография в).
Область долома заштрихована

Авторы [269] сопоставили найденные закономерности формирования рельефа излома с исследованиями дислокационной структуры и связали их с морфологией исследованного рельефа, обосновали закономерность появления разных зон в изломе материала.

В. С. Иванова [211] заключила, что дислокационная структура, формирующаяся в инкубационный период развития усталости контролирует механизм роста трещины.

В том случае, когда ячеистая структура формируется только в поверхностном слое, то предельное состояние контролируется K_{IIc} .

Когда же моменту образования магистральной трещины предшествует формирование ячеистой структуры во всем деформируемом объеме, то предельное состояние может контролироваться:

1. K_{IIIc} , если возникает макроскопическая нестабильность у вершины трещины критической длины до достижения предельного состояния.

2. K_{Ic} , если предельное состояние контролируется нестабильностью разрушения по механизму отрыва.

3. K_{IIc} , если предельное состояние контролируется нестабильностью разрушения по механизму сдвига.

При усталостном разрушении реализуются различные предельные состояния при достижении K_{Ic} , K_{IIc} , K_{IIIc} . Вид кинетической диаграммы и определяет реализацию того, либо иного вида предельного состояния.

S -образные диаграммы характерны для пластичных при знакопеременных нагрузках материалов. Сигмаидальные диаграммы характерны для хрупких при циклических нагружениях материалов.

Краффт [266] впервые рассмотрел процесс роста усталостных трещин с позиций линейной механики разрушения на основе различных физических представлений.

По представлениям некоторых специалистов [211], между распространением трещины в условиях однократного нагружения и циклического при относительно небольшой частоте приложения нагрузки при отсутствии задержки пластического течения – существует определенное подобие.

Авторы имеют в виду следующее:

1) наличие пластически деформированной зоны у вершины трещины с развитой субструктурой и образование в пределах этой зоны микронесплошностей, сливающихся затем с магистральной трещиной;

2) учитываются процессы, протекающие при пересечении усталостной трещиной границ зерен и сопровождающие эти процессы взаимодействия полей напряжений растущей трещины с дислокациями и их скоплениями;

3) имеется в виду, что в обоих случаях нестабильный самопроизвольный рост трещин наступает тогда, когда энергия необходимая для развития трещины станет больше сопротивления ее развития.

Автор [266] полагает, что при усталости сопротивление распространению роста трещины за цикл характеризуется такой же зависимостью R , что и при статическом нагружении при условии малости приращения длины трещины в пределах цикла по сравнению с протяженностью пластической зоны в вершине трещины.

Полагают также, что развитие трещины происходит, в основном при достижении максимума растягивающих напряжений в цикле, поэтому следует учитывать только то значение силы, продвигающую трещину, которая соответствует этому моменту.

Показано, что скорость роста трещины является функцией силы, движущей трещину, или коэффициента интенсивности напряжений в ее вершине.

В. С. Иванова [211] с соавторами разработала универсальные диаграммы трещиностойкости, которые содержат все основные параметры, контролирующие субкритический рост трещин при усталости.

Задачи практического использования теории и механики разрушения при техническом диагностировании будут рассмотрены в следующих разделах.

4. ПОВРЕЖДЕНИЯ ОБЪЕКТОВ ПОВЫШЕННОЙ ОПАСНОСТИ

4.1. Состояние объектов котлонадзора и подъемных сооружений на промышленных предприятиях Кузбасса

Известно, что в России около 80% объектов повышенной опасности (в частности, объекты котлонадзора и подъемных сооружений) морально устарели и исчерпали эксплуатационный ресурс. По объективным причинам предприятия не в состоянии провести их реконструкцию или замену.

Так, например, в Кузбассе более 2000 котлов, 10000 сосудов, работающих под давлением, более 8000 паропроводов, около 13000 кранов, 2000 вышек и 8000 лифтов отработали нормативный срок службы.

В процессе длительной эксплуатации в металле оборудования происходят значительные изменения, которые могут привести и приводят к непредсказуемым последствиям – техногенным катастрофам, вызывающим травмирование обслуживающего персонала.

Техническое диагностирование, при всех его существующих недостатках, позволяет с определенной долей вероятности оценить состояние объекта на настоящий момент и на основании полученных результатов прогнозировать его безопасную эксплуатацию.

Любой объект, будь то кран, котел, трубопровод и т.д. имеет свою индивидуальность, характерные, присущие только ему особенности, поэтому и решать вопрос о сроке его дальнейшей эксплуатации необходимо сугубо индивидуально [370].

Авторами, совместно со специалистами Кузбасского Регионального Инженерного Консультационного Центра, Кузбасс ИКДЦ «Надежность» и Службой Металлов и Сварки ОАО «Кузбассэнерго» проведен большой объем работ по техническому диагностированию более 60% объектов котлонадзора и подъемных сооружений, отработавших нормативный срок в Кузбассе.

Методами математической статистики с применением современных методов вычислительной техники проанализированы результаты проведенных работ на объектах повышенной опасности. При этом на котлах, прошедших техническое диагностирование выявлен ряд серьезных дефектов, отрицательно влияющих

на прочностные характеристики металла объектов, на их надежность и безопасную эксплуатацию.

В барабанах 173 котлов (68%) обнаружен слой плотных отложений, достигающий толщины 3-5 мм, на котлах, отработавших 30–35 лет, отложения встречаются практически во всех барабанах (рис. 4.1, 4.2).

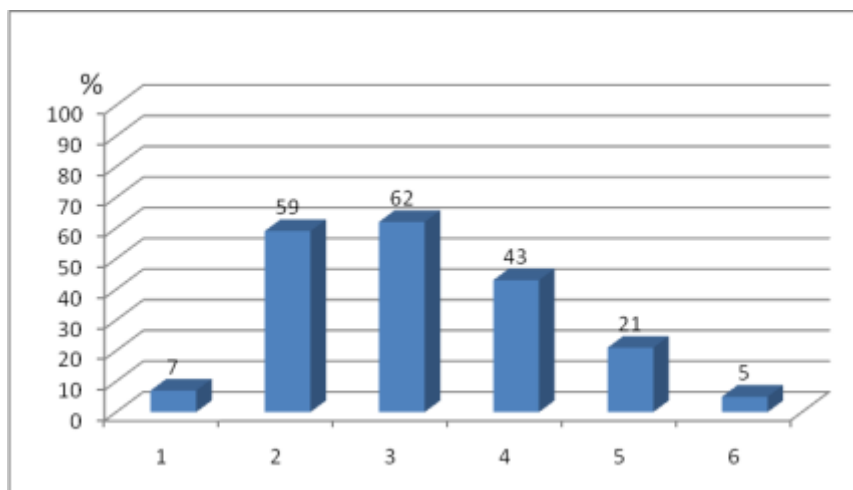


Рис. 4.1. Виды дефектов в котлах:

1 – дефекты ремонтной сварки; 2 – коррозионные язвины; 3 – отложения; 4 – утонение стенки барабанов ниже расчетной величины; 5 – изменение механических характеристик; 6 – дефекты вальцовки

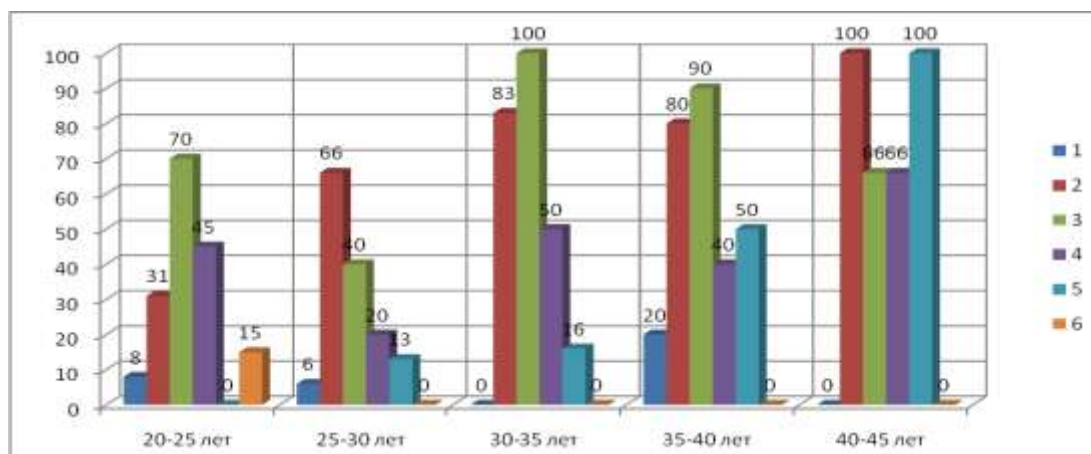


Рис. 4.2. Распределение дефектов в котлах в зависимости от срока эксплуатации (%):

1 – дефекты ремонтной сварки; 2 – коррозионные язвины; 3 – отложения; 4 – утонение стенки барабанов ниже расчетной величины; 5 – изменение механических характеристик; 6 – дефекты вальцовки

Изменение механических характеристик наблюдали в металле барабанов 53 котлов (21%), причем максимальное снижение выявлено на котлах, эксплуатирующихся 35 лет и более, на этих же котлах выявлено и изменение характера микроструктуры.

Довольно часто в барабанах котлов встречаются коррозионные язвы (59%), в отдельных барабанах они достигают глубины 4 мм (8%), в основном на котлах ДКВР 6,5/13, ДКВР 4/13, эксплуатирующихся без химической подготовки. В барабанах и коллекторах котлов опасны дефекты сварки (7%). На отдельных котлах ДКВР 10/13 в сварных швах приварки опускных труб подрезы достигают 6,0 мм.

На некоторых котлах (5%) отмечались повреждения (надрывы, трещины) колокольчиков вальцованных в барабаны труб; толщина стенок труб теплообмена была ниже допустимой (46% из 183 котлов). В последние годы около 90% котлов эксплуатируются с нарушением водно-химического режима, котлы работают в накипном режиме, что является грубейшим нарушением Правил устройства и безопасной эксплуатации паровых и водогрейных котлов.

Основные дефекты в сосудах – коррозионные язвы в нижнем днище глубиной от 0,5 до 3,5 мм (28% из 537 диагностированных сосудов). Довольно часто в сварных соединениях сосудов встречаются подрезы глубиной до 3,5 мм (36%).

На грузоподъемных кранах (69% из 1874 единиц, прошедших техническое диагностирование) в несущих металлоконструкциях обнаружены опасные (недопустимые) трещины, 41% кранов имели дефекты в сварных соединениях, на 51% кранов были неисправны электрооборудование и приборы безопасности.

Подъемные сооружения с выявленными дефектами подвергались ремонту с контролем качества выполненных работ. Следует отметить, что наибольшее число заводских дефектов обнаружено на кранах, изготовленных на заводе «Подъемник» (Узбекистан).

По типам кранов – максимальное число заводских дефектов выявлено на козловых кранах (64%). Заводские дефекты сварки – в основном подрезы глубиной до 3,0 мм, наплывы, незаваренные кратеры и т.д. Металлургические дефекты – закаты, расслоения.

Наибольшее число эксплуатационных дефектов (трещин) обнаружено на железнодорожных, стреловых и гусеничных кра-

нах (91, 83, 75% соответственно из общего числа диагностированных кранов). Эксплуатационные дефекты по заводам-изготовителям распределились следующим образом: Кировский машиностроительный завод – 89%, «Цемаг-Цейт» – 77%, ЗПТО «Комсомольск-на-Амуре» – 68%.

Даже после большой и серьезной работы Управления по котлонадзору и надзору за подъемными сооружениями Госгортехнадзора России по руководству разработки и создания новых современных приборов безопасности, в действующих кранах дефекты электрооборудования и приборов безопасности нередкое явление.

Так, например, практически на всех порталных кранах, прошедших техническое диагностирование неисправны приборы безопасности и электрооборудование. В наихудшем состоянии находятся гусеничные, козловые и железнодорожные краны.

4.2 Классификация повреждений поверхностей нагрева котельного оборудования

На электрических станциях наиболее повреждаемыми элементами являются трубы поверхностей нагрева котлов. Рассмотрим основные причины разрушения этих труб.

4.2.1. Ускоренное развитие ползучести

Как ранее отмечено, ползучесть – свойство металлов медленно и непрерывно пластически деформироваться при статическом нагружении при высоких температурах. Ползучесть может протекать при напряжениях намного меньше предела текучести.

Разрушение из-за развития ползучести характеризуется наличием деформации и растрескивания. Деформация развивается в направлении максимальных растягивающих напряжений, а растрескивание и разрушение – перпендикулярно этому направлению. В соответствии с этим разрушение прямых труб характеризуется увеличением диаметра и продольным растрескиванием. Гибы труб и сварные соединения при работе находятся в сложнапряженном состоянии, поэтому направления деформации и растрескивания при их разрушениях могут быть различными в зависимости от конструкции котла.

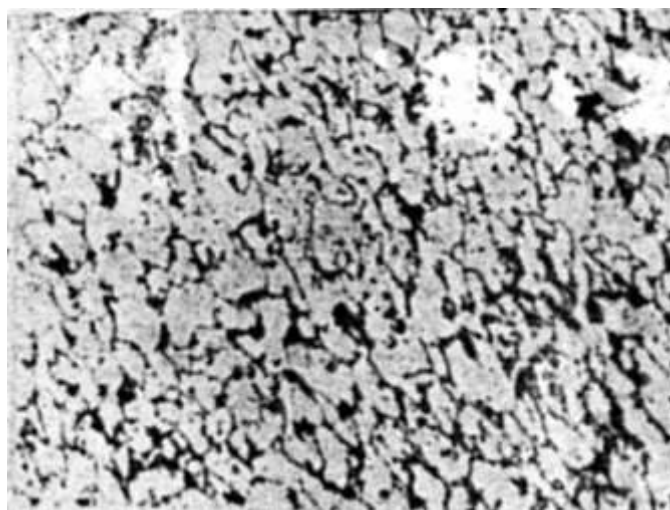
Развитие ползучести считается ускоренным, если разрушение происходит ранее конца расчетного срока службы котла. В большинстве рассмотренных случаев разрушений повышение скорости ползучести обусловлено перегревом металла (температура стенки выше рекомендованной). Ускоренное развитие ползучести, связанное с пониженной жаропрочностью металла, рассмотрено в разделе «Технологические дефекты изготовления».

4.2.2. Кратковременный перегрев

Разрушение труб из-за кратковременного перегрева характеризуется значительным увеличением диаметра труб и утонением их стенок у кромки разрыва (рис. 4.3, 4.4).



a)



б)

Рис. 4.3. Ускоренное развитие ползучести из-за кратковременного перегрева труб из стали 12Х1МФ диаметром 42×5 мм:

a – ×0,6; *б* – ×150

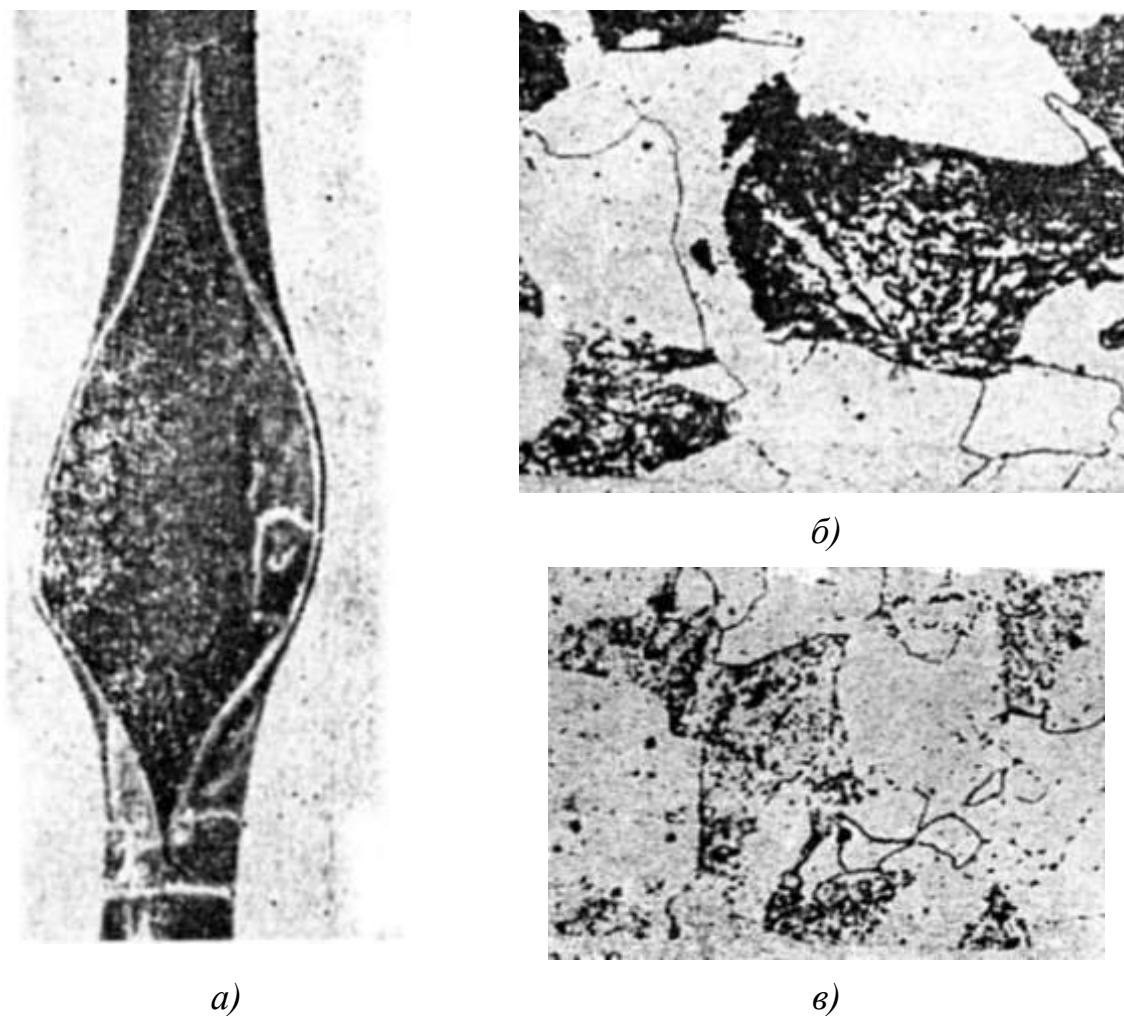


Рис. 4.4. Ускоренное развитие ползучести из-за кратковременного перегрева труб из стали 12Х1МФ диаметром 42×5 мм:

a – ×0,3; *б* – ×450; *в* – ×450

Деформация в трубах развивается преимущественно на участках действия максимальных растягивающих напряжений и температур (рис. 4.5, 4.6).

В микроструктуре металла, расположенного в районе максимальных деформаций, наблюдаются интенсивные изменения по сравнению с удаленными от места повреждения участками трубы. Удлиненные зерна и общая направленность микроструктуры (текстура) металла служат признаком нагрева до температуры, при которой действующее напряжение превышает предел текучести металла трубы. Перекристаллизация исходной структуры металла труб из перлитных сталей указывает на перегрев в критическом интервале температур (A_{c1} – A_{c3} , рис. 4.5–4.7).

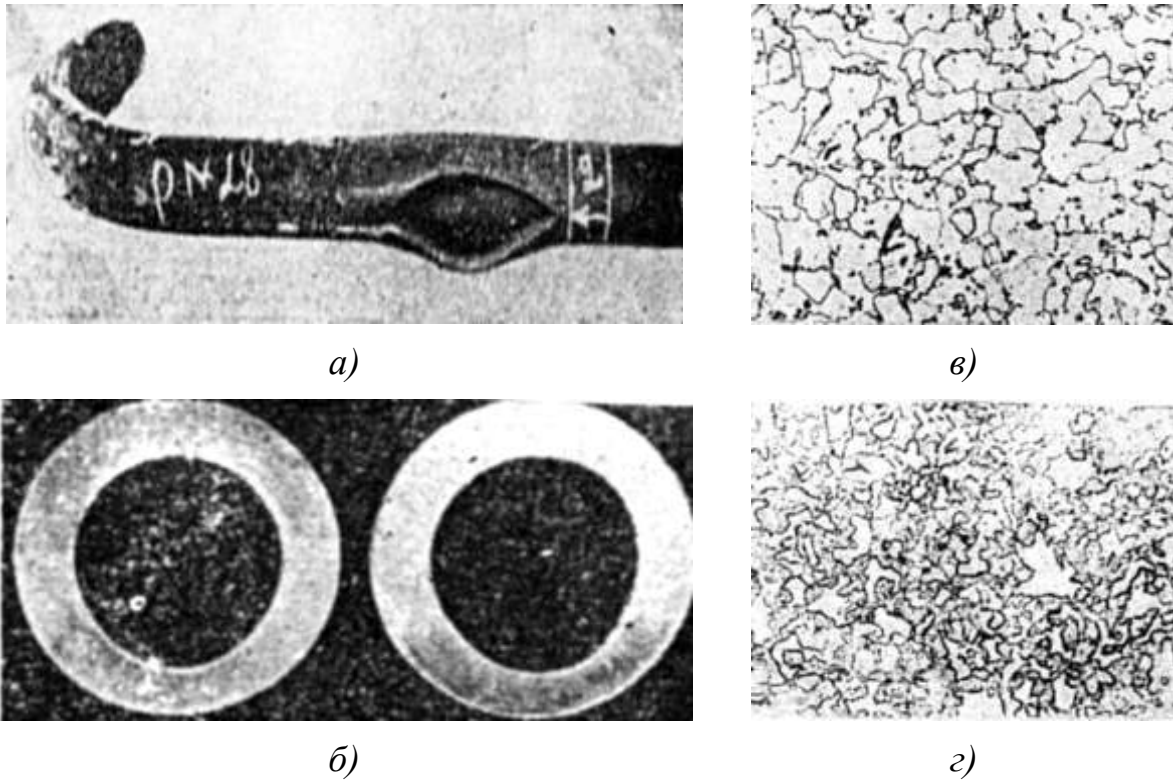


Рис. 4.5. Ускоренное развитие ползучести из-за кратковременного перегрева трубы из стали 12X1МФ диаметром 32×6 мм:
a – ×0,4; *б* – ×1,0; *в* и *г* – ×500

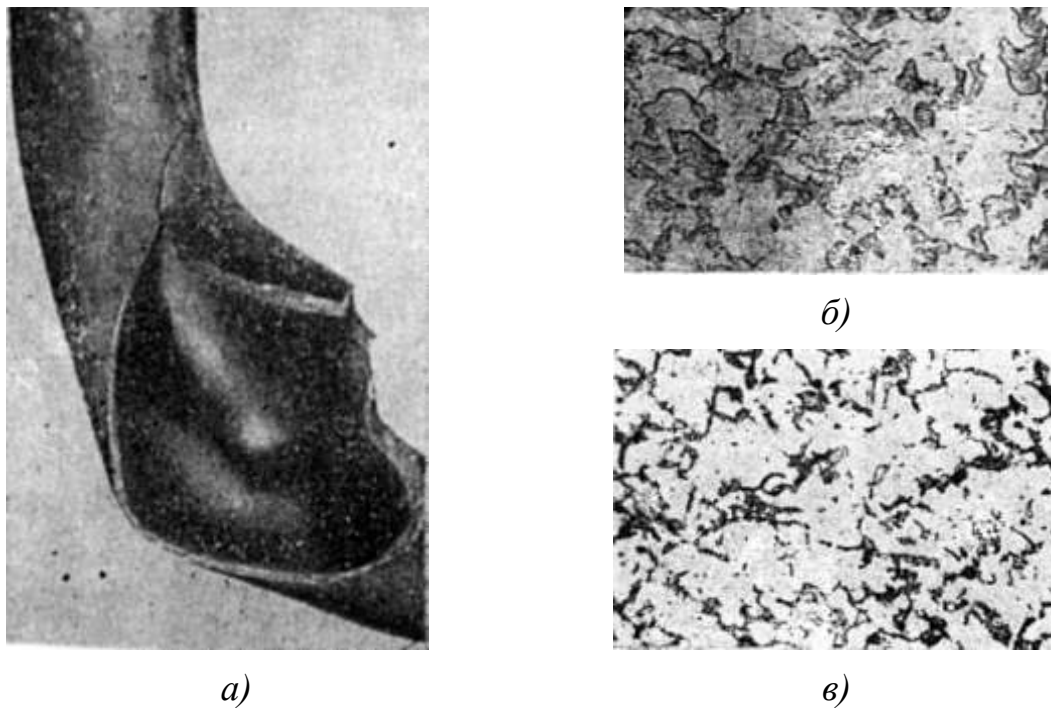


Рис. 4.6. Ускоренное развитие ползучести из-за кратковременного перегрева трубы из стали 12X1МФ диаметром 32×6 мм:
a – ×0,8; *б* – ×1000; *в* – ×500

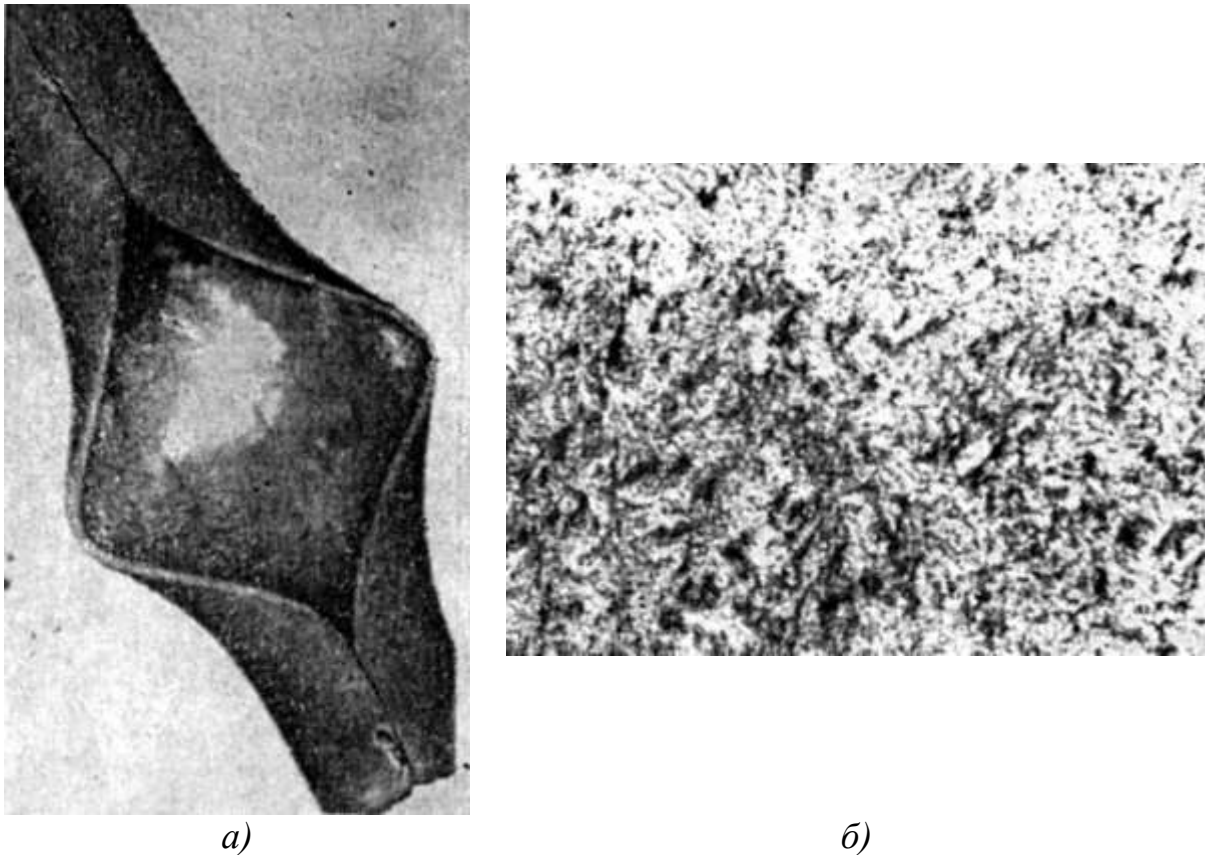


Рис. 4.7. Ускоренное развитие ползучести из-за кратковременного перегрева трубы из стали 12Х1МФ диаметром 42×5 мм:
a – ×0,5; *б* – ×500

Чем больше площадь, занятая перекристаллизованными участками, тем выше была температура перегрева. Полная перекристаллизация происходит при переходе через верхнюю критическую точку A_{c3} , (рис. 4.7). В зависимости от температуры рабочей среды структура содержит мартенситную (резкое охлаждение вытекающей средой при разрыве, рис. 4.7), перлитную (рис. 4.4) или промежуточные составляющие.

Дифференциация и сфероидизация перлита при наличии сильного утонения стенки служат признаком перегрева в субкритическом интервале – вблизи A_{c1} (рис. 4.4).

Общее время работы котла до повреждения может быть различным – от 70 до 9000 ч. Однако возможное время работы труб поверхностей нагрева вблизи критического интервала температур измеряется величиной примерно 10–100 мин.

Поэтому рассмотренный тип разрушений принято называть повреждениями из-за кратковременного перегрева металла, кото-

рый большей частью является следствием резких нарушений циркуляции среды. Изучение вида разрушения, изменений формы трубы и микроструктуры металла в ряде случаев позволяет судить о причине перегрева.

Локализация изменений в виде небольшого, резко ограниченного пятна на лобовой стороне трубы и признаки высокотемпературного перегрева (вблизи A_{c3}) могут служить указанием, что в зоне повреждения образовался паровой пузырь (рис. 4.3). Признаки резкого охлаждения после высокотемпературного перегрева стенки трубы пароперегревателя свидетельствуют о нарушениях гидравлического режима (рис. 4.7). Распространенные изменения формы трубы и микроструктуры металла наблюдаются в случаях частичной закупорки змеевика сварочным гратом или шламом (рис. 4.4 и 4.7).

4.2.3. Длительный перегрев

Случаи разрывов труб из-за длительного перегрева металла характеризуются сравнительно небольшой общей деформацией, развитием межзеренного растрескивания и разрывом вследствие слияния мелких трещин. Растрескивание и образование излома начинается от наружной поверхности трубы. При перегреве стали 1X18H12T выделяются избыточные фазы (рис. 4.8) или образуется «плавающая» структура (рис. 4.9). В сталях 20 и 12X1МФ происходит дифференциация перлита и сфероидизация карбидов (рис. 4.10 и 4.11).

Распределение структурных изменений по длине и окружности трубы, соответствуя характеру перегрева, позволяет в отдельных случаях судить о его причинах.

При перегреве в первую очередь разрушаются трубы, работоспособность которых понижена из-за технологических дефектов изготовления. Известно, что для стали 1X18H12T таким дефектом является мелкозернистая структура аустенита, а для стали 12X1МФ – структура феррита с карбидами или перлитом по границам зерен. Металл поврежденных труб в большинстве случаев имеет такую структуру.

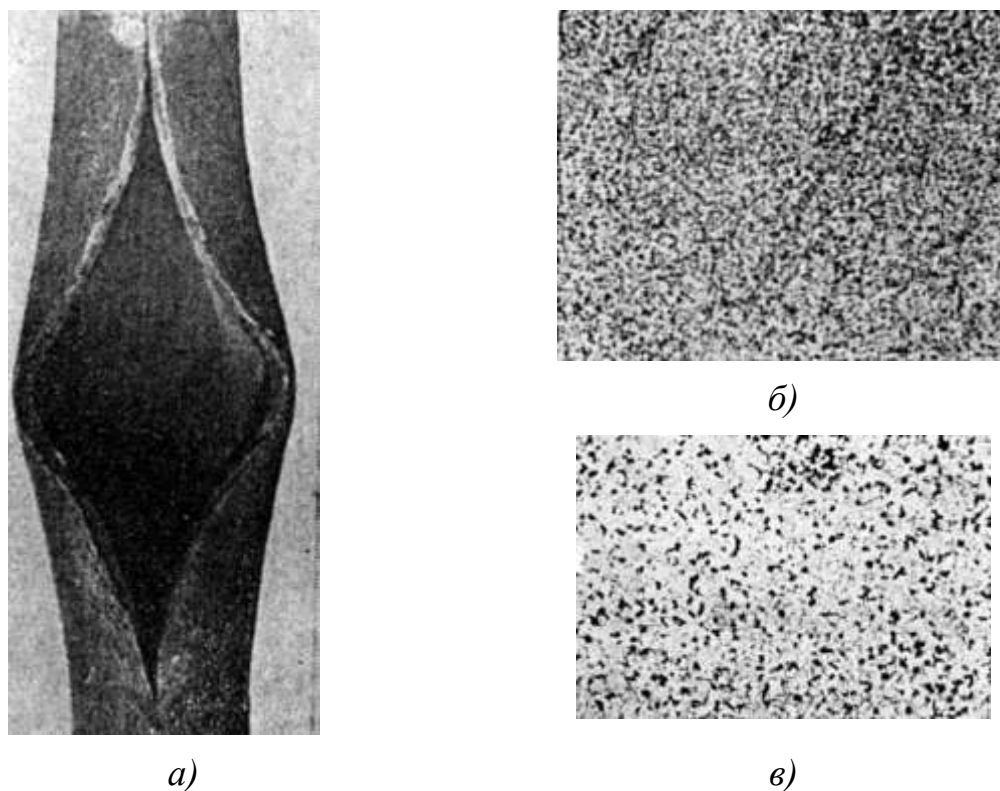


Рис. 4.8. Ускоренное развитие ползучести из-за длительного перегрева трубы из стали 1X18H12T диаметром 32×6 мм:
a – ×0,8; *б* – ×100; *в* – ×1000

Для определения основной причины повреждения необходимо знать время до разрушения в нормальных для указанных труб условиях.

В пароперегревателях при температуре не выше 640°С трубы из стали 1X18H12T с мелкозернистой структурой могут работать без разрушения не менее 18–20 тыс. час. Если повреждения появляются ранее этого срока, то основной причиной их следует считать перегрев выше допустимой для стали 1X18H12T температуры. Условия работы труб поверхностей нагрева из перлитных сталей более разнообразны, а степень снижения работоспособности из-за дефектной структуры менее изучена. Вопрос об основной причине разрушения в каждом случае должен решаться отдельно в зависимости от конкретного вида изменений структуры и их локализации.

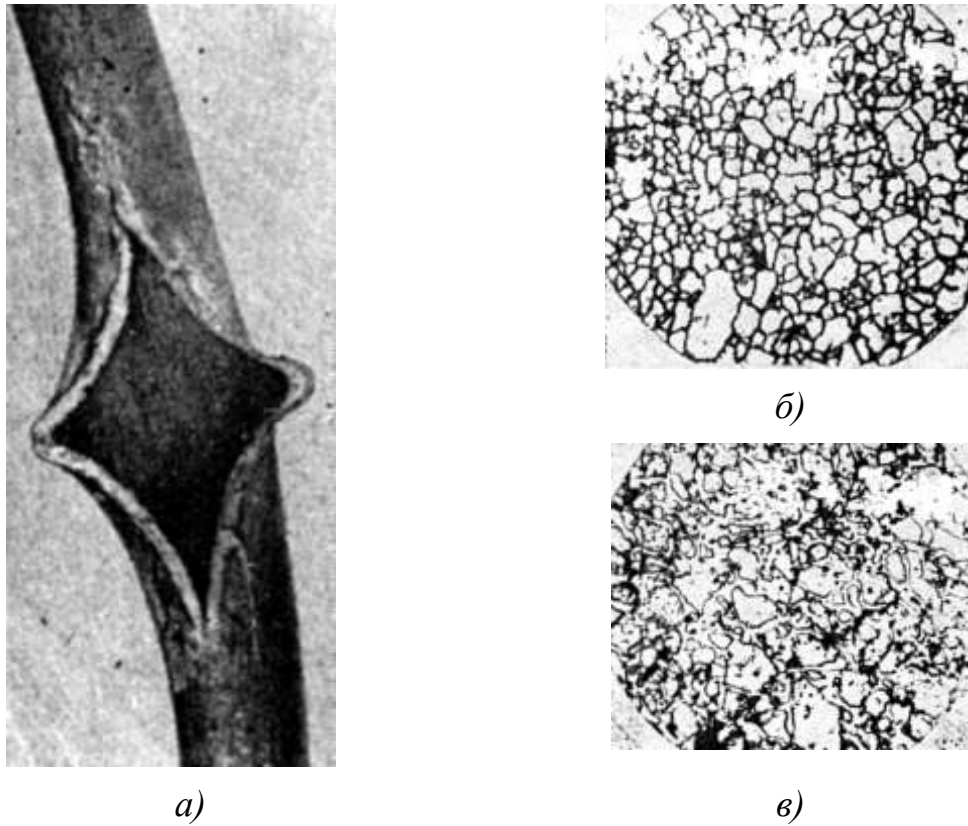


Рис. 4.9. Ускоренное развитие ползучести из-за длительного перегрева трубы из стали 1X18H10T диаметром 32×6,5 мм:
a – ×0,5; *б* и *в* – ×450

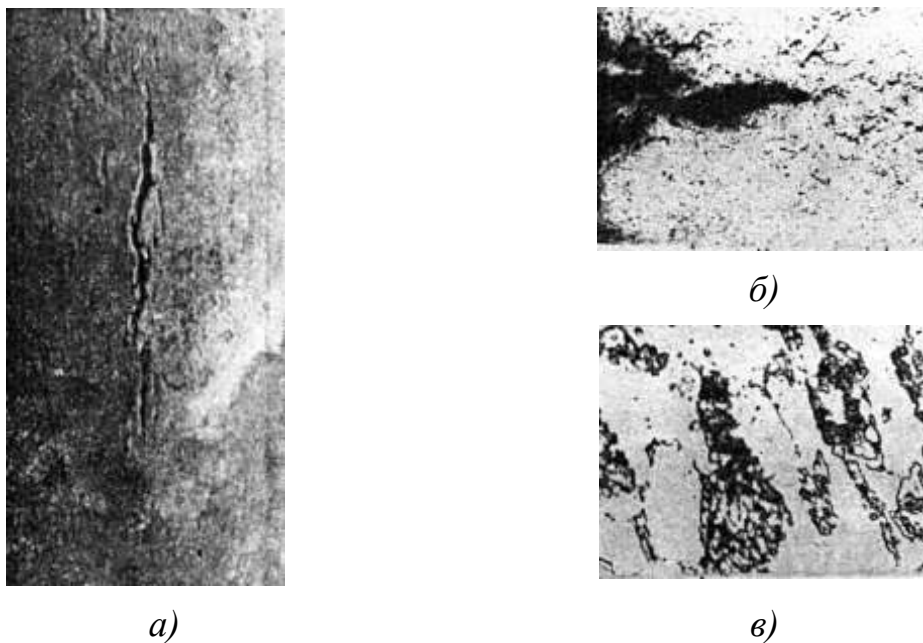


Рис. 4.10. Ускоренное развитие ползучести из-за длительного перегрева трубы из стали 20 диаметром 60×6 мм:
a – ×0,8; *б* – ×100; *в* – ×1000;

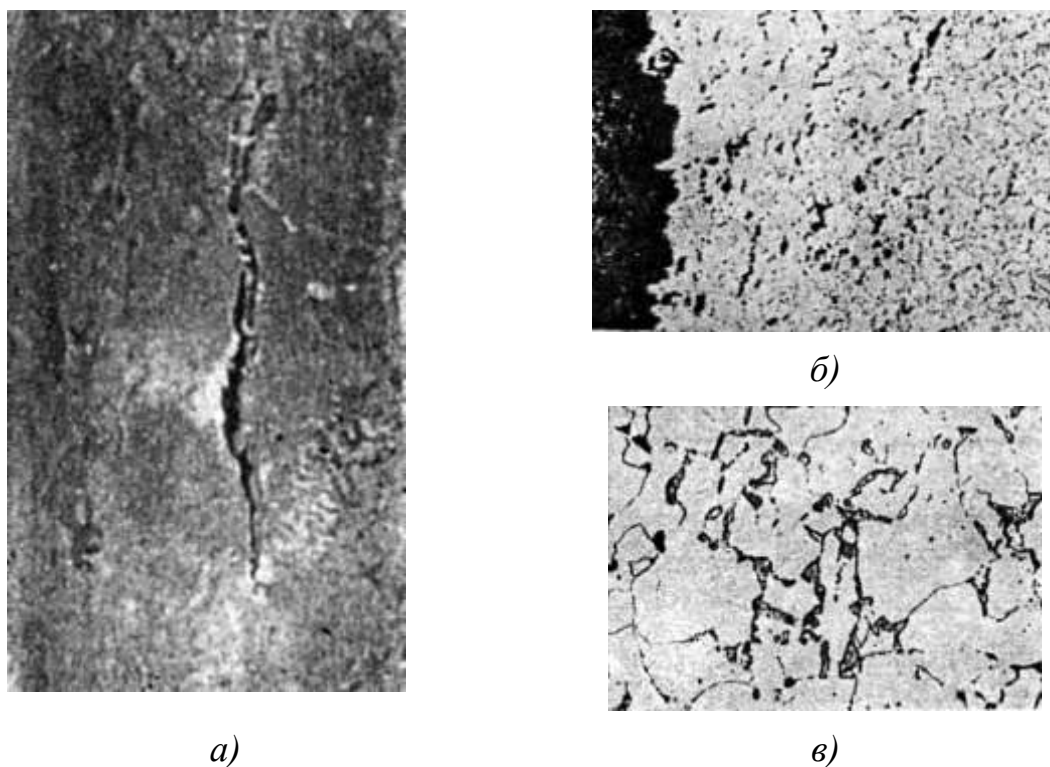


Рис. 4.11. Ускоренное развитие ползучести из-за длительного перегрева трубы из стали 12Х1МФ диаметром 32×4 мм:
a – ×1,5; *б* – ×100; *в* – ×500

Подобно длительному перегреву разрушаются трубы и в случае отработки ресурса (рис. 4.12).

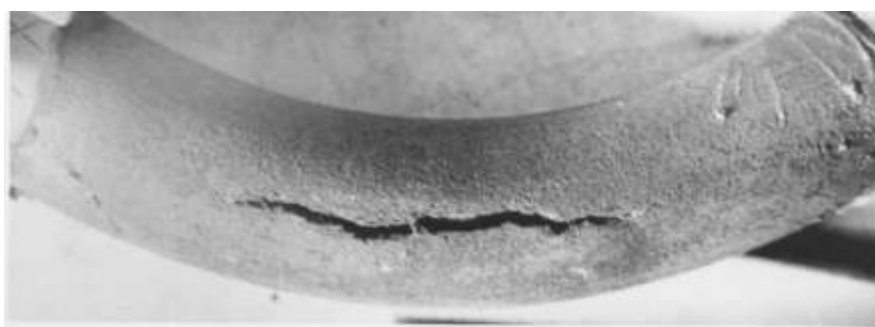


Рис. 4.12. Поперечная трещина на внутренней сторонегиба трубы из стали 1Х14Н14В2МФ (ЭИ-275) диаметром 32×6 мм

В первую очередь вырабатывается ресурс на трубах, которые имеют температуру эксплуатации близкую к предельно допустимой. Трубы разрушаются в результате ползучести, характер их разрушения и изменения микроструктуры идентичны разрушению от длительного перегрева. Отличительной особенностью разру-

шения в результате отработки ресурса является длительный срок эксплуатации свыше 100 тыс. и незначительная деформация.

4.2.4. Прочие виды разрушения

4.2.4.1. Низкая жаростойкость (рис. 4.13). Для этого вида повреждений характерным является образование толстого слоя наружной и внутренней окалины. Наружная окалина – рыхлая, неплотная, чешуйчатая (часто, красно-коричневого цвета). Разрушение происходит из-за уменьшения толщины стенки, а также ухудшения теплового режима работы трубы (наличие внутренней окалины).

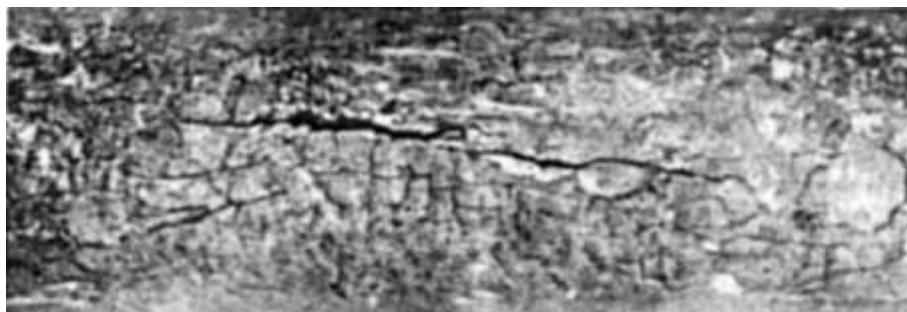


Рис. 4.13. Повреждение трубы из-за низкой жаростойкости

4.2.4.2. Тепловая усталость (рис. 4.14, 4.15). Одним из основных признаков трещин тепловой усталости является их кольцевой характер.

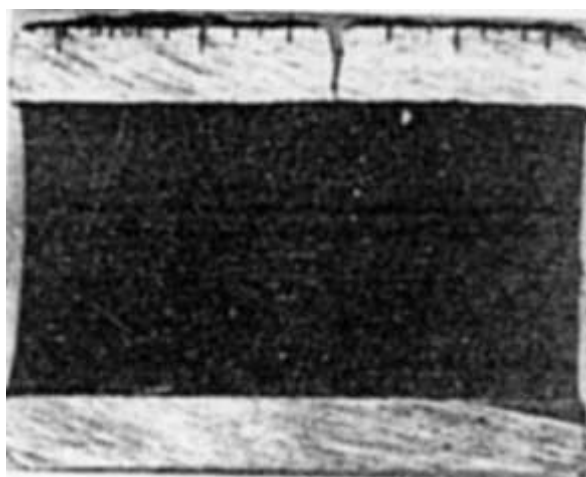


Рис. 4.14. Поперечный срез трубы, поврежденной в результате тепловой усталости



Рис. 4.15. Срез трубы, поврежденной в результате тепловой усталости

Большие и частые перепады температур между наружной и внутренней стенкой приводят к образованию термоусталостных трещин из-за того, что свободному расширению наружных слоев препятствуют внутренние.

4.2.4.3. Коррозионная усталость (рис. 4.16). Такой вид дефектов характеризуется наличием сетки кольцевых трещин на внутренней поверхности. Повреждения такого типа происходят в основном на радиационных поверхностях нагрева и связаны с неудовлетворительной настройкой горелок [316].

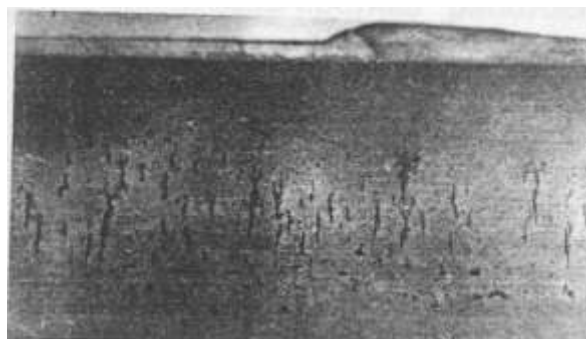


Рис. 4.16. Вид внутренней поверхности трубы, поврежденной вследствие коррозионной усталости

4.2.4.4. Коррозионно-тепловая усталость (рис. 4.17, 4.18). При данном виде дефектов повреждение начинается на внутренней поверхности гнутых элементов труб, встречаются они и на нейтральных образующих гибов (в области максимальных тангенциальных напряжений). В процессе длительной эксплуатации оборудования и при достижении критического количества циклов в этой зоне возникают дефекты, которые развиваются под действием коррозионных процессов.

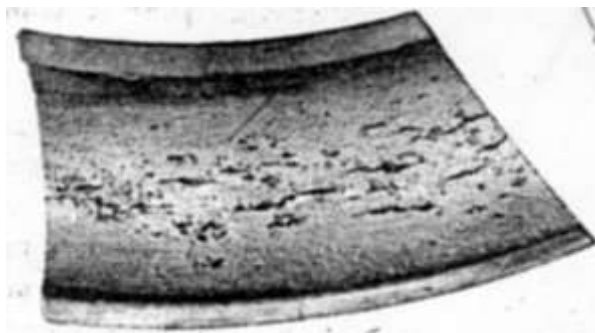


Рис. 4.17. Вид внутренней поверхности гнутой трубы при повреждении из-за коррозионно-тепловой усталости

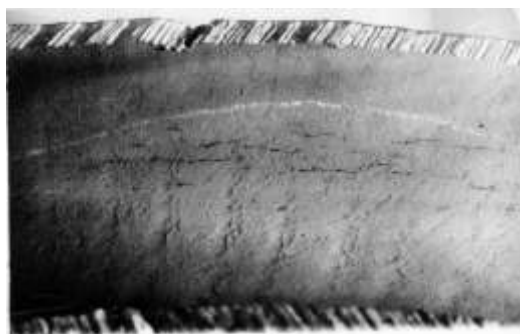


Рис. 4.18. Вид внутренней поверхности трубы при повреждении из-за коррозионно-тепловой усталости

4.2.4.5. Кислородная коррозия (рис. 4.19, 4.20). Коррозия представляет собой язвину, закрытые оксидами железа. Она возникает из-за одновременного воздействия на металл кислорода воздуха и влаги недренированной котловой воды. В процессе эксплуатации кислородная коррозия может протекать вследствие недостаточной деаэрации питательной воды на выходных участках экономайзеров при малых скоростях среды.



Рис. 4.19. Вид внутренней поверхности трубы, поврежденной вследствие кислородной коррозии

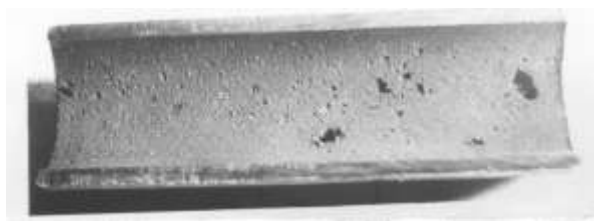


Рис. 4.20. Вид внутренней поверхности трубы, поврежденной вследствие кислородной коррозии

4.2.4.6. Пароводяная коррозия (рис. 4.21). Коррозия протекает под рыхлым слоем оксидов металла, может иметь как равномерный, так и локальный характер. Возникновение такого типа дефектов связано с высокими тепловыми нагрузками и разрушением защитных пленок из-за частых теплосмен.



Рис. 4.21. Пароводяная коррозия

4.2.4.7. Подшламовая коррозия (рис. 4.22, 4.23). Коррозия имеет вид раковин диаметром до нескольких десятков миллиметров, заполненных оксидами железа. Утонение металла идет довольно равномерно. Образование таких дефектов связано со скоплением шлама на участках труб, обращенных к факелу топки [316].



Рис. 4.22. Вид внутренней поверхности трубы поврежденной вследствие подшламовой коррозии



Рис. 4.23. Подшламовая коррозия

4.2.4.8. Водородное охрупчивание (рис. 4.24). Такой вид повреждений происходит бездеформационно. Обычно повреждения появляются с огневой стороны возле сварных соединений, либо рядом с границей ошипованного пояса. Одой из основных причин водородного охрупчивания является нарушение режима кипения под воздействием высоких тепловых потоков и перехода на нестабильный пленочный режим кипения, в результате которого возникает диффузия водорода в металл (см. Далее).

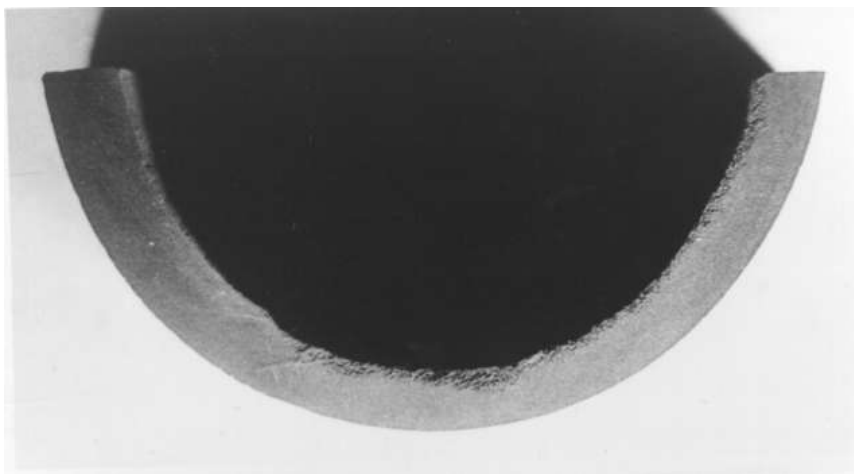


Рис. 4.24. Водородное охрупчивание

4.3. Классификация повреждений сварных соединений

4.3.1. Типы эксплуатационных повреждений сварных соединений

4.3.1.1. Условия образования повреждений. Эксплуатационные повреждения сварных соединений обычно связаны с одновременным действием ряда факторов, которые в первом приближении могут быть выделены в три основные группы:

- наличие в изделии концентраторов напряжений, вызванных дефектами формы стыка (неснятое усиление шва, применение подкладных колец или замка в корне шва, резкий переход сечения свариваемых элементов в районе стыка), технологическими дефектами (трещины, поры и шлаковые включения), возникшими при изготовлении изделия, и образованием начальных, стабильно растущих, трещин из-за усталости, ползучести или коррозии;
- высокая степень напряженности стыка от действия рабочих, термических и остаточных напряжений;
- несоответствие свойств материала конструкции или металла отдельных зон сварного соединения требуемому уровню в результате использования некачественных или несоответствующих техническим условиям сварочных материалов, отклонений от оптимальных режимов сварки и термической обработки.

Для паросиловых установок сварными соединениями, в которых наиболее вероятны эксплуатационные повреждения из-за одновременного проявления действия трех указанных выше факторов, являются:

- кольцевые стыки труб с литыми или коваными фасонными элементами (коленами, тройниками), корпусами арматуры и цилиндров турбин;
- кольцевые стыки камер с днищами;
- кольцевые стыки тройников типа «труба в трубу»;
- угловые соединения труб поверхностей нагрева с камерами, дренажных отводов с паропроводами и труб у неподвижных опор;
- продольные стыки труб паропроводов.

В указанных соединениях наиболее вероятна концентрация напряжений из-за резкого изменения формы в районе стыка. Для

них характерен повышенный уровень рабочих и компенсационных напряжений изгиба из-за расположения вблизи участков повышенной жесткости, какими являются фасонные элементы и корпуса. Условия их сварки наиболее сложные, а проведение термической обработки вызывает затруднения.

В зависимости от условий эксплуатации повреждения могут явиться следствием проявления одного из нескольких следующих механизмов разрушения:

- хрупкого разрушения при гидравлических испытаниях или пуске из холодного состояния вследствие хладноломкости;
- хрупкого высокотемпературного разрушения при температурах выше 450°C в условиях ползучести;
- усталостного разрушения в условиях высокого или малоциклового нагружения, преимущественно под воздействием термических напряжений;
- коррозионного разрушения под воздействием агрессивной водной среды.

Перечисленные выше трещины отличаются друг от друга по условиям их образования, расположению и морфологическим признакам (межзеренному или внутризеренному характеру разрушения).

Образованию трещин в процессе эксплуатации могут способствовать зародышевые дефекты, возникшие при изготовлении изделия на заводе или при сварке при условиях монтажа. Ими могут быть шлаковые включения или поры и, что наиболее опасно, – трещины, возникающие на разных стадиях сварки. Трещины, появившиеся на стадии изготовления, можно отличить от эксплуатационных по месту их образования, морфологическим признакам и толщине слоя окалины.

4.3.1.2. Хрупкие разрушения вследствие хладноломкости. Трещины этого типа обычно развиваются при умеренных (до $100\dots 1500^{\circ}\text{C}$) температурах во время гидравлических испытаний и пусков-остановов из холодного состояния при номинальных напряжениях ниже предела текучести. Они в основном начинаются в металле шва или в околошовной зоне (рис. 4.25) от концентраторов напряжений (подрезов, непроваров, сварочных трещин и т.п.).

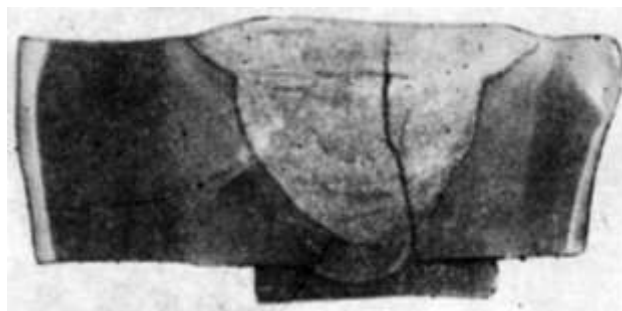
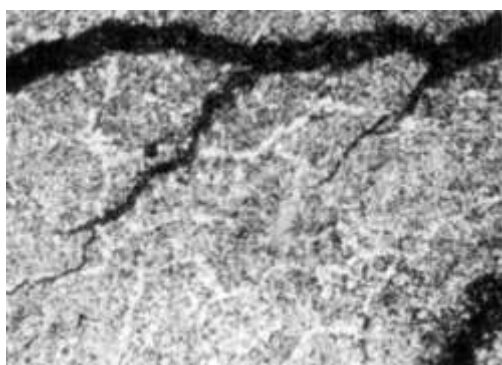
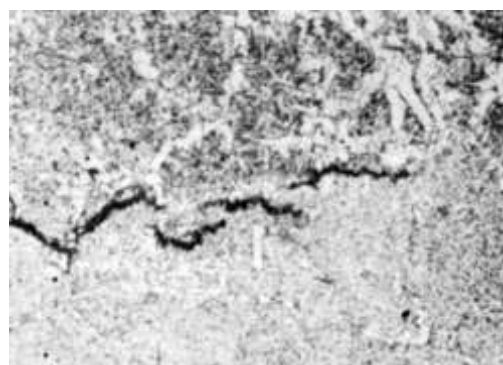


Рис. 4.25. Излом сварного стыка вследствие хладноломкости

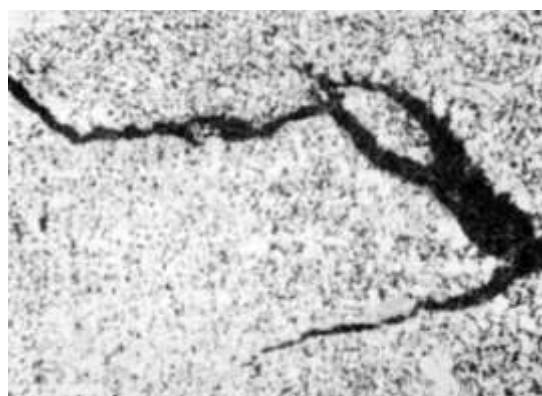
Затем трещины могут развиваться по всем участкам сварного соединения, переходя в отдельных случаях в основной металл. Они могут располагаться как вдоль, так и поперек шва. Отличительные металлографические признаки трещин хладноломкости – внутризеренный характер и ветвистость их (рис. 4.26).



a)



б)



в)

Рис. 4.26. Трещины, $\times 100$:

a – в металле шва; *б* – в околошовной зоне; *в* – по основному металлу

Причина появления указанных трещин – смещение порога хладноломкости в сторону положительных температур в результате нарушения установленного технологического режима сварки

и термической обработки изделия, а также охрупчивания металла при длительной высокотемпературной эксплуатации. Вероятность разрушения по механизму хладноломкости особенно велика при действии ударных нагрузок.

Склонность сварных соединений к хладноломкости вызывается отсутствием отпуска после сварки либо нарушением его режима (занижение температуры, уменьшение времени выдержки). В этих случаях значения твердости металла шва, в первую очередь верхней его части, превышают нормативные, а в структуре участка неполной перекристаллизации зоны термического влияния отчетливо видны характерные плотные темнотравящиеся участки, расположенные по границам зерен.

Образованию трещин хладноломкости способствует также допускаемый в отдельных случаях перегрев сварного соединения при отпуске выше температуры, соответствующей критической точке A_{c3} (рис. 4.27). Признаком таких сварных соединений является отсутствие характерных участков, составляющих зону влияния, что отчетливо видно при визуальном осмотре поперечного шлифа после травления.



Рис. 4.27. Структура металла шва после перегрева выше температуры A_{c3} при отпуске, $\times 100$

Меры предупреждения трещин хладноломкости – корректировка режимов сварки и термической обработки с целью устранения допущенных отступлений, а также удаление или преду-

прежде образование недопустимых сварочных дефектов, являющихся концентраторами напряжений.

4.3.1.3. Трещины, возникающие при температурах выше 450°C в условиях ползучести, являются основным видом повреждений сварных соединений хромомолибденованадиевых сталей в паросиловых установках. С повышением температуры эксплуатации свыше 545°C и особенно свыше 565 °C вероятность их появления заметно возрастает.

В зависимости от места расположения и условий образования они делятся на два типа:

- трещины на участках пониженной длительной пластичности сварного соединения (околошовная зона и шов), условно называемые «локальными»;
- трещины в «мягкой» прослойке зоны термического влияния или шва.

4.3.1.4. «Локальные» разрушения. Трещины этого типа образуются чаще всего в околошовной зоне (участок перегрева) сварного соединения. В ряде случаев они появляются и в металле шва на участках с крупностолбчатой структурой.

Рассматриваемые трещины возникают и могут быть выявлены на всех стадиях эксплуатации установок. На начальной стадии работы установок они в большинстве случаев развиваются от зародышевых трещин, возникших при термической обработке узла и не выявленных при контроле на заводе и станции. В отдельных случаях трещины этого вида из околошовной зоны переходят далее в «мягкую» прослойку зоны термического влияния.

Обычно «локальные» разрушения зарождаются на наружной поверхности, начинаясь от подрезов и других поверхностных дефектов, однако они могут возникнуть также из-за технологических дефектов в сечении шва. Трещины в околошовной зоне чаще всего имеют кольцевой характер и удалены от границы сплавления не более чем на 1 мм (рис. 4.28). В металле шва трещины такого типа в верхних слоях и в корне (при наличии в нем концентратора), как правило, ориентированы произвольно.

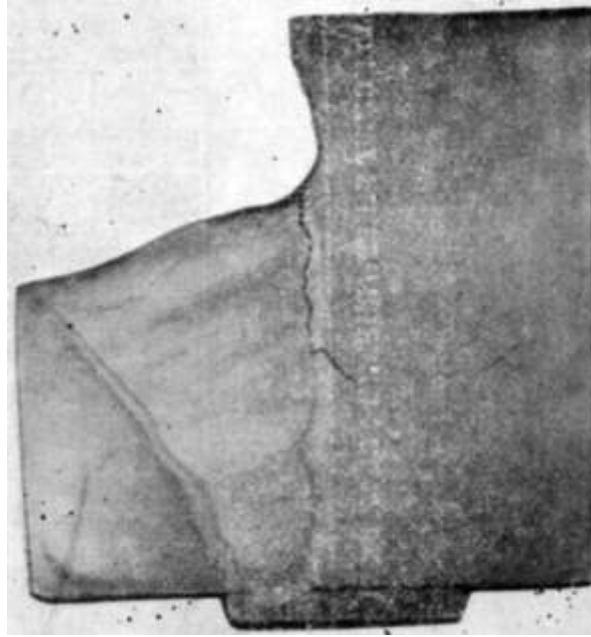


Рис. 4.28. «Локальное» разрушение в околошовной зоне сварного соединения

Основным признаком при металлографическом исследовании трещин является четкая ориентировка их по границам первичного аустенитного зерна и гладкие края (рис. 4.29, *а-б*). На ранних стадиях возникновения повреждения представляют собой поры и клиновидные трещины (рис. 4.29, *в-г*). Трещины типа «локальных» следует отличать от горячих трещин, образующихся в процессе сварки. Последние также имеют межзеренный характер, но обычно располагаются по границам кристаллитов структуры затвердевания (рис. 4.30).

Основной признак при металлографическом исследовании горячих трещин – наличие зазубренных краев и переменное раскрытие. Снижение длительной пластичности металла шва и околошовной зоны, являющееся основной причиной подобных повреждений, обусловлено отклонениями от рекомендуемых режимов сварки и термической обработки. В сварных соединениях, отпуск которых не проводился либо был выполнен с отклонениями в сторону занижения по температуре и времени от установленного режима, снижение пластичности связано с дисперсионным твердением. В этих случаях твердость металла шва выше, а значения ударной вязкости ниже нормативных требований.

Некачественное проведение отпуска или отсутствие его может быть установлено по структуре. При этом на участке непол-

ной перекристаллизации, а в некоторых случаях и в околошовной зоне видны плотные темно-травящиеся участки, расположенные по границам зерен.

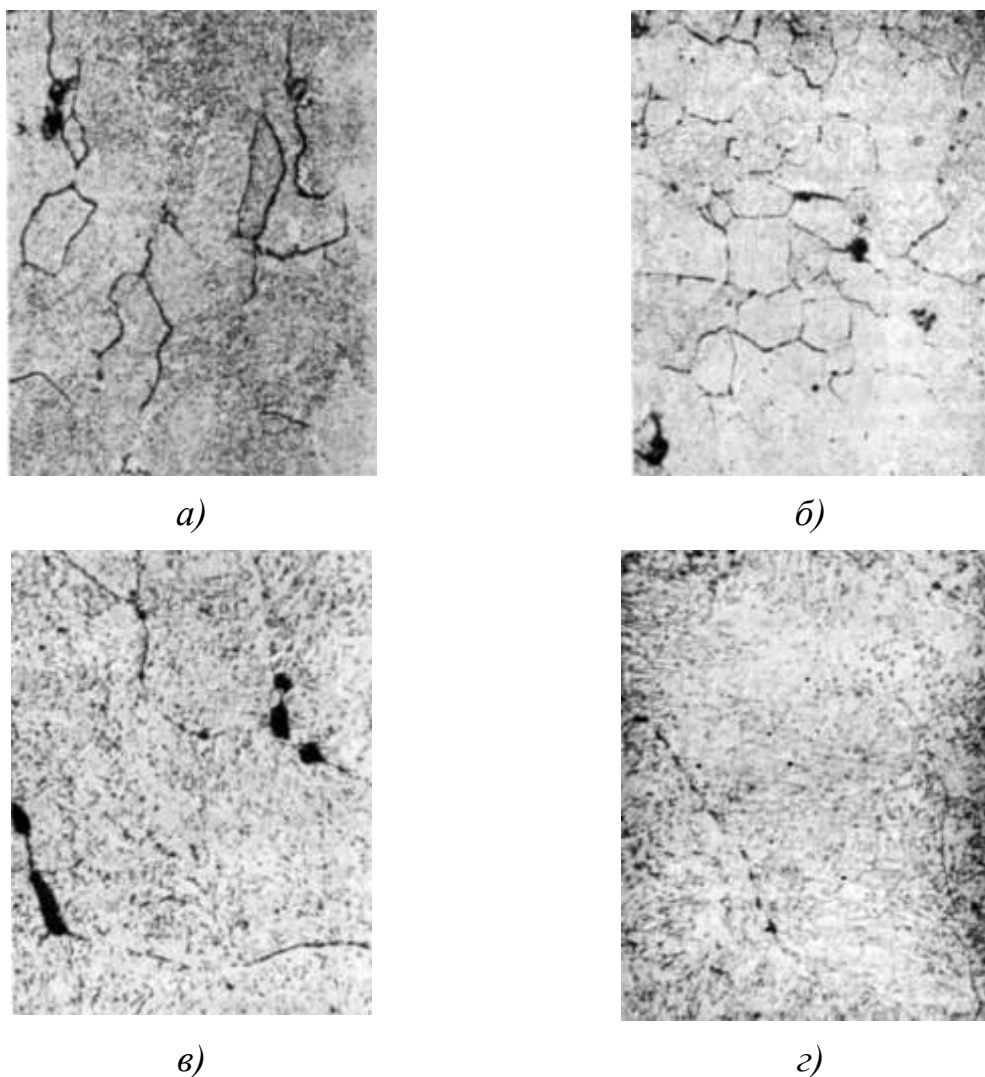


Рис. 4.29. Межзеренные трещины при «локальном» разрушении (слева направо, сверху вниз):
a – в металле шва ($\times 100$); *б* – в околошовной зоне ($\times 100$); *в* – в металле шва ($\times 500$); *г* – в околошовной зоне ($\times 500$)

Структурным признаком занижения температуры подогрева при сварке является отсутствие ферритных оторочек по границам кристаллитов в металле шва.

Для предупреждения трещин, связанных со снижением длительной пластичности, следует соблюдать установленные режимы сварки и термической обработки. При выявлении сварных соединений с твердостью, превышающей нормативные значения, желательно произвести переварку и последующую термообработку.



Рис. 4.30. Кристаллизационная трещина в шве на фоне структуры затвердевания, $\times 100$

Стойкость сварных соединений против разрушений типа «локальных» значительно повышается при использовании основного металла, имеющего прочностные свойства, отвечающие нижнему или среднему уровню значений по соответствующим техническим условиям.

4.3.1.5. Трещины в «мягкой» прослойке. Трещины этого типа образуются в участках сварного соединения, имеющих пониженное сопротивление ползучести («мягких» прослойках). Такими участками в первую очередь являются участки доотпуска и неполной перекристаллизации в зоне термического влияния, характеризующиеся мелкозернистым строением. «Мягкой» прослойкой может быть и металл шва, если он благодаря структуре или легированию имеет сопротивление ползучести меньше, чем основной металл. Особенностью этих повреждений является то, что они возникают в сварных соединениях, выполненных без отступления режимов сварки и термообработки. Твердость таких сварных соединений находится в пределах нормы. Рассматриваемые трещины образуются, как правило, в местах конструктивных концентраторов напряжений (штуцерные и тройниковые соединения, стыковые соединения труб разной толщины, соединения типа «труба-литье»).

Повреждения в «мягкой» прослойке начинаются обычно на наружной поверхности и имеют кольцевой характер, причем раскрытие трещин с поверхности значительное (рис. 4.31). В зоне термического влияния трещины располагаются на расстоянии 2–4 мм от границы сплавления, в большинстве случаев на участках с мелким зерном.

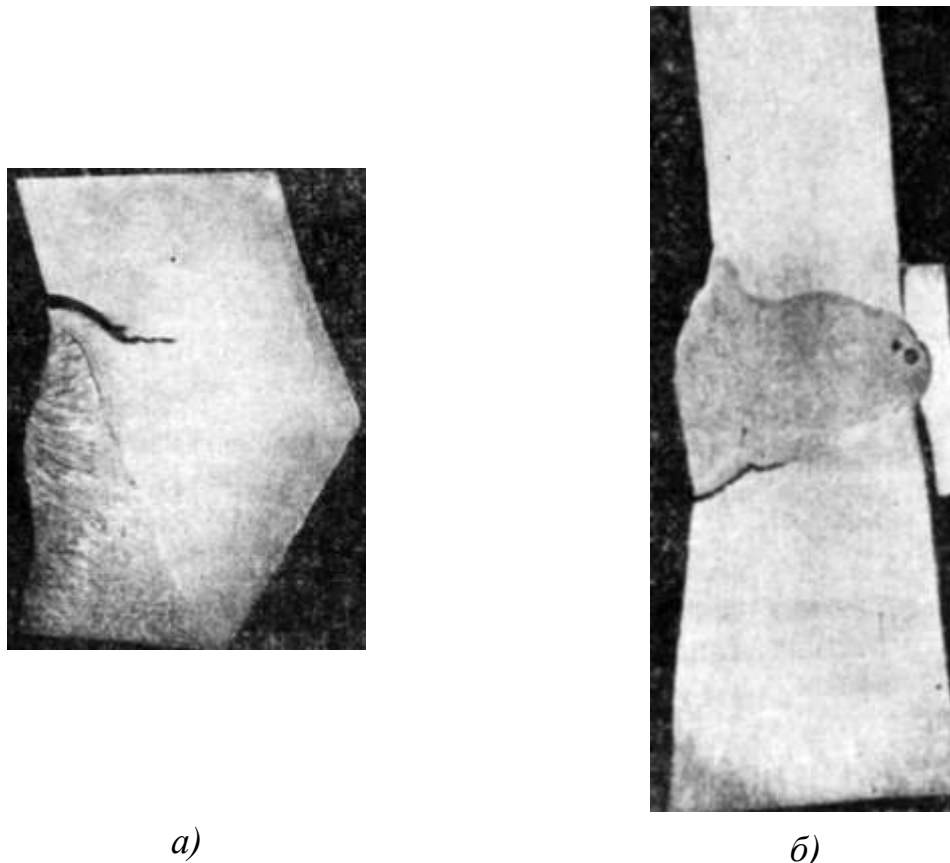


Рис. 4.31. Трещины, проходящие в «мягкой» прослойке в зоне термического влияния:
а – сварное соединение тройника; *б* – сварной стык паропровода

Трещины расположены по границам зерен, что особенно хорошо видно по многочисленным надрывам, сопутствующим магистральной трещине (рис. 4.32). Как магистральная так и сопутствующие трещины имеют окисленные края, а в некоторых случаях – значительный слой окалины. В отдельных случаях трещины в «мягкой» прослойке развиваются из трещин типа «локальных», расположенных в околошовной зоне.



Рис. 4.32. Межзеренный характер трещины в зоне термического влияния, $\times 100$

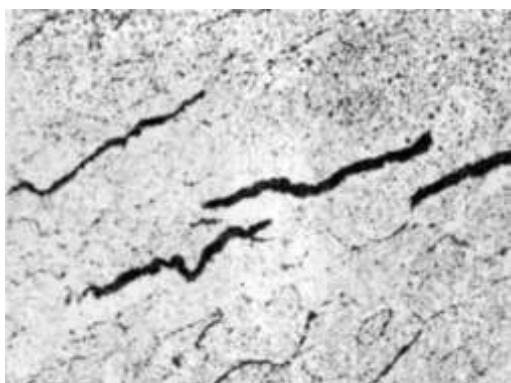
Если «мягким» является шов, то трещины в нем располагаются обычно вблизи границы сплавления и могут иметь ступенчатый «пило-образный» характер (рис. 4.33, *а*). Это связано с чередованием в металле шва крупнозернистых и мелкозернистых (перекристаллизованных) участков. На участках с разной величиной зерна трещина может менять направление. На участках крупного зерна трещины идут по границам зерен (рис. 4.33, *б-в*), напоминая по виду «локальные» трещины. На участках перекристаллизации металла шва трещины по характеру распространения аналогичны наблюдаемым на участках мелкого зерна и неполной перекристаллизации зоны термического влияния.

Причина образования трещин в «мягкой» прослойке – действие напряжений, превышающих допустимые. Факторами, способствующим возникновению таких повреждений, являются конструктивные недостатки, связанные с изменением сечения в районе стыка или нарушением условий эксплуатации (защемления, нарушения трассировки, неправильная работа опор и подвесок и т.п.).

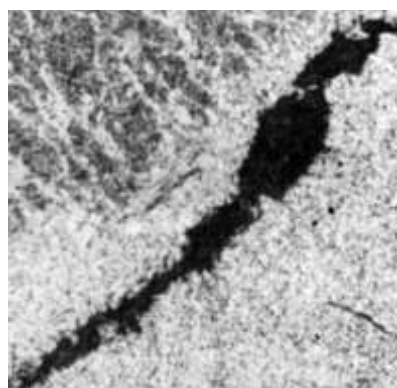
Вероятность их появления увеличивается при прочности основного металла, соответствующей верхнему пределу нормативных значений. Особенностью данных повреждений является возможность многократного повторения повреждений на одном и том же участке в том случае, если после первого повреждения источник повышенных напряжений не был устранен.



а)



б)



в)

Рис. 4.33. Трещины в «мягкой» прослойке шва:
а – вид излома; б – трещины и поры на участках крупностолбчатой структуры шва, $\times 100$; в – трещина на участке межзеренной структуры перекристаллизации в шве, $\times 100$

Меры предупреждения повреждений – уменьшение внешних нагрузок за счет наладки паропровода, изменения его конструкции, изменения конструкции напряжений, а также снижения концентрации напряжений путем зачистки, создания плавных переходов в местах соединения деталей разных толщин.

4.3.1.6. Усталостные и коррозионно-усталостные повреждения. Усталостные повреждения в сварных соединениях паросиловых установок обычно связаны с термической усталостью и возникают в результате многократного воздействия высоких термических напряжений при забросах конденсата или недопустимо высоких скоростях прогрева и охлаждения. Быстрому развитию их способствует коррозионное воздействие водной среды, поэтому в большинстве случаев выявляемые трещины можно классифицировать как коррозионно-усталостные повреждения.

Трещины указанного типа обычно возникают на внутренней поверхности (рис. 4.34) в зонах конструктивных или технологических концентраторов (в местах приварки штуцеров, у подкладных колец, в местах перехода от проточенного участка к необработанной поверхности трубы).

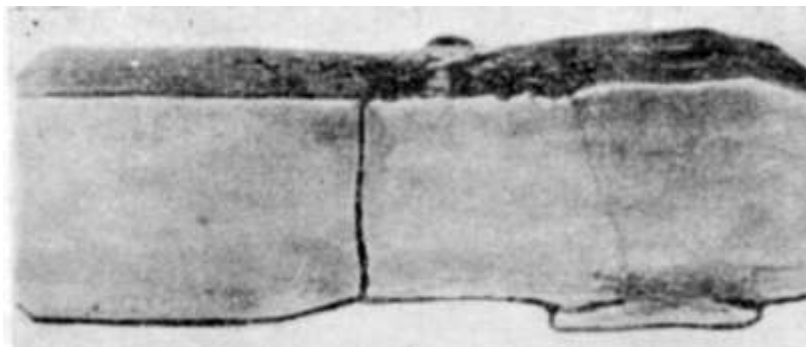


Рис. 4.34. Усталостная трещина, идущая от проточки под подкладное кольцо

Они образуются в местах присоединения отводов к предохранительным клапанам, дренажным и импульсным линиям, а также в стыковых сварных соединениях паропроводов, расположенных вблизи этих мест (рис. 4.35). В сварных соединениях трещины, вызванные термической усталостью, могут располагаться как вдоль, так и поперек шва (рис. 4.36). Термическое расщепление на внутренней поверхности часто имеет вид сетки (рис. 4.37).



Рис. 4.35. Усталостная трещина на внутренней поверхности трубы, идущая от отверстия под штуцер



Рис. 4.36. Усталостная трещина в стыковом сварном соединении, расположенная поперек шва

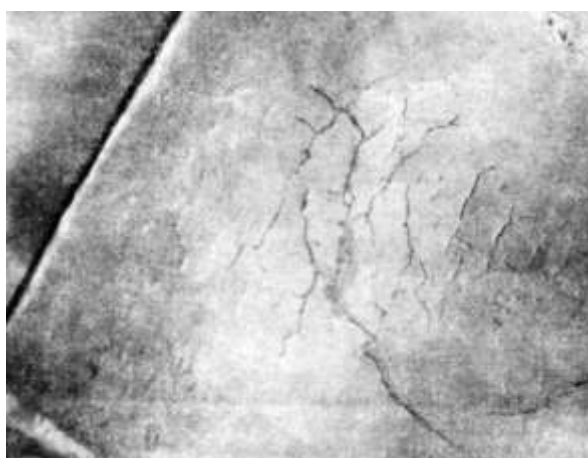


Рис. 4.37. Сетка усталостных трещин на внутренней поверхности трубы

Об усталостном характере разрушения можно судить по виду излома, на котором выявляются две зоны: одна – собственно усталости с концентрическими кольцами, другая – статического долома (рис. 4.38). При анализе изломов необходимо обращать внимание на степень окисленности их, имея в виду, что начальные участки трещины имеют более сильное окисление (рис. 4.39).

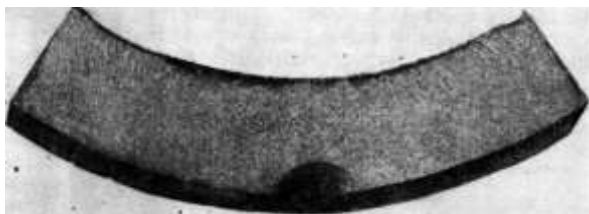
Наряду с трещинами термической усталости в сварных соединениях могут наблюдаться усталостные трещины, обусловленные изменением внутреннего давления и внешних нагрузок (например, при вибрации паропровода). Они обычно начинаются на наружной поверхности концентраторов в вершине угловых швов, в местах приварки вспомогательных элементов или штуцеров (рис. 4.40). В ряде случаев их образованию и ускоренному развитию способствуют зародышевые трещины, возникшие при сварке.



Рис. 4.38. Зона усталостного излома паропровода



Рис. 4.39. Усталостные трещины в металле шва и околошовной зоне углового сварного соединения, $\times 100$



a)



б)

Рис. 4.40. Разрушение байпасного трубопровода питательной линии в месте приварки указателя сварного стыка:
a – начало разрушения; *б* – подваликовая трещина

Общий признак коррозионно-усталостных трещин при металлографическом анализе – их внутризеренный характер (рис. 4.41, 4.42). Меры их предупреждения связаны с устранением причин, вызывающих высокие амплитуды переменных напряже-

ний, или снижением концентрации напряжений путем создания более плавных переходов в зоне сопряжения свариваемых элементов.

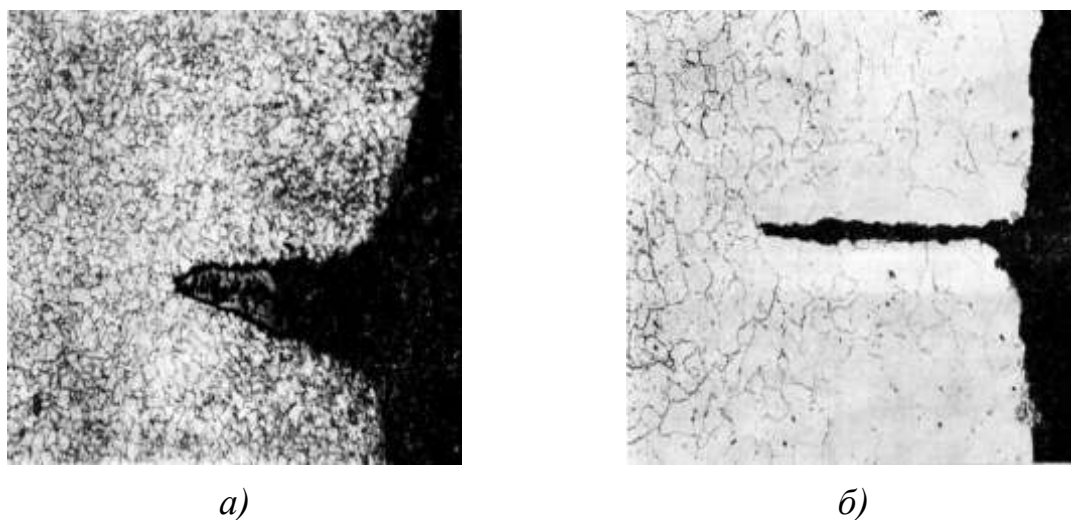


Рис. 4.41. Характер усталостных трещин, $\times 100$:
a – в месте расположения проточки под подкладное кольцо; *б* – в месте наличия сетки трещин

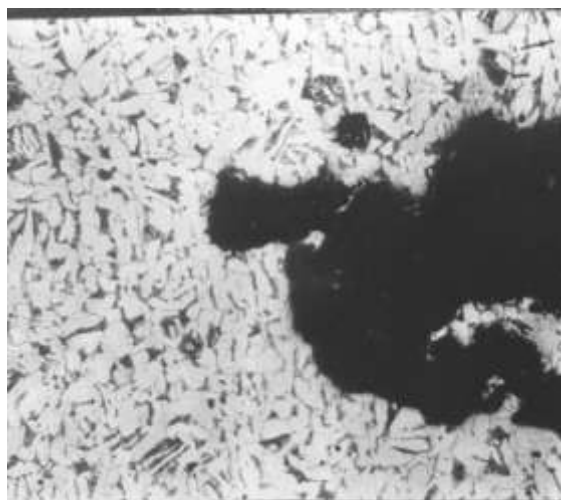


Рис. 4.42. Характер развития усталостной трещины, $\times 100$

4.4. Типичные повреждения объектов повышенной опасности

При длительной эксплуатации объектов повышенной опасности в сложных условиях, зачастую при высоких температурах и напряжениях, при активном воздействии агрессивных сред и циклических нагрузок в металле происходят сложные физико-химические явления.

Различные процессы и явления, происходящие в металле нами рассмотрены ранее в главе 3. Обычно промышленное оборудование рассчитывается на строго определенные условия эксплуатации с некоторым запасом, однако реальные условия очень часто и, значительно отличаются от расчетных.

В объектах повышенной опасности: котлах, кранах, подъемниках, вышках, трубопроводах, сосудах и т. д. при длительной эксплуатации металл подвергается и сопротивляется иногда воздействию различных сверхрасчетных нагрузок, что приводит в некоторых случаях к аварийным повреждениям оборудования. Металлургические, монтажные дефекты и ошибки проектировщиков значительно приближают момент разрушения и сокращают срок службы объектов.

Однако фактическая долговечность оборудования в первую очередь зависит от скорости протекающих в металле различных процессов и явлений, которые могут развиваться одновременно, но в конечном итоге какой-либо процесс становится ведущим и разрушение произойдет именно по механизму ведущего процесса.

4.4.1. Повреждения паропроводов

Так, например, металл паропроводных труб на тепловых электростанциях эксплуатируется при высоких температурах и давлениях в условиях ползучести, а некоторые элементы и в условиях коррозионно-термической усталости.

Большинство разрушений гибов (гнутые элементы труб) на электростанциях происходит на паропроводах с высоким уровнем рабочих напряжений. Это относится к гибам труб паропроводов, работающих при температуре 570°C и $P > 55\text{Мпа}$, при температуре $540\dots545^{\circ}\text{C}$ и $P > 60\text{Мпа}$, а также при температуре $480\dots510^{\circ}\text{C}$ и $P > 90\text{Мпа}$. Анализ аварийных остановов показал, что большинство разрушений приходится на металл, работающий в условиях частых пусков и остановов. Довольно часто разрушения наблюдаются после $300\dots500$ пусков котельных агрегатов из холодного состояния. По внешнему виду авторы [7, 8] делят повреждения на два типа.

Одна часть гибов разрушилась по наружной образующей со значительным раскрытием трещины шириной до $260\text{--}380\text{ мм}$ и

длиной до 1 м (рис. 4.43). Параллельно основному раскрытию располагается ряд продольных трещин межзеренного характера. Разрушение происходило с наружной поверхности, кромки разрыва заметно утонены.

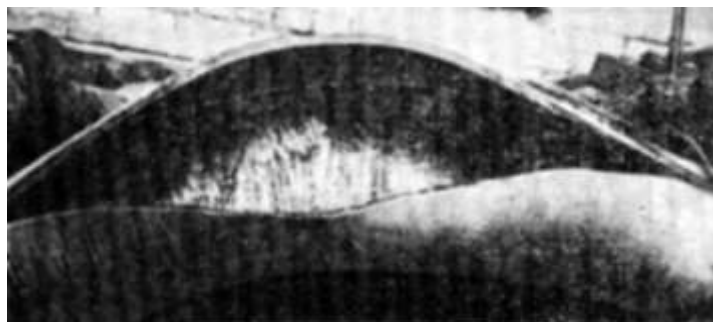


Рис. 4.43. Разрушениегиба трубы паропровода с повышенной ползучестью

Другая часть гибов имеет вид нераскрытых трещин протяженностью до 100...150 мм. Излом хрупкий без следов утонения на кромках разрыва (рис. 4.44). Подобные трещины на некоторых трубах смещены в сторону нейтральной образующей на различное расстояние. На некоторых трубах наблюдалось развитие трещин в нейтральной зоне с внутренней поверхности. На электростанциях, работающих в пиковых режимах в условиях термоциклирования, наряду с трещинами на растянутой части ггиба встречались трещины с внутренней стороны. Авторы [7, 8] исследовали более ста гибов, разрушивших на различных электростанциях.

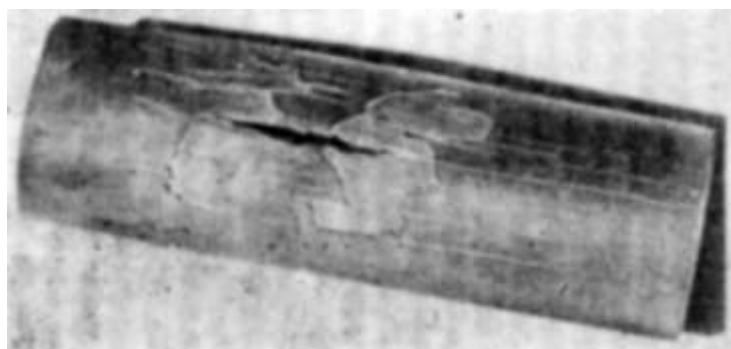


Рис. 4.44. Хрупкие разрушения металла гибов паропровода

В работах показано, что трещины на подобного рода ггибах появляются в местах наибольшего искажения формы сечения

трубы или вследствие большей овальности под действием дополнительных нагрузок, возникающих в процессе эксплуатации.

Развитие трещин в гйбах необогреваемых труб ряд авторов [272–276] относят за счет, либо длительной ползучести, т. е. истощения длительной прочности при высоких температурах, либо коррозионной усталости при более низких температурах. Развитие в металле необогреваемых труб из стали 12Х1МФ трещин в результате ползучести объясняли только длительным воздействием высоких температур при рабочих напряжениях. При этом наблюдали следующие особенности: увеличение диаметра, глубокие структурные изменения, характерные продольные трещины межзеренного характера (рис. 4.49), надрывы рядом с карбидами, порообразование. Частичное обезуглероживание матрицы относили исключительно за счет выделения, коагуляции и сфероидизации карбидов по границам зерен.

При развитии коррозионно-усталостных трещин в углеродистых сталях значительного изменения структуры не установлено. Зарождение трещин происходит от коррозионных язв и питтингов, возникающих преимущественно по нейтральной зоне гйба на внутренней поверхности. Иногда разрушение гйбов необогреваемых труб из стали 20 происходит в результате коррозионного растрескивания из-за воздействия щелочной среды, образующейся при взаимодействии влаги с материалом тепловой изоляции в период простоев котельных агрегатов [374].

Авторы [372] отметили отрицательную роль водорода в процессе коррозионно-усталостных повреждений необогреваемых элементов паровых котлов, эксплуатирующихся при умеренных температурах.

Результаты исследования локального распределения остаточного водорода в металле необогреваемых гйбов показали, что в непосредственной близости к поверхности сквозной трещины, зародившейся от коррозионной язвы на внутренней поверхности трубы, концентрация водорода намного превышает граничный уровень для углеродистой стали (рис. 4.45).

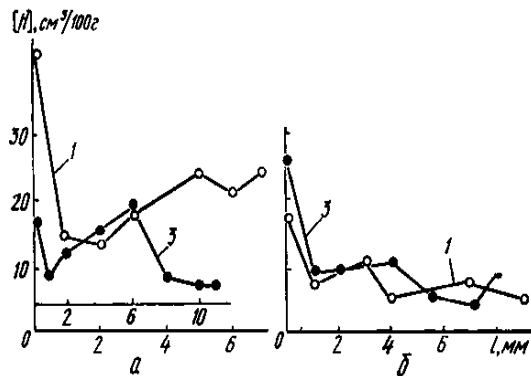


Рис. 4.45. Распределение водорода в металле труб из стали 20 котла ТП-32: *а* – поврежденной водоспускной (диаметр 159×12 мм); *б* – для отвода из экранов пароводяной смеси в барабан (диаметр 133×10 мм)

В металлегиба трубы диаметром 133 на 10 мм из стали 20 максимальная концентрация водорода определена со стороны внутренней поверхности вблизи кромки разрушения. По мере удаления от излома концентрация водорода как по толщине так и по периметру трубы изменяется незначительно и составляет 5...10 см на 100 г (рис. 4.45, *б*). Реакционного воздействия водорода на металл не обнаружено (металл не обезуглерожен вблизи трещины).

Реакционное водородное охрупчивание металла необогреваемых труб выявляется при температурах выше 400°С, когда трещины развиваются со стороны паровой фазы. При этих условиях ускоренное трещинообразование возможно за счет совместного действия ползучести и наводороживания.

Влияние водорода на разрушение паропровода острого пара диаметром 273 на 32 мм из стали 12Х1МФ изучено в работе [211]. Разрушение произошло на гйбе, расположенном в горизонтальной плоскости с подъемом одного из прямых участков на угол в десять градусов путем отрыва растянутой зоны гйба по обеим нейтральным образующим. Длина оторванной части – 1000мм, ширина – 250 мм. Срок эксплуатации паропровода – 97,6 тыс. ч. при 151 пуске. Параметры среды: Р – 14,0 МПа, Т – 545°С.

Трещины развивались с внутренней стороны трубы из нейтральных зон гйба. Очевидных проявлений ползучести в зонах разрушения не выявлено. Зоны растрескивания представляют со-

бой области с коррозионно-усталостными трещинами и микро-трещинами межзеренного характера (рис. 4.46). Наблюдается ветвистость трещин, наличие пережимов, округлых окончаний, в ряде мест – прерывистость трещин. Внутренние полости трещин заполнены окислами, внешние их границы окружены полями продуктов реакции.

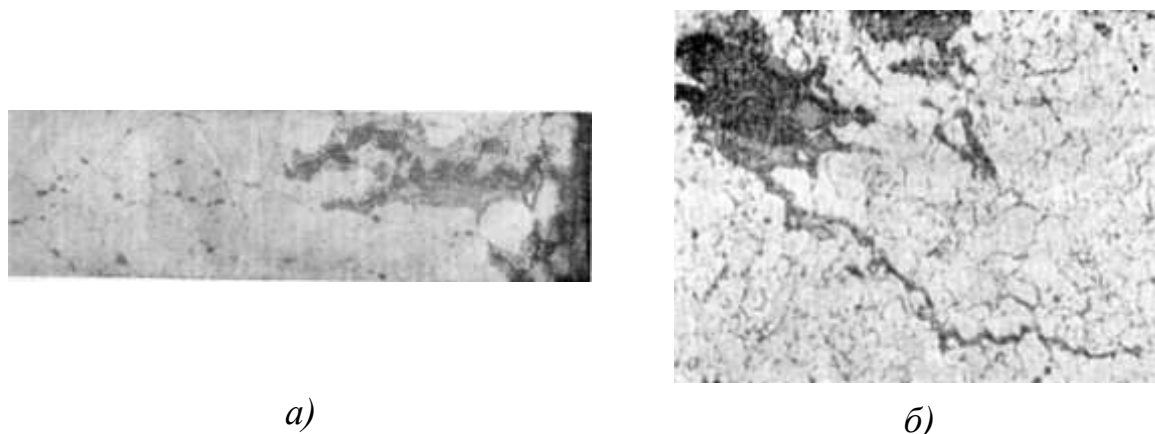


Рис. 4.46. Развитие трещин и структура металла в зоне разрушения со стороны внутренней поверхностигиба паропровода острого пара (14 МПа, 818К, сталь 12Х1МФ) при увеличении 100 (а) и 1500 (б)

Проведенный контроль содержания водорода показал, что максимальная концентрация водорода зафиксирована у поверхности разрушения – до 35 см на 100 г. Распределение неравномерное и вдоль излома колеблется от 6 до 30 см на 100 г на поверхности перпендикулярной к трещине, и 12...35 см на 100 г при косом срезе.

Однако во всех случаях содержание остаточного водорода на порядок и более превышает концентрацию его в исходном состоянии стали и в несколько раз больше граничного уровня, при котором эта сталь теряет свои прочностные и пластические свойства. По мере удаления от излома уровень наводороживания значительно снижается.

Таким образом, закономерности распределения водорода вблизи и вдали от поверхности разрушения различны.

Вблизи от трещины активно протекали коррозионные процессы с интенсивным реакционным наводороживанием металла и, как следствие с его охрупчиванием, образованием и развитием межзеренных трещин с внутренней поверхности. Эти процессы и

привели к разрушению паропровода из-за необратимого водородного охрупчивания стали.

Начальная стадия процесса ползучести, протекающего со стороны наружной поверхности, не оказала заметного влияния на разрушение паропровода.

Согласно [378], максимальная концентрация напряжений на внутренней поверхности гйба (откуда в данном случае происходило наводораживание стали) находится на нейтральных образующих, в связи со знакопеременным нагружением здесь создаются наиболее благоприятные условия для повреждения защитных пленок и протекания процессов первичной коррозии с выделением водорода.

Анализ повреждений гйбов, проведенный специалистами ВТИ, УралВТИ, фирмой ОРГРЭС и специалистами Служб металлов и сварки ведущих энергоуправлений России и Украины показывает, что разрушения гйбов происходят не только от вышеназванных причин, но и от поставки труб с металлургическими дефектами на котлостроительные заводы. При гибке труб в процессе деформирования металлургические дефекты типа закатов, плен, расслоений и др. раскрываются и превращаются в концентраторы напряжений, от которых при длительной эксплуатации могут развиваться трещины. При гибке труб довольно часто происходит значительное утонение стенки, и в случае нерекондованной структуры на спинке гйба длительная прочность - недостаточна для безопасной эксплуатации оборудования.

Так, в Донбассэнерго было три случая разрушения гйбов пароперепускных труб диаметром 133 мм с толщиной стенки 10 мм из стали 12Х1МФ, работающие при параметрах: давлении – 11,5 МПа, температуре – 540°С. Гйбы отработали от 21408 до 35675 часов. Утонение стенки на растянутых частях гйбов составляло от 15 до 17 % номинальной толщины. Приведенные напряжения на участках растянутых волокон гйбов превысили расчетные, что и привело к разрушениям труб в процессе эксплуатации.

Разрушение труб поверхностей нагрева котлов высокого давления происходят как от металлургических, так и от дефектов, возникших в процессе длительной эксплуатации металла энергооборудования.

Так, например, на котле 3А Беловской ГРЭС после 135000 часов эксплуатации при гидравлическом испытании произошло повреждениегиба 44 пакета у выходной камеры.

Повреждение представляет собой трещину в нейтральной зонегиба, развившуюся от внутренней поверхности (рис. 4.47, 4.48). На внутренней поверхности разрушенногогиба (рис. 4.48) наблюдаются участки грата, полученного при продувке контактных стыков. Трещина развивалась от внутренней поверхности перпендикулярно образующей трубы. Микроструктурным анализом установлено, что разрушение вызвано образованием и развитием трещины от металлургического дефекта в процессе эксплуатации.



Рис. 4.47. Трещина на наружной поверхностигиба



Рис. 4.48. Характер развития трещин на внутренней поверхностигиба и отложения грата

Характерное разрушение в результате кратковременного перегрева произошло на котле №17 Кузнецкой ТЭЦ, здесь произошел разрыв трубы заднего экрана, изготовленной из стали 20 (рис. 4.49). В зоне максимального раскрытия трубы кромки разрыва тонкие, ножевидные. На кромках разрыва микроструктура – перекристаллизованная и свидетельствует о перегреве металла в процессе эксплуатации до температур межкритического интервала, зерна деформированы (рис. 4.50). На тыльной стороне трубы

микроструктура феррито-перлитная, величина зерна соответствует баллу 6-7 ГОСТ 5639.

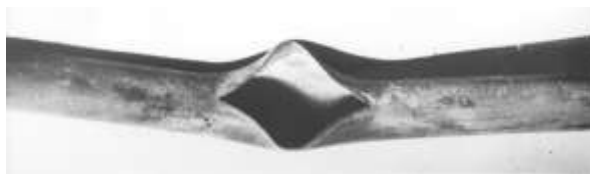


Рис. 4.49. Разрыв трубы

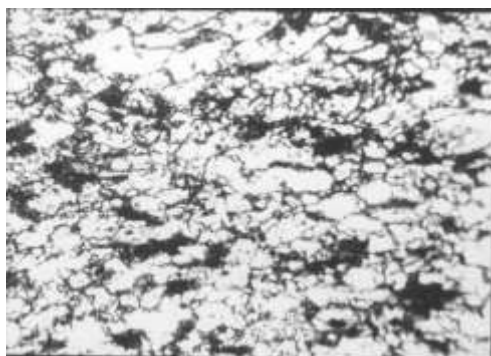


Рис. 4.50. Микроструктура металла, $\times 100$

В результате длительного перегрева разрушилась труба КПП-4 котла № 18 Кузнецкой ТЭЦ, изготовленная из стали 12Х1МФ. Разрыв произошел по растянутой зоне на расстоянии 180 мм от нижней точкигиба. Подобного типа разрушения довольно часто встречаются на многих электростанциях России. Обычно вдоль кромок разрыва на внутренней и наружной поверхностях наблюдается сетка продольных мелких трещин.

Микроструктура металла в зоне разрыва состоит из феррита и крупных скоагулированных карбидов по границам зерен (рис. 4.51), на кромках разрыва – поры и микронадрывы (рис. 4.52). На тыльных поверхностях труб с противоположной стороны от разрыва микроструктура – феррито-бейнитная. Анализ микроструктуры свидетельствует о наличии локальной зоны перегрева металла.

Разрушения труб КПП-2 котла 3А Беловской ГРЭС, изготовленных из аустенитной стали 12Х18Н12Т произошло в результате межкристаллитной коррозии (МКК) в 1995 и 1998 годах. Общий вид повреждений представлен на рис. 4.53 и 4.54. В микроструктуре наряду с тонкими, четкими границами зерен, наблюдаются двойные границы (рис. 4.55.) и полости. Ближе к кромкам разрыва – растрескивание по границам зерен.

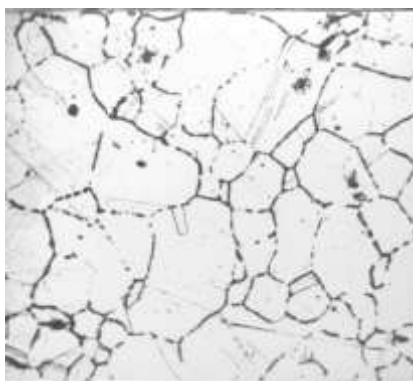


Рис. 4.51. Феррито-перлитная структура

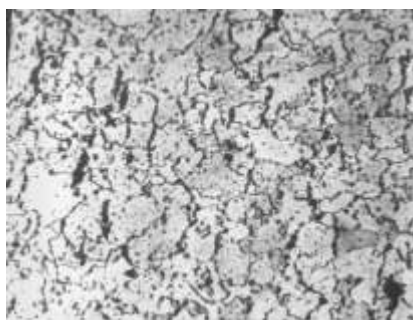


Рис. 4.52. Микронадрывы и поры

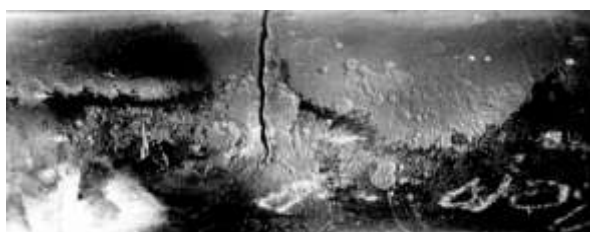


Рис. 4.53. Трещина ММК



Рис. 4.54. Поражение металла трубы межкристаллитной коррозией



Рис. 4.55. Двойные границы зерен и полость. Растрескивание по границам зерен, $\times 500$

На электростанциях нередко случаи разрушения труб из-за низкой жаростойкости.

Характерным примером является разрушение металла труб КПП – 2 котла №3Б Беловской ГРЭС после 49024 ч. эксплуатации при давлении 14,0 МПа и температуре 570°C, изготовленных из стали 12Х2МФБ (рис. 4.56).

Толщина окалины с наружной поверхности достигала – 1,5 мм. Ее строение приведено на рис. 4.57. Толщина окалины с внутренней поверхности от 0,9 до 2,5мм (рис. 4.56–4.58).



Рис. 4.56. Отслоение металла



Рис. 4.57. Строение наружной окалины на трубах, $\times 100$



Рис. 4.58. Строение наружной окалины на трубах, $\times 100$

4.4.2. Бездеформационные повреждения труб поверхностей нагрева

За последние годы на ряде электростанций Кузбассэнерго участились случаи бездеформационного разрушения труб поверхностей нагрева. Так, на Новокемеровской ТЭЦ повреждались экранные трубы котлов ТП-87 [379].

Обычно повреждения происходили одновременно, или почти одновременно на нескольких агрегатах, либо на одном котле через незначительное время.

Авторы проанализировали результаты исследования 12 поврежденных экранных труб из стали 20 диаметром 60 мм с толщиной стенки 6мм. Все эти трубы деформированы действием истекающей струи пароводяной смеси, из четырех вырваны куски

металла. Разрушения произошли через 33–62 тыс. часов эксплуатации без утонения стенки в месте повреждения, без увеличения диаметра трубы.

Повреждения наблюдались с огневой стороны возле сварных соединений или рядом с границей ошипованного пояса. На внутренней поверхности всех исследованных труб в зоне разрыва вдоль образующей обнаружены бугристые борозды коррозионного характера с продольными трещинами и надрывами. Ширина борозд изменялась от 20 до 55 мм, длина достигала 800–1000 мм.

Временное сопротивление разрыву на тыльной стороне поврежденных труб составляло – 479–497 МПа, в зоне разрыва (борозды) 265–285 МПа. На неповрежденных участках труб оно достигало 519–532 МПа, а относительное удлинение – 36–38%

Пластичность образцов, вырезанных из зоны повреждения практически равна нулю. Изломы хрупкие.

Микроструктура тыльной стороны поврежденных труб практически одинакова – феррито-перлитная, размер зерна соответствует баллу 5–9 ГОСТ 5639. Перлит плотный, смешанного строения, границы зерен четкие. В зонах разрушения феррито-перлитная структура с внутренней поверхности труб сильно обезуглерожена. Этот процесс сопровождается интенсивным межзеренным растрескиванием. В зоне коррозионной борозды и в примыкающей к ней участках наблюдается осветление перлита (рис. 4.59).



Рис. 4.59. Микроструктура в зоне повреждения, $\times 500$

Авторы предположили, что бездеформационное разрушение экранных труб произошло по механизму водородного охрупчивания. Так как определение содержания водорода в производственных условиях практически невозможно, авторы предложили упрощенную методику выявления пораженных зон.

При глубоком травлении микрошлифов в 50%-ном кипящем растворе соляной кислоты обнаружили четкую границу между здоровым и пораженным металлом. Глубина поражения в рассмотренном случае достигала 2,5...3,0 мм (рис. 4.60). Этим же способом оценивали степень поврежденности труб, вырезанных вдали от разрушения (150-300 мм). В неповрежденных трубах глубина охрупченного слоя составляла 1,2...1,5 мм.

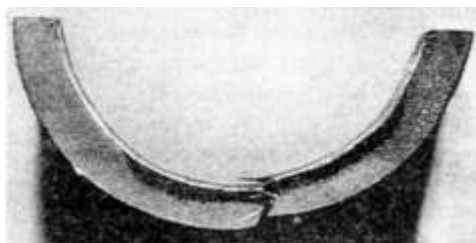


Рис. 4.60. Зона водородного охрупчивания после травления

А. Б. Вайнман с соавторами [280] предложили хрупкие разрушения труб с определенной условностью классифицировать по шести группам. Они делили повреждения в основном по зоне расположения поврежденных труб в котле, по тепловым нагрузкам, по уровню напряжений, по наличию определенной среды. Авторы проанализировали повреждения на паровых котлах, не только в энергосистемах стран бывшего СССР, но и на электростанциях США, Германии, Великобритании и т. д. и выявили характерные признаки бездеформационных разрушений.

Проведенный анализ и исследования показали, хрупкие бездеформационные повреждения металла труб поверхностей нагрева обычно не связаны с дефектами трубного производства (закат, плена, расслоение и т. п.). Химический состав сталей соответствует требованиям технических условий, механические свойства и микроструктура в большинстве случаев соответствует также нормативным требованиям.

По состоянию огневой поверхности установлено следующее [281, 282].

1. Низкое сопротивление разрыву. Разрушение происходило хрупко без заметной пластической деформации.

2. Межзеренный характер разрушения, межкристаллитное растрескивание металла со стороны внутренней поверхности вблизи от места разрыва. Наличие многочисленных продольных интеркристаллитных трещин (рис. 4.61).

3. Обезуглероживание металла в зоне повреждения. Фронт обезуглероживания в большинстве случаев просматривается отчетливо и распространяется со стороны внутренней поверхности трубы. Иногда для хрупких разрушений наряду с межзеренным растрескиванием и обезуглероживанием металла характерно развитие с внутренней поверхности труб трещин коррозионно – термической усталости, то есть происходит совместное действие этих двух процессов.

4. Отсутствуют признаки перегрева. Микроструктура металла с тыльной стороны поврежденных труб и вдали от места повреждения феррито-перлитная, без следов сфероидизации перлита. В зоне разрыва – частичное или полное обезуглероживание стали, но также без признаков перегрева.

5. Наводороживание стали в месте повреждения. С необогреваемой стороны поврежденных труб наблюдается незначительное содержание водорода, не превышающее обычной исходной концентрации металлургического водорода. Металл с огневой стороны непосредственно в зоне разрыва отличается повышенным содержанием водорода.

Наводороживание носит как правило локальный характер. В большинстве случаев по мере удаления от кромок разрыва содержание водорода резко падает.

Таким образом, металл в участках хрупких повреждений с огневой стороны труб поверхностей нагрева подвергается необратимому реакционному водородному охрупчиванию, о чем свидетельствуют вышеперечисленные признаки.

Аномально высокие концентрации водорода вызваны его недиффузионноспособным состоянием в виде метана и молекулярного водорода.

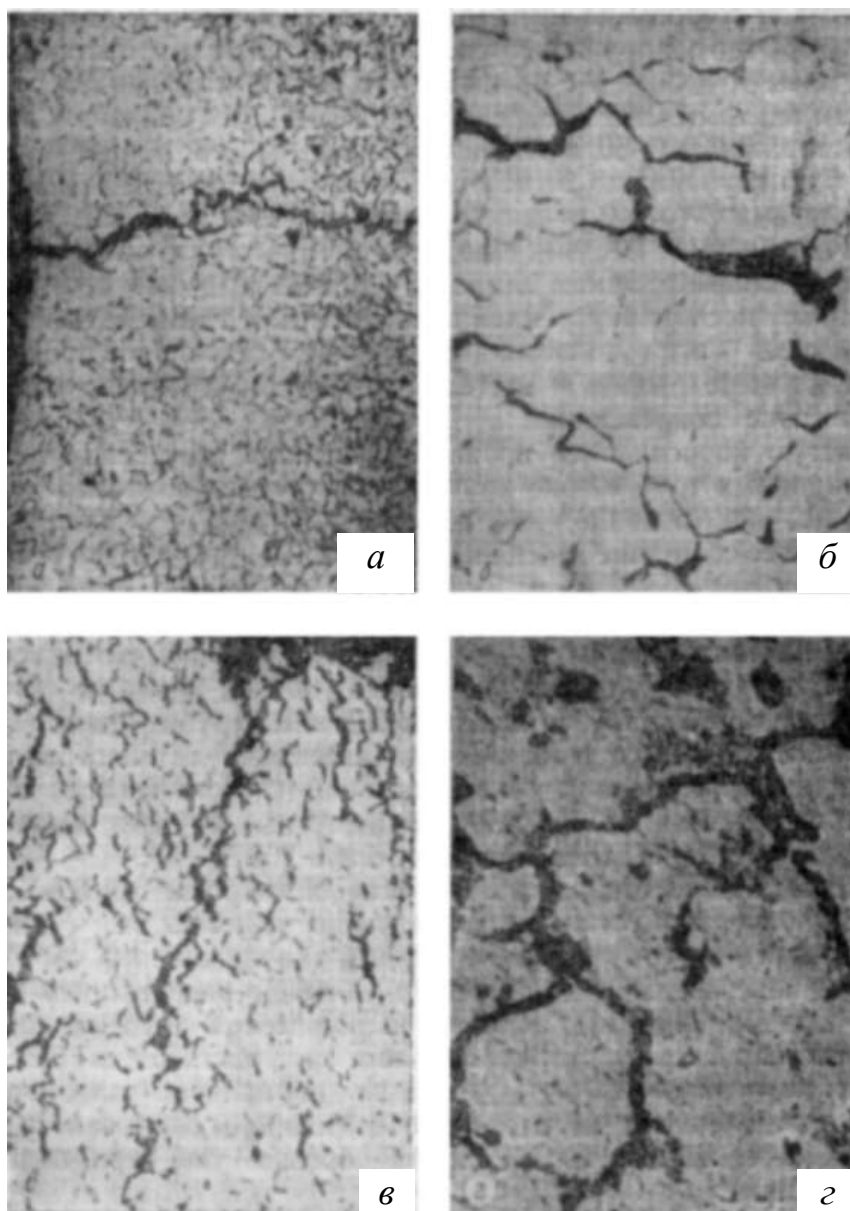


Рис. 4.61. Структура металла и характер распространения трещин в зонах типичных хрупких разрушений парообразующих труб котлов высокого давления (слева направо, сверху вниз):

а, б – экранная труба котла ТГМ-96 ($\times 100$ и 500 соответственно);
в, г – труба заднего экрана котла ТГМ-96 после 13 тыс. ч эксплуатации ($\times 100$ и 500 соответственно)

Результаты работы позволяют сделать вывод о том, что хрупкие повреждения труб поверхностей нагрева паровых котлов высокого давления связаны с протеканием коррозионного процесса, заметно отличающегося от известных видов внутрикотловой коррозии. При других видах коррозии, стенки труб утончаются настолько, что не выдерживают рабочих напряжений. Раз-

рушения носят в основном вязкий характер и обычно сопровождается отдулиной в месте коррозионного утонения.

Как отмечают авторы [281, 282] довольно часто встречаются случаи смешанного разрушения: сначала с внутренней поверхности трубы развивается вязкое разрушение, затем после образования из металла стенки достаточного количества продуктов коррозии процесс ускоряется и протекает уже по механизму водородного охрупчивания.

К повреждаемым узлам котельных агрегатов в период приработки (в первые тысячи часов эксплуатации) являются разрушения труб поверхностей нагрева [283] рядом с заводскими контактными стыками в результате перегрева металла вследствие дросселирования сечений труб сварочным гратом (рис. 4.62).



Рис. 4.62. Дросселирование сечения труб сварочным гратом

Одним из повреждаемых узлов является угловое соединение приварки труб поверхностей нагрева к коллекторам. Такой вид повреждений может быть вызван защемлением труб, воздействием на данный узел нерасчетных изгибающих напряжений, нарушением геометрических размеров шва (рис. 4.63).

Большой вклад в исследование металла поврежденных труб поверхностей нагрева и других элементов и узлов энергооборудования, в определение причин их разрушения внесли специалисты инженеры-практики Служб Металлов и Сварки Кузбассэнерго, Донбассэнерго, Мосэнерго, Челябинэнерго, Свердловскэнерго-ремонт и др. Службы металлов были созданы около 50 лет тому назад для организации системы контроля за металлом на электро-

станциях в связи с пуском в эксплуатацию котлов высокого давления и участвовавшими случаями внезапного аварийного разрушения оборудования.

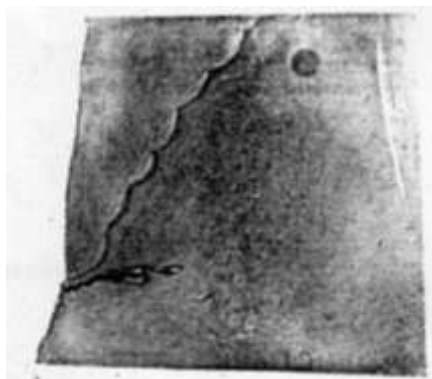


Рис. 4.63. Повреждение углового соединения по коллектору

У истоков организации системы контроля за металлом стояли такие специалисты, как Н. В. Бугай, В. П. Наумов, Ю. М. Гофман, Т. Г. Березина, М. А. Аксельрод, П.Р. Должанский, В. Г. Шмачков, Н. М. Макаров и многие другие.

4.4.3. Повреждения сварных соединений

На электростанциях нередко случаи разрушения сварных соединений паропроводов в процессе длительной эксплуатации. Так, например, в Кузбассэнерго на Томь-Усинской ГРЭС произошло повреждение сварного соединения главного паропровода, изготовленного из стали 12Х1МФ типоразмером 325 на 43 мм, отработавшего 160 тыс. часов при давлении 14,0 МПа и температуре 545°С.

Главный паропровод в рабочем состоянии был заземлен подвеской паропровода горячего промперегрева и параллельно расположенным паропроводом.

Сварное соединение стыковало прямой участок и гиб. Кольцевая трещина располагалась со стороны прямого участка по зоне термического влияния. Протяженность трещины – 1/3 длины окружности сварного соединения, максимальное раскрытие 2,0 мм (рис. 4.64).



Рис. 4.64. Общий вид разрушения

Трещина развивалась в зоне термического влияния на расстоянии 2,0–3,0 мм от линии сплавления по участку мелкого зерна от наружной поверхности к внутренней, характер развития трещины – межзеренный (рис. 4.65, 4.66).



Рис. 4.65. Фронт распространения трещины. Конец трещины, $\times 100$

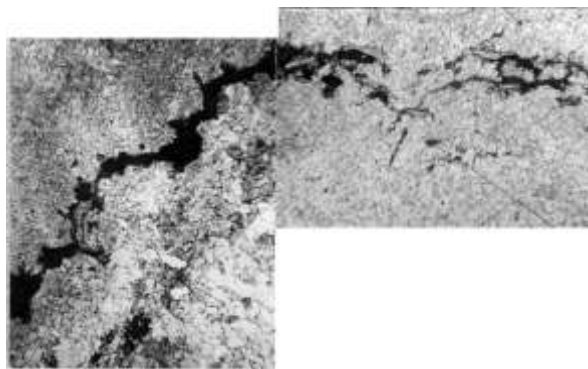


Рис. 4.66. Характер развития трещины

Края магистральной трещины окислены, наблюдаются множественные микронадрывы. Со стороны гйба на расстоянии 2,0–3,0 мм от линии сплавления в зоне термовлияния - межзеренное растрескивание (рис. 4.67). Микроструктура участка неполной

перекристаллизации – феррито-карбидная. В этой зоне вдоль фронта распространения трещины обнаружено большое количество микропор, расположенных преимущественно по границам зерен (рис. 4.68). Характер микроструктуры свидетельствует о полном распаде бейнитной составляющей. Механические характеристики трубы на нижнем пределе требований ТУ 14-3-460-75 для стали 12Х1МФ, а гiba несколько ниже требований ТУ. На внутренней поверхности трубы в зоне расточки под подкладное кольцо обнаружены трещины коррозионно-термической усталости (рис. 4.69).

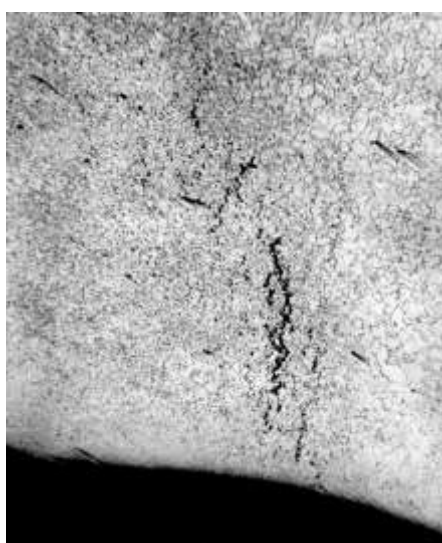


Рис. 4.67. Растрескивание в зоне термовлияния.
Микроструктура трубы, $\times 500$

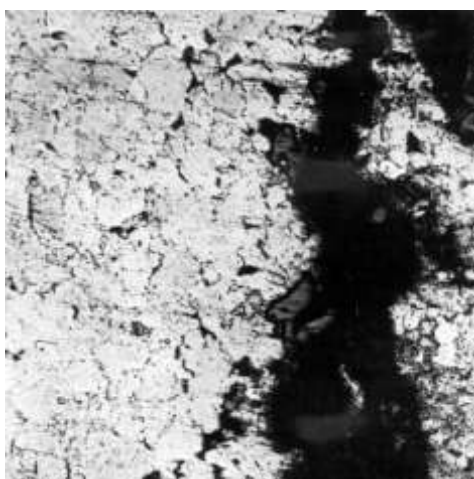


Рис. 4.68. Микроструктура вдоль фронта трещины, $\times 500$



Рис. 4.69. Усталостные трещины на внутренней поверхности в районе расточки под подкладное кольцо

Разрушение сварного соединения произошло по мягкой прослойке – зоне с пониженным сопротивлением ползучести (зоне мелкого зерна и неполной перекристаллизации) при незначительном превышении уровня действующих напряжений.

4.4.4. Разрушение сосудов и баллонов

В условиях длительной эксплуатации объектов повышенной опасности нередки случаи разрушения сосудов высокого давления. Так, например, на Кемеровском ПО «Азот» произошло разрушение днища реактора разложения окислов азота (рис. 4.70).



Рис. 4.70. Общий вид места повреждения

Трещина развивалась по днищу реактора в зоне подварок ручной электродуговой сваркой основного металла днища и в зоне термического влияния шва приварки днища к обечайке реактора. Приварка днища к обечайке проведена на заводе-изготовителе автоматической сваркой. Участок шва в районе трещины подвергался исправлению ручной электродуговой свар-

кой так же на заводе-изготовителе, шов выполнен с нарушением требований ГОСТ 5264 и НТД завода-изготовителя.

Анализ излома показал, что при разрушении образовалось четыре трещины, которые в своем развитии слились в одну. Кроме того, в местах ремонтных заварок на кольцевом шве обнаружены локальные разрушения по линии сплавления между основным металлом и валиками, заваренными ручной электродуговой сваркой (рис. 4.71). Характер развития всех четырех трещин одинаков. Они развивались от концентраторов напряжений, где и расположены фокусы изломов. Из фокусов изломов расходятся мелкие рубцы по направлению развития трещин, далее рубцы значительно укрупняются, становятся грубее, приобретая вид «заноз» в зоне долома (рис. 4.72). Извилистый характер развития трещин связан, по-видимому, с изменением напряженного состояния в металле при разрушении.



Рис. 4.71. Локальные разрушения по линии сплавления между основным металлом и валиками

Металлографическим исследованием установлено, что в сечениях шлифов, вырезанных из различных зон исследованного объекта, по степени травимости обнаружены три слоя. Травление проводили электролитически в 10% растворе щавелевой кислоты. Микроструктуру изучали при увеличениях до 1000 раз. Толщина слоя с наружной поверхности достигает 5–6 мм, с внутренней – 4–5 мм. Характер микроструктуры в верхнем и нижнем слоях – аустенитная дуплекс-структура, величина зерна соответствует

баллу 4–8 ГОСТ 5639. В среднем слое дуплекс-структура с зерном соответствующим баллу 1–6 ГОСТ 5639. В среднем слое обнаружена значительная загрязненность неметаллическими включениями сульфидно-силикатного типа соответствующая баллу 5–6 шкалы ГОСТ 1778 (рис. 4.73).



Рис. 4.72. Место встречи трещин

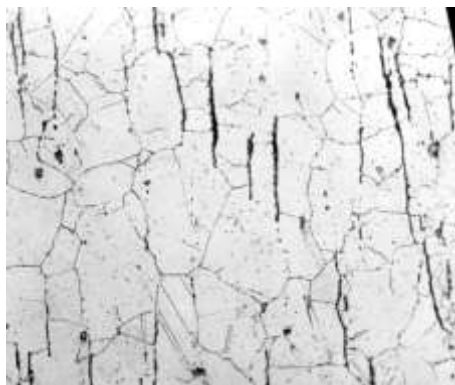


Рис. 4.73. Характер микроструктуры основного металла, $\times 300$

В зонах ремонтных заварок кольцевого шва содержание феррита достигает 6–9%. Выделения ферритной фазы сливаются в общую сетку. На всех исследованных шлифах, вырезанных из ремонтных зон, по линии сплавления между основным металлом и подваркой, выполненной ручной электродуговой сваркой выявлены микротрещины, развивающиеся по границам зерен (рис. 4.74, 4.75). Основной металл обладает пониженной пластично-

стью и ударной вязкостью, в зоне термического влияния ручной электродуговой сварки – повышенная микротвердость металла.

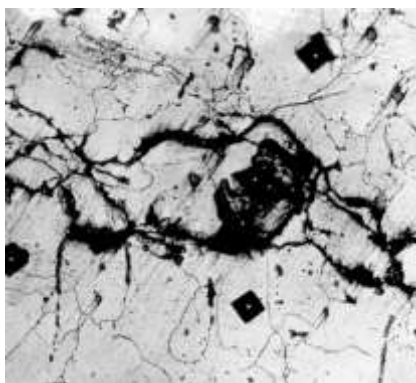


Рис. 4.74. Характер микроструктуры основного металла, $\times 200$

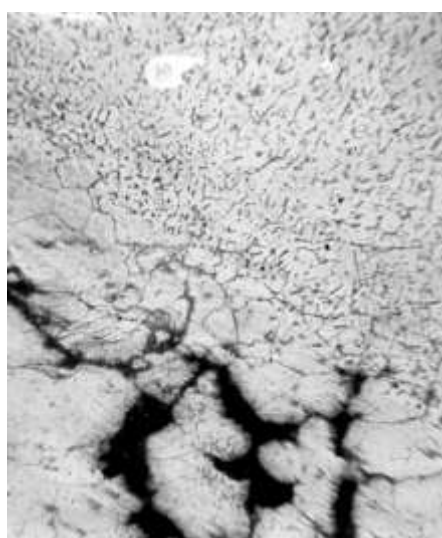


Рис. 4.75. Трещины в околошовной зоне, $\times 100$

Авторами установлено, что разрушение днища реактора вызвано образованием и развитием трещин от концентраторов напряжений в процессе эксплуатации при рабочих параметрах среды (концентраторы напряжений – брызги металла от сварки, ремонтные подварки основного металла и металла шва после автоматической сварки, невыбранные дефекты с внутренней поверхности).

Пониженная ударная вязкость и пластичность металла листа, значительная загрязненность металла неметаллическими включениями способствовали ускорению разрушения.

На промышленных предприятиях, эксплуатирующих объекты повышенной опасности иногда происходят аварийные разрушения баллонов с различными газами. Так, например, при веде-

нии ремонтных работ в г. Прокопьевске произошел взрыв кислородного баллона. Силой взрыва осколки металла были разнесены на расстояние до 200 м.

Исследованию были подвергнуты собранные осколки баллона. Наружная поверхность металла покрыта тонким плотным слоем окалины. На внутренней поверхности – наблюдается равномерная коррозия (рис. 4.76). Толщина стенки на кромках разрыва и на значительном удалении от кромок одинакова, утонения не наблюдается.



Рис. 4.76. Характер коррозии на внутренней поверхности осколков баллона и расположение трещин

Изломы хрупкие, без заметных следов пластической деформации (рис. 4.77). На отдельных участках излома наблюдается наличие на поверхности системы ступенек, образующих шевронный узор, что является признаком малопластичного разрушения под воздействием растягивающих напряжений с изгибом. На одном из осколков обнаружен металлургический дефект – закат с наружной поверхности глубиной до 40% толщины стенки (рис. 4.78). Поверхность излома в зоне дефекта имеет меньшую шероховатость, по сравнению с другими участками. Микроисследование показало, что трещины развивались, преимущественно, по телу зерен.



Рис. 4.77. Шевронный излом



Рис. 4.78. Закат в сечении излома

В результате проведенного исследования установлено; разрушение баллона произошло при резком однократном нагружении (взрыве газа), что привело к мгновенному повышению давления внутри баллона, возникновению напряжений значительно превышающих предел прочности, появлению многочисленных трещин в различных сечениях и лавинообразному их развитию. Наличие закатов способствовало развитию разрушения, но не явилось первопричиной разрушения.

4.4.5. Усталостные разрушения

На ЦВД турбины №2 Беловской ГРЭС после 37596 часов эксплуатации произошло разрушение штока регулирующего клапана №2 в зоне 4–9 витков резьбы под углом около 20° к оси штока (рис. 4.79). На отдельных участках резьба выкрошилась и частично забита (рис. 4.80). Излом имеет усталостный характер с несколькими очагами разрушения, расположенными по впадинам резьбы.



Рис. 4.79. Строение излома штока, $\times 2,3$



Рис. 4.80. Расположение излома по отношению к оси штока

На поверхности излома видны две противоположно расположенные зоны собственно усталостного развития. От очагов разрушения расходятся усталостные линии. Расположение усталостных линий свидетельствует о медленном распространении трещин в процессе эксплуатации. Анализ поверхности излома показал, что разрушение произошло при двухстороннем изгибе, при низких номинальных напряжениях и наличии слабого концентратора по окружности. Шток изготовлен из стали 18X11МНФБШ и по механическим свойствам удовлетворяет требованиям проектной документации.

Микроструктура металла штока – сорбитообразная с включениями крупных скоагулированных карбидов. На отдельных участках сохранилась игольчатая ориентация.

Разрушение штока произошло по-видимому, из-за неудовлетворительной сборки клапана.

После наработки 1353 часов эксплуатации на шахте «Красный Кузбасс» произошло разрушение лопатки осевого вентилятора (ВОД-30). Разрушение произошло в зоне перехода к хвостовику лопатки в плоскости перпендикулярной оси. Излом хрупкий – бездеформационный (рис. 4.81).



Рис. 4.81. Строение излома. Микроструктура стали рядом с изломом

На поверхности излома видны очаги разрушения, участок сравнительно медленного развития трещин и зона долома.

Анализ излома показал, что начальные трещины появились с наружной поверхности в виде серии мелких надрывов по границе сплавления основного и наплавленного металла сварного шва приварки лопатки к хвостовику. В сварном шве обнаружены незаваренные кратеры, крупная чешуйчатость, неравномерная ширина и высота усиления, подрезы. Наличие недопустимых дефектов свидетельствует о низкой квалификации специалистов, выполняющих работы по изготовлению и ремонту вышеуказанного оборудования.

«Старые» трещины занимают 75–80% площади излома.

Лопатка изготовлена из стали 20ГЛ, механические свойства ниже минимально допустимых для данной стали по ГОСТ 977. Микроструктура лопатки феррито-перлитная, неравновесная. Зерна перлита хлопьевидные и игольчатые, имеют смешанное строение и разнообразную форму и размеры. Низкие механиче-

ские свойства и характер микроструктуры свидетельствуют о некачественной термической обработке лопатки вентилятора.

Разрушение лопатки вызвано наличием микротрещин, образовавшихся при сварке, которые явились концентраторами напряжений. Пониженные механические свойства способствовали разрушению.

4.4.6. Коррозионное растрескивание магистральных трубопроводов и возможные меры по предупреждению аварийности

Большой научный и практический интерес представляет исследование причин разрушения магистральных трубопроводов. Анализ аварийности на магистральных газопроводах в России за 1993–1997 гг. показал, что основная причина их внезапных разрушений – коррозионное растрескивание стенок труб под напряжением (КНР). За этот период на магистральных газопроводах произошло 40 аварий.

Аварийность из-за КНР отмечается во многих странах мира: Канаде, США, Австралии и т.д.

На трубопроводах известны два типа КНР – почти нейтральное и щелочное.

Процесс КНР начинается с небольших трещин, как правило, продольных, на наружной поверхности трубопровода. Трещины КНР возникают в виде «колоний».

В процессе эксплуатации микротрещины развиваются и сливаются в магистральную трещину (происходит мгновенное разрушение трубопровода).

Щелочное КНР возникает на участках с повышенной температурой стенки в условиях частого изменения уровней напряжений. Микротрещины наблюдаются по границам зерен. Трещины узкие, без следов коррозии.

Почти нейтральное КНР возникает независимо от температуры, в основном на трубопроводах, проложенных на территории с холодным климатом, высокой концентрацией CO_2 в грунтовых водах. Растрескивание происходит по зернам. Трещины широкие, заполнены окислами.

По мнению авторов и специалистов Госгортехнадзора России КРН возникает в результате комплексного воздействия трех основных условий и одного сопутствующего фактора:

1. Контакта наружной поверхности с определенной окружающей средой.
2. Неустойчивости некоторых марок сталей к КРН.
3. Наличие повышенного уровня растягивающих напряжений в стенках труб.
4. Продолжительность воздействия низких величин потенциалов катодной поляризации (от -1,3 до -2,5 В).

В 1997 г. для обнаружения трещин КРН на европейских и североамериканских трубопроводах применялись две модели приборов:

1. «Ультраскан СД» фирма Pipetronix (Германия) определяет трещину длиной 30 мм. И более, глубиной до 2 мм.
2. «MNRK II» фирма «British Gas» выявляет трещины длиной 50 мм и более, глубиной до 1,5 мм.

4.4.7. Разрушения подъемных сооружений

В настоящей работе рассмотрим некоторые, наиболее показательные примеры разрушений. Так, например, на Абагурской аглофабрике (1996 г., АО КМК, Новокузнецк) произошла авария крана-перегрузателя. Исследования причин разрушения, проведены высококвалифицированными специалистами Центральной заводской лаборатории АО КМК, ГПИ Сибпроектстальконструкция, Кузбасс РИКЦ.

Кран мостовой перегружатель изготовлен в 1969 г. заводом «Сибтяжмаш» г. Красноярск и с марта 1970 года эксплуатируется на аглофабрике. Грузоподъемность крана – 32 т, пролет крана – 76,2 м, Общая длина фермы моста – 146 м, полный вес крана – 905 т, вес моста – 450 т, вес грейферной тележки – 73,6 т, вес кабины – 15,6 т. Материал балок – сталь 10Г2С1 ГОСТ 19281.

Мост крана представляет собой конструкцию из двух ферм, соединенных связями. Фермы состоят из верхнего и нижнего поясов двутаврового сечения, пояса фермы соединены раскосами. Высота ферм – 8 м, расстояние между фермами – 7 м.

Техническое диагностирование крана было проведено ГПИ СибПСК в ноябре 1990 года, последнее освидетельствование – в ноябре 1994 г.

27 января 1996г машинист крана, зачерпнув для транспортировки из траншеи в приемный бункер очередной грейфер Ирбинского концентрата, включил механизм передвижения тележки при включенных механизмах сжатия и подъема грейфера. В этот момент произошло разрушение балок верхнего, а затем и нижнего поясов фермы моста крана в районе 8–9 осей, консоль шарнирной опоры с находящейся на ней грейферной тележкой обрушилась на привалочную стенку траншеи и смяла кабину. Смертельно травмирован машинист крана.

Общий вид разрушения приведен на рис. 4.82. Излом балок произошел в поперечном направлении. Исследовали поверхности изломов левой и правой балок. На рис. 4.83 показан излом левой балки с уголками усиления. В изломах обеих балок на одной кромке полки (с одной стороны по отношению к оси балки) имеются небольшие сглаженные участки с характерными линиями распространения фронта трещины (рис. 4.84, 4.85). Остальная поверхность изломов имеет дрововидный характер, на левых полках – шевронный узор.

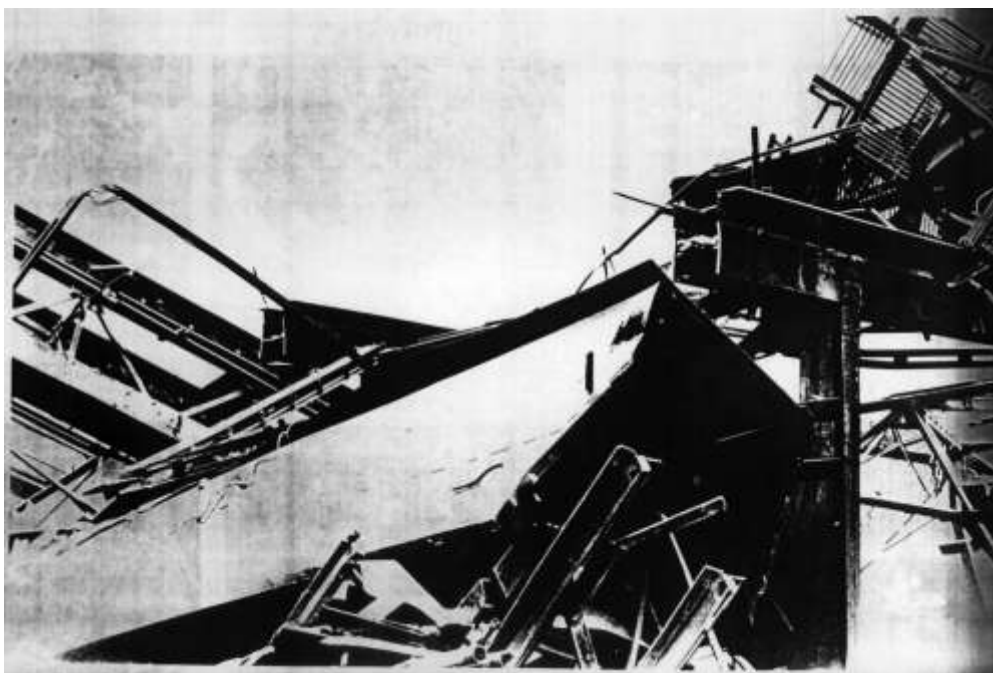


Рис. 4.82. Сохранившаяся часть крана-перегрузателя

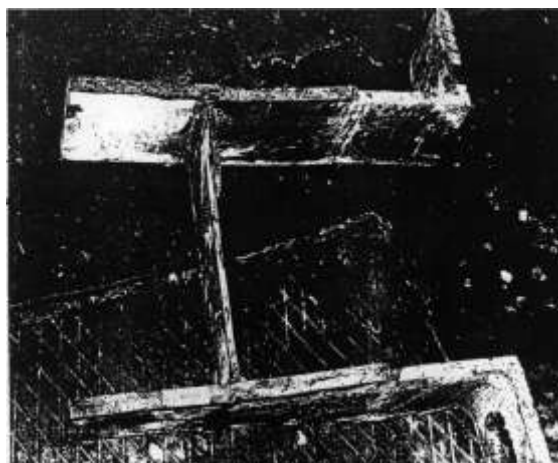


Рис. 4.83. Излом левой балки



Рис. 4.84. Трещина у опоры со стороны пролета



Рис. 4.85. Характер излома

В зоне приварки уголков усиления обнаружены подрезы глубиной до 2,0 мм. В средней части по толщине листов в них наблюдаются прямолинейные продольные рубцы длиной до 25 мм и ликвационные полосы. Очагами разрушения являются сглаженные участки, в которых обнаружены следы расплавленного металла и зона приварки уголков усиления. Микроструктура всех исследованных образцов феррито-перлитная, величина зерна соответствует баллу 6–8 ГОСТ 5639. В средней части листов наблюдается полосчатость микроструктуры – балл 1–5 ГОСТ 5640. В очагах разрушения металл имеет игольчатую структуру (типа промежуточной), что свидетельствует о подкалке при подварке и сварке. Микроисследованием установлено, что прямолинейные

продольные рубцы в изломе проходят по ликвационным полоскам, представляющим собой скопления сульфидных включений.

На основании анализа результатов исследований комиссия пришла к следующим выводам:

1. разрушение балок крана-перегрузателя произошло по месту приварки уголков усиления, где образовались трещины (по подрезам), явившиеся концентраторами напряжений. Низкая ударная вязкость металла при температуре -40°C характеризует его склонность к разрушению, в частности, к ускоренному развитию трещин, образовавшихся у кромок полок по месту приварки уголков;

2. ускорению процесса разрушения способствовало снижение выносливости стали в зоне высоких концентраций и знакопеременных напряжений в месте разрушения верхних поясов ферм при недопустимо низких показателях пластичности; недостаточный усталостный ресурс в зоне концов усиления верхних поясов балок в осях 8-9, выполненных с резким изменением сечения без соблюдения дополнительных мер по снижению влияния концентраторов напряжений, а также наличие непроваров в конце сварных швов; снижение температуры с -16 до -27°C во второй половине дня 29.01.1996; динамические воздействия, связанные с колебаниями крана и возникающие при одновременной работе механизмов зажима и подъема грейфера, усиленные началом движения тележки.

29 ноября 1997 года на Беловской ГРЭС ОАО «Кузбассэнерго» в 21 час 50 минут произошло обрушение консоли трубчатого моста крана-перегрузателя вместе с грейферной тележкой и кабиной управления (рис. 4.86–4.89) при температуре -26°C , смертельно травмирован машинист крана.

Кран мостовой трубчато-балочного типа изготовлен Красноярским заводом «Сибтяжмаш» в 1971 г., смонтирован в 1977 г., начало эксплуатации с июля 1980 г. Кран установлен на угольном складе цеха топливоподачи и перемещает уголь на склад между путями крана. По мере необходимости уголь подается в бункер-питатель крана, а через него на транспортер. Грузоподъемность крана с 1986 г. – 28 т, емкость грейфера с 1986 г. – 12 куб. м, пролет – 76,2 м, консоль ремонтная – 25,6 м, консоль свободная – 30,6 м, высота подъема грейфера – 35 м, режим работы – весьма

тяжелый (8К ГОСТ 25546), вес крана полный – 916,5 т, в том числе: вес металлоконструкций моста – 510,9 т, вес тележки с механизмами – 72,7 т, вес грейфера – 16 т.



Рис. 4.86. Общий вид разрушения



Рис. 4.87. Элемент крана

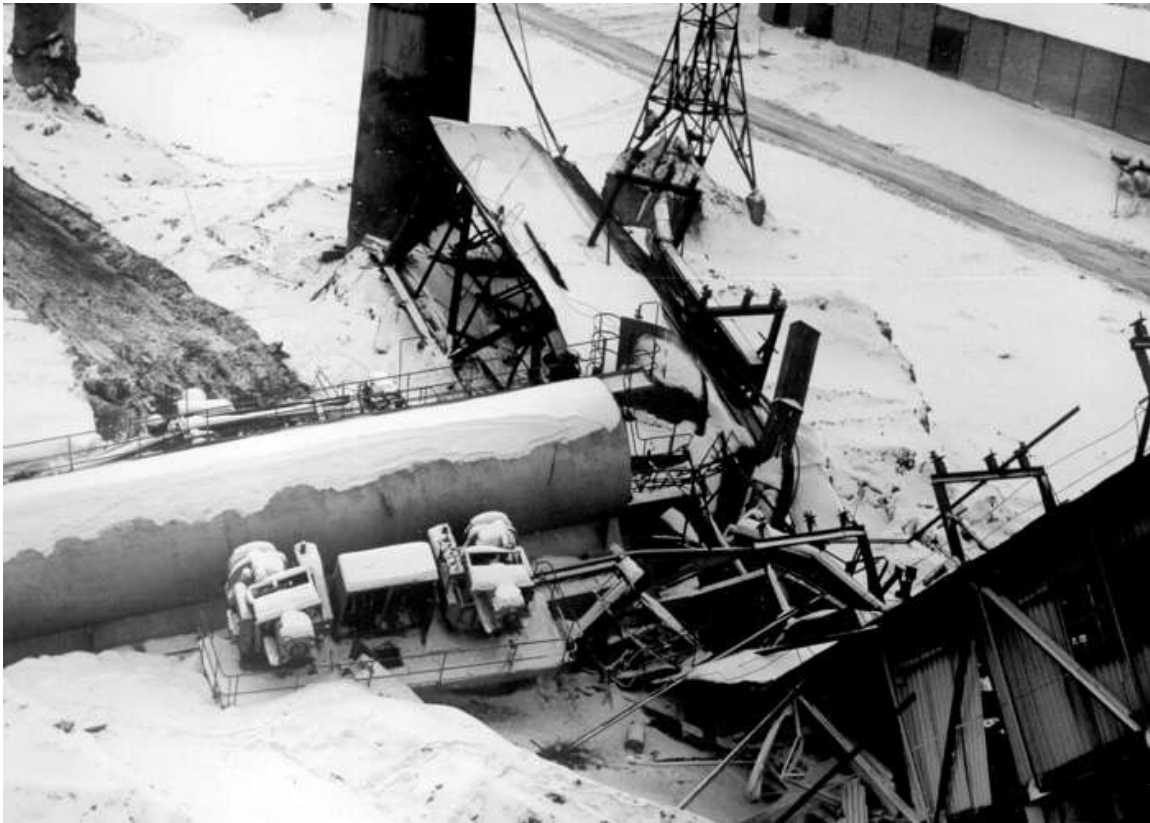


Рис. 4.88. Зона разрушения

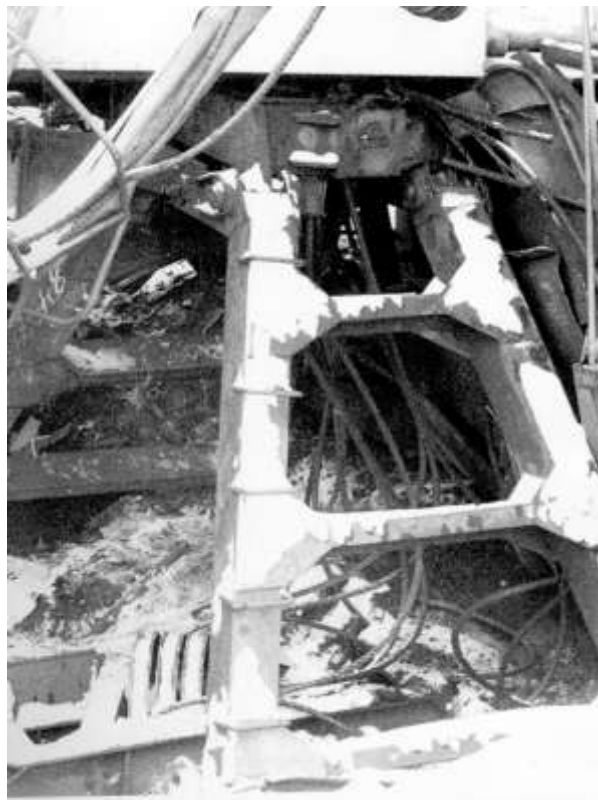


Рис. 4.89. Поврежденный узел

Несущие металлоконструкции представляют собой однопролетную пространственную раму с двумя консолями и двумя пространственными жесткими опорами. Конструкции сварные, изготовлены из стали 10Г2С1 ГОСТ 19281. С 1991 г. кран обследовался специалистами завода «Сибтяжмаш». При обнаружении дефектов (трещин) проводился ремонт с применением сварки.

К выявлению причин обрушения крана были привлечены специалисты ГПИ СибПСК, Службы металлов и сварки ОАО «Кузбассэнерго», Сибирского научно-исследовательского института авиации, Сибирского Государственного индустриального университета, КузбассРИКЦ. Проведено детальное обследование упавшей консоли. Разрушение произошло по монтажному сварному шву. При внешнем осмотре сварного соединения обнаружены следующие дефекты:

1. подрезы в корне шва и с наружной поверхности глубиной до 2,0 мм;
2. подварочный валик на потолочном участке с внутренней поверхности имеет вогнутую форму;
3. грубая чешуйчатость шва, западания до 1,5 мм;
4. смещение кромок шва до 2,0 мм;
5. чрезмерная ширина шва.

Проведен металлографический анализ сварного соединения и фрактографическое исследование. На поверхности излома сварного шва выявлено три зоны:

- в первой зоне (рис. 4.92) обнаружена старая трещина, фокус излома расположен в корне шва, трещина распространялась от внутренней поверхности к наружной, характер трещины – усталостный, на рис. 4.92 четко видны линии фронта развития трещины;
- вторая и третья зоны являются зонами долома (рис. 4.90, 4.91).

Во второй зоне разрушение произошло по металлу шва, а в третьей – по участку перехода от ЗТВ (зоны термического влияния сварки) к основному металлу (зона мелкого зерна). Характер излома в третьей зоне – «шевронный узор» имеет рисунок «елочки», ориентированной к очагу разрушения (рис. 4.90).

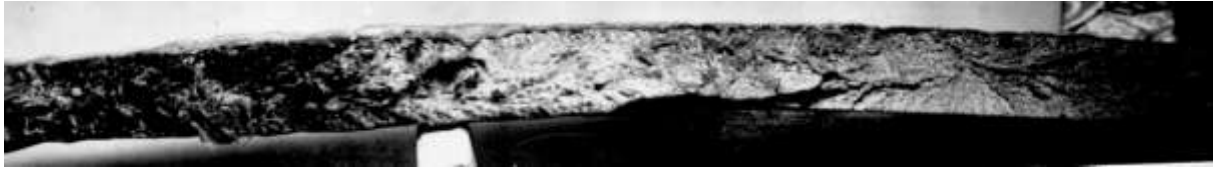


Рис. 4.90. Вторая зона разрушения



Рис. 4.91. Третья зона разрушения



Рис. 4.92. Старая трещина в изломе

Микроструктура основного металла феррито-перлитная, перлит смешанного строения, величина зерна соответствует баллу 4–5 ГОСТ 5639 (рис. 4.93).

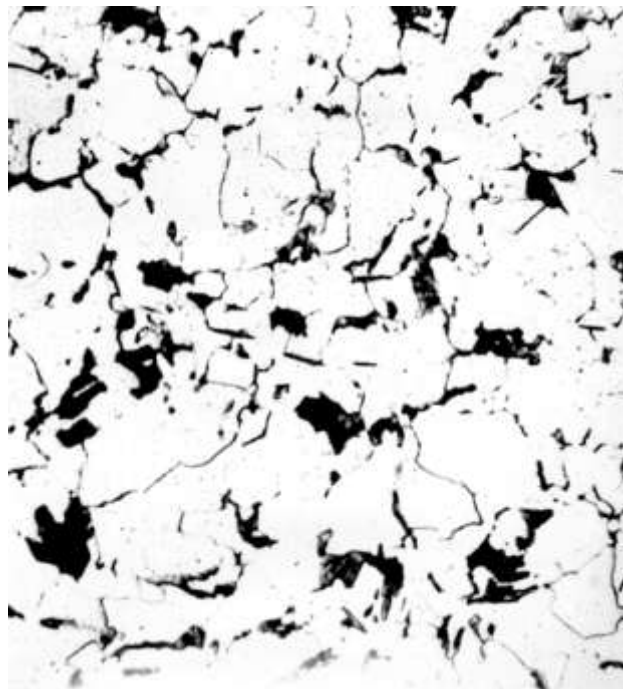


Рис. 4.93. Микроструктура металла, $\times 300$

Загрязненность неметаллическими включениями сульфидного типа соответствует баллу 1 ГОСТ 1778. На шлифе, вырезанном из первой зоны, в корне шва выявлена микротрещина (рис. 4.94). Характер развития трещины смешанный – транс и интеркристаллитный, на участке наибольшего раскрытия трещина заполнена окислами. Глубина распространения трещины – 1,5 мм. Во второй зоне излома обнаружено несплавление в корне шва, в третьей зоне на участке мелкого зерна выявлено межзеренное растрескивание.

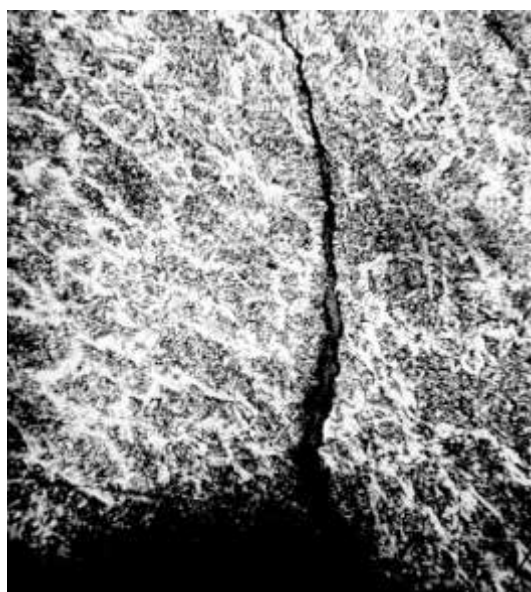


Рис. 4.94. Характер развития микротрещины, $\times 100$

Фрактографический анализ проведен с применением растрового электронного микроскопа (РЭМ). На рис. 4.95 приведены фрактограммы соответствующие первой зоне поверхности излома. Поверхность имеет рыхлый рельеф с продуктами коррозии. На фрактограмме (рис. 4.96) иллюстрируется временная граница трещины, возникшая в результате динамического или ненормированного статического нагружения. Наблюдаются затертые плиты, со следами усталостных бороздок в них. Затертость свидетельствует о знакопеременном длительном нагружении. На рис. 4.97 приведена граница между усталостной трещиной и квазихрупким изломом, что свидетельствует о том, что излом произошел вследствие однократного воздействия нагрузки. По механическим характеристикам исследованный металл имеет достаточные характеристики прочности и пластичности, хорошие показа-

тели ударной вязкости при температуре -40°C от 11,9 до 23,6 кгс·м/см (достаточно 3,5 кгс·м/см).

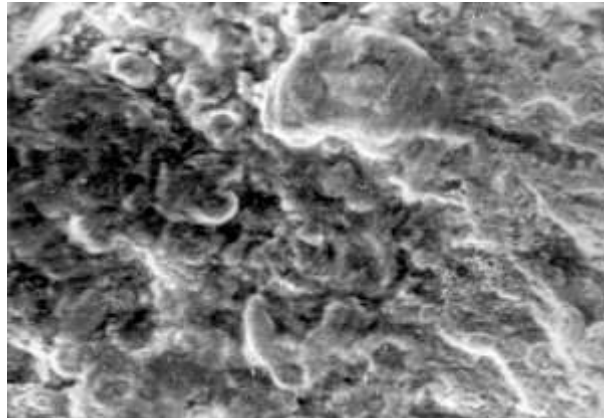


Рис. 4.95. Первая зона поверхности износа, $\times 2000$

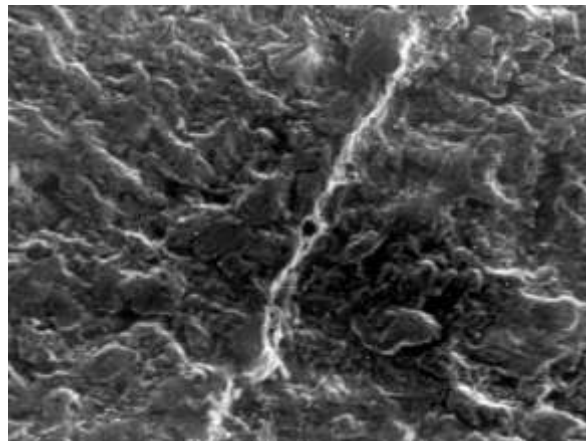


Рис. 4.96. Временная граница трещины, $\times 2000$

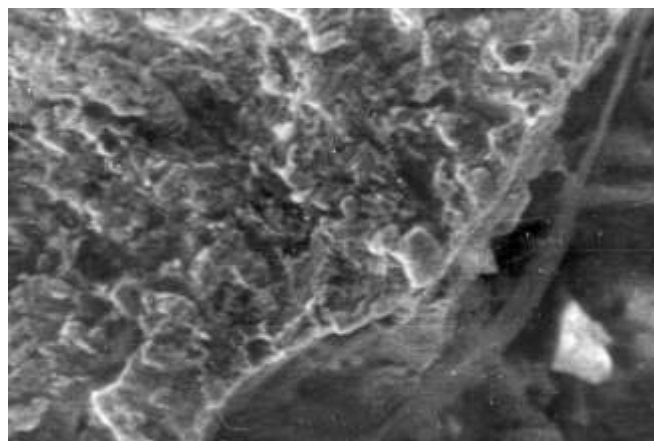


Рис. 4.97. Граница между усталостной трещиной и квазихрупким изломом, $\times 2000$

На основании результатов проведенных исследований были сделаны следующие выводы:

1. после монтажа крана были допущены к эксплуатации сварные соединения с видимыми дефектами. Подрезы основного металла и несплавления подварочного шва в верхней части монтажного соединения трубы у опоры, со стороны свободной консоли, при эксплуатации крана инициировали трещину. Внешний вид сварных монтажных соединений не отвечает требованиям НТД и проекта. Имеются внутренние дефекты в швах, не выявленные физическими методами контроля. При монтаже не выполнено требование по строительному подъему, что приводило при эксплуатации к скатыванию тележки к концу консоли и даже к буферной балке;

2. при обследованиях крана видимые дефекты сварных соединений в опасных местах не были отмечены и не были устранены;

3. трещина в зоне разлома металлоконструкции появилась и распространялась значительное время (не менее 3-6 месяцев). Трещина развивалась поэтапно – от циклического постепенного распространения до ускоренного лавинообразного. Развитию трещины способствовали динамические воздействия типа рывков, ударов о тупик, резких остановок тележки на консоли, ускоренных подъемов грейфера;

4. ресурс безопасной работы крана по фактически отработанным циклам нагружения и заданном в проектной документации качества сварки в сечении по разлому обеспечен. При наличии дефектов в сварном монтажном соединении по месту разлома гарантированная безопасность загрузки консоли по выносливости была исчерпана.

Основной причиной разрушения крана-перегрузателя явилось развитие дефектов в сварном монтажном соединении у опоры со стороны свободной консоли в результате повторяющихся динамических воздействий при эксплуатации крана.

4.4.8. Повреждения барабанов котлов высокого давления

В энергетике одним из самых опасных технических устройств являются барабаны котлов высокого давления. Большой

интерес с научной и практической точки зрения представляет изучение этой проблемы.

На Красноярской ТЭЦ-1 проведено исследование причин образования сквозных трещин барабана котла, разработана технология заварки и низкотемпературной восстановительной термообработки.

Как известно, в процессе эксплуатации энергооборудования ТЭС можно выделить четыре основных периода (стадии) – стадия приспособляемости и стабилизации (I); периоды монотонного (II) и интенсивного (III) накопления повреждений; стадия предразрушения (IV), которым соответствуют различные уровни вероятности отказов. Эксплуатация оборудования на временных периодах III и IV стадий связана с необходимостью решения проблемы остаточного ресурса. Большая часть оборудования тепловой энергетики эксплуатируется на временных периодах III и IV стадий.

В настоящее время из 232 энергоблоков проектный ресурс выработало 85%, а парковый – почти 30%. К 2003 г. более 60% энергоустановок мощностью от 60 до 300 МВт достигнет или превысит парковый ресурс.

Анализ степени износа основных составляющих производственных фондов энергетических структур регионов Сибири (табл. 4.1) показывает, что важнейшей задачей становится обеспечение безопасности эксплуатации устаревшего оборудования. Износ машин и оборудования достигает 63...82%, передаточных устройств – 57...75%.

Представленные данные показывают, что надежность работы котельного оборудования определяется состоянием и изменением характеристик металла (47...56%), влиянием дефектов сварки (более 20%), перегревом труб (~19%), коррозией (~22%), старением металла (~16%). Ежегодно из-за повреждений трубопроводов ТЭС происходит более 140 отказов энергоустановок.

Таблица 4.1.

Степень износа производственных фондов (%) в системе
«Сибирьэнерго» РАО ЕЭС России

Структура «Сибирьэнерго»	Производ- ственные фонды	Машины и оборудование	Передаточ- ные уст- ройства
Красноярскэнерго	55,6	63,0	60,0
Кузбассэнерго	55,4	65,9	58,9
Новосибирскэнерго	61,9	71,6	65,2
Алтайэнерго	57,0	67,0	57,0
Березовская ГРЭС-1	30,0	46,0	65,2
Красноярская ГРЭС-2	57,6	82,1	78,2

Наиболее значимыми причинами аварий трубопроводов являются: истощение ресурса (30%), наличие дефектов сварки (26,5%), повышение напряжений (~20%), разрушение гибов (~15%). Для сосудов давления основными причинами являются дефекты сварных швов (более 40%), коррозия (более 30%), эрозия (~11%), дефекты основного металла (~10%).

Доля трещин, развивающихся в процессе эксплуатации, составляет 26% всех дефектов сварных швов. Наибольшее число трещин отмечается на деаэраторах (~70%) и подогревателях высокого давления (15%). Во всех видах сосудов часто встречается наиболее опасный вид дефекта – подрез (10-25%).

Данная ситуация ставит ряд проблем, связанных с обеспечением безопасной эксплуатации ТЭС, обоснованием и продлением ресурса, контролем технического состояния объектов и оборудования. Основные положения при решении указанных проблем формулируются следующим образом:

- реализация дифференцированного (индивидуального) подхода при назначении ресурса для отдельных видов оборудования и конкретных изделий;
- ужесточение системы диагностирования технического состояния оборудования;
- детальная регламентация процедуры контроля состояния металла;

- оптимизация объемов эксплуатационного контроля;
- расчетно-экспериментальное обоснование ресурса.

Первые четыре положения следует отнести к организационным мероприятиям, тогда как последнее имеет научную основу. Расчетно-экспериментальное обоснование ресурса должно предполагать решение следующих задач:

- анализ статистических данных о повреждаемости оборудования;
- исследование механизмов накопления повреждений и изменения свойств металла;
- разработка критериев предельных состояний и методов расчета на трещиностойкость;
- исследование напряженно-деформированного состояния элементов оборудования;
- анализ фактических условий эксплуатации и нагруженности;
- расчетная оценка индивидуального ресурса;
- разработка конструктивно-технологических мероприятий по увеличению ресурса.

На Красноярской ТЭЦ-1 было проведено исследование причин повреждений и разработана технология восстановления работоспособности барабана котла.

Сквозные трещины большой протяженности в малом предвключенном барабане (длина – 11 м, внутренний диаметр – 0,9 м, толщина стенки – 75 мм, вес ≈ 70 тс) котла ПК-10Ш были обнаружены при плановой остановке котла (наработка – 307 тыс. ч). Схема расположения трещин показана на рис. 4.98.

Анализ изломов показал, что зарождение трещин многоочаговое, а направление их развития – от внутренней поверхности барабана к наружной. Кроме основных трещин в изломе наблюдается большое количество сопутствующих вторичных трещин (рис. 4.99).

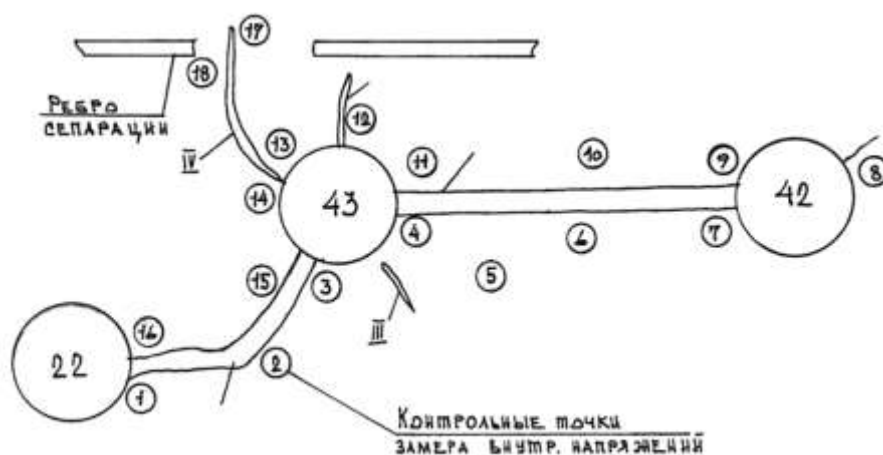


Рис. 4.98. Схема расположения трещин на внутренней поверхности барабана и точек контроля внутренних напряжений



Рис. 4.99. Вторичные трещины от поверхности разрушения

Результаты проведенных исследований позволили объяснить механизм процесса разрушения стенки барабана:

- под воздействием рабочих нагрузок при температурах 300...316°C, в течение длительного времени в материале барабана происходили изменения в процессе развития низкотемпературной ползучести – сфероидизация частиц цементита в перлите, скольжение дислокаций, развитие процессов микропластической деформации;

- появление дополнительных напряжений после проведения обварки развальцованных труб привело к образованию мик-

ротрещин на участках с ликвационными выделениями неметаллических включений вблизи внутренней поверхности барабана, явившихся концентраторами напряжений;

- рост образования трещин происходил по механизму коррозии под напряжением в условиях продолжающегося процесса ползучести.

Совместное воздействие высоких рабочих нагрузок, рабочей температуры, привнесенных сварочных напряжений, коррозионной среды привело к специфическому виду разрушения барабана котла – коррозии под напряжением, развившейся от концентраторов напряжений, которыми явились ликвационные скопления неметаллических включений.

Для восстановления работоспособности барабана была разработана программа ремонтно-восстановительных мероприятий:

- разработка технологии заварки сквозных и несквозных трещин;
- разработка технологии снятия и контроля остаточных напряжений сварки;
- разработка технологии контроля дефектности сварных швов.

Технологическая инструкция на заварку трещин разрабатывалась на основе существующих нормативных документов – РТМ-1С-89 "Сварка, термообработка и контроль трубных систем котлов и трубопроводов" и "Основных положений по технологии ремонта барабанов паровых котлов".

Технология предусматривала разделку дефектных участков, заварку трещин, сборку и сварку штуцеров с барабаном, при этом в работе даны подробные инструкции последовательности операций сварки для сквозных и несквозных трещин.

Контроль ремонтных сварных швов проводился по специально разработанной инструкции ультразвуковым методом с применением дефектоскопов УД2-12 и использованием двух различных методик настройки. По первой методике предварительный контроль околошовной зоны проводился прямым пьезоэлектрическим преобразователем (ПЭП), по второй – прямым раздельно-совмещенным пьезоэлектрическим преобразователем (РС ПЭП).

С целью снятия усадочных термических напряжений в местах приварки паро- и водоперепускных труб в большом и малом барабанах котла, а также в местах ремонтных наплавов, произведенных после выборки трещин (в том числе и сквозных в малом барабане) была проведена низкотемпературная восстановительная термообработка (НВТО) перегретым паром от соседнего котла.

Данная технология разрабатывалась с учетом опыта ее реализации специалистами НПО ЦНИИТМАШ и АО «Уралтехэнерго». Основные параметры проведенной низкотемпературной восстановительной термообработки барабана.

Продолжительность основных операций:

- продолжительность нагрева барабана до 535...565°С – 13 ч. 45 мин;
- продолжительность выдержки – 22 ч. 40 мин;
- продолжительность охлаждения барабана – 60 ч.

Уровень температуры стенок барабана во время выдержки при термообработке:

- температура нижней половины большого барабана – 542...566°С;
- температура нижней половины малого барабана – 542...565°С;
- температура стенки малого барабана в зоне заварки сквозных трещин и замены штуцеров – 552...563°С.

Давление в большом барабане котла – 3,45...4,5 МПа.

Замеры остаточных напряжений проводились прибором «ИОН-4М» (измеритель остаточных напряжений, разработан НПО «НИИПТМАШ») до сварки, после заварки трещин и после термообработки на внутренней и наружной поверхностях барабана (схема точек измерений на рис. 4.98). Достоверность измерений прибором «ИОН-4М» проверялась на эталонных технологических образцах со сварными швами в сопоставлении с данными измерений методом тензометрирования.

Результаты измерений остаточных напряжений на внутренней поверхности показаны на рис. 4.100. После термообработки барабана котла произошло частичное перераспределение напряжений, при этом их величина не превышала 10 кгс/см² на внутренней поверхности и оказались близкими к нулевым значениям

на наружной поверхности, что подтвердило эффективность технологии низкотемпературной восстановительной термообработки.

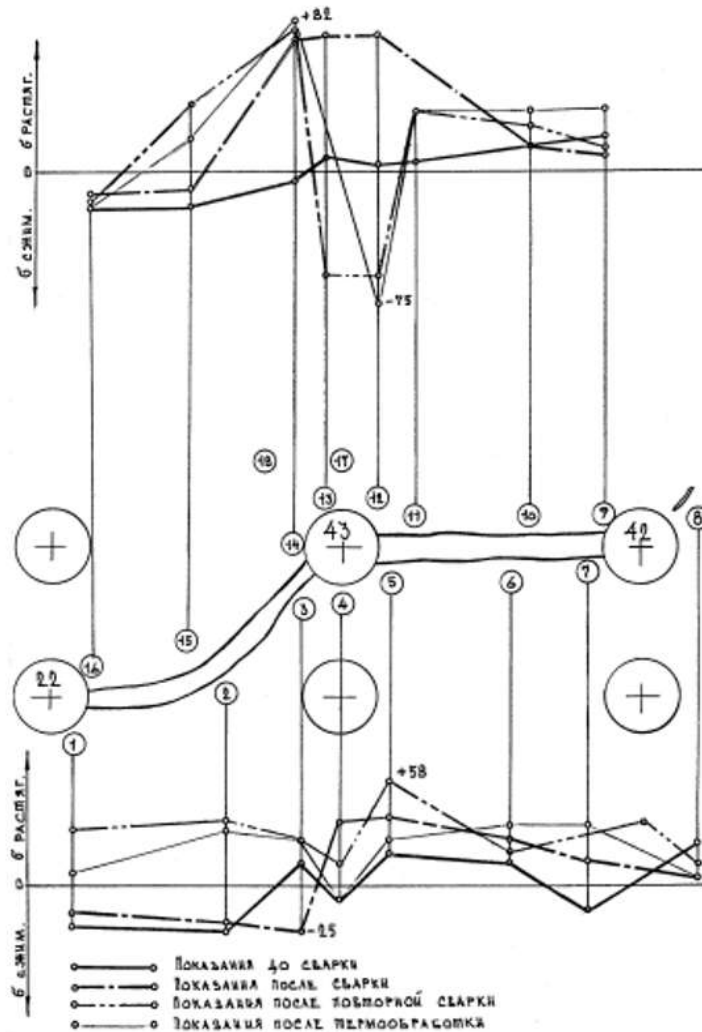


Рис. 4.100. Изменение остаточных напряжений на внутренней поверхности барабана

5. ТЕХНИЧЕСКОЕ ДИАГНОСТИРОВАНИЕ

5.1. Методы контроля, применяемые при техническом диагностировании

5.1.1. Классификация методов ТД

Надежность и экономичность работы объектов повышенной опасности находится в прямой зависимости от своевременного и качественного выполнения работ по их техническому диагностированию и, соответственно от качественно проведенного ремонта на основе достоверных и заранее определенных при диагностике объемов и сроков ремонтных работ.

Эти условия выполнимы только в результате широкого внедрения современных технологий прогнозирования и технического диагностирования состояния оборудования на стадии долгосрочного планирования объемов и сроков ремонтных работ, что далее подробно будет рассмотрено.

Известно [211, 218, 265, 284 и др.], что в объектах повышенной опасности при изготовлении, монтаже и длительной эксплуатации могут возникать и довольно часто возникают дефекты, которые ослабляют сечение и, будучи концентраторами напряжений, повышают вероятность аварийных разрушений.

Как уже отмечалось, дефекты можно разделить на металлургические (производственно-технологические), монтажные и эксплуатационные.

Основные виды и типы дефектов приведены в главах 2, 3, 4, там же рассмотрены и виды разрушений.

Следует отметить, что действующие стандарты и технические условия запрещают поставку изделий с дефектами, однако по ряду причин дефектные узлы и детали иногда попадают с заводов-изготовителей на объекты повышенной опасности.

Дефекты, являющиеся нарушением сплошности металла можно подразделять на:

1. Критические,
2. Значительные (недопустимые);
3. Малозначительные (допустимые);
4. Исправимые;
5. Неисправимые.

К критическим дефектам относят дефекты, при наличии которых эксплуатация оборудования не удовлетворяет требованиям безопасности и не допускается.

Исправимый дефект – это дефект, устранение которого технически возможно и целесообразно. К неисправимым дефектам относят дефекты, устранение которых технически невозможно и нецелесообразно, оборудование с такими дефектами к дальнейшей эксплуатации не допускается.

Вот поэтому, одна из основных задач по надежной и безопасной эксплуатации оборудования заключается в обеспечении достоверного контроля сплошности металла.

При контроле применяют разные методы испытаний и исследования металла. Обычно их подразделяют на неразрушающие и разрушающие методы.

Разрушающие методы контроля и исследования связаны с разрушением металла и их проводят либо на образцах свидетелях, либо на моделях, либо на вырезках из деталей и узлов, реже на самих изделиях. Эти испытания позволяют получить числовые данные, характеризующие прочность, качество, надежность, оценить макро и микроструктуру и т. д. Методы разрушающих испытаний будут рассмотрены далее.

Неразрушающие методы контроля (НМК) и испытания металлов составляют отдельную группу. Они включают безобразцовые испытания и непосредственно дефектоскопию.

Принято, что под термином *неразрушающие физические методы контроля* понимают виды контроля, обладающие двумя характерными признаками:

1. Они не должны приводить к разрушению (повреждению) контролируемого объекта.

2. Они основаны на взаимодействии физических полей или веществ с дефектами.

Согласно ГОСТ 18353 в основу классификации методов НК положен физический процесс с момента взаимодействия физического поля или вещества с контролируемым объектом до получения первичной информации.

Неразрушающий контроль подразделяется:

1. Радиационный
2. Акустический

3. Магнитный
4. Электрический
5. Вихретоковый
6. Радиоволновой
7. Тепловой
8. Оптический
9. Проникающими веществами
10. Течеисканием
11. Визуально-измерительный (ВИК).

ВИК является важнейшим методом при первичной оценке технического состояния объекта повышенной опасности. На основе результатов ВИК назначаются объемы контроля и методы контроля.

Ни один из методов НК не универсален, поэтому при техническом диагностировании очень важен не только правильный выбор метода контроля, но и комбинирование ряда методов, сочетание неразрушающих и разрушающих испытаний, а так же проведение микроскопического исследования и т. д.

Методы НК классифицируют по трем признакам:

1. Характер взаимодействия полей или веществ с контролируемым объектом.

2. Первичный информативный параметр, под которым понимают одну из основных характеристик физического поля или проникающего вещества, регистрируемую после взаимодействия последнего с контролируемым объектом.

3. Первичная информация – представляет собой совокупность характеристик физического поля или проникающего вещества, регистрируемую после взаимодействия поля (вещества) с объектом.

Важнейшими характеристиками неразрушающих методов контроля являются их чувствительность и разрешающая способность, простота и доступность технологического процесса контроля, надежность аппаратуры.

Чувствительность метода определяется наименьшими размерами выявляемых дефектов, она зависит от физических особенностей метода НК, технических характеристик применяемой аппаратуры, чистоты обработки поверхности, условий контроля и многих других факторов.

Разрешающая способность метода определяется наименьшим расстоянием между двумя соседними минимальными выявляемыми дефектами, для которых возможна их отдельная регистрация.

Чувствительность к обнаружению дефектов для каждого метода определяют по разному, она колеблется в широком диапазоне. Общая характеристика чувствительности некоторых методов приведена в таблице 5.1. Чувствительность подразделяют:

1. Предельная чувствительность – характеризует наименьшие (предельные) размеры эталонной модели дефекта, оптимальной по выявляемости, уверенно обнаруживаемой при заданной настройке аппаратуры.

2. Реальная чувствительность – характеризует наименьшие размеры реального дефекта, обнаруживаемого в контролируемом объекте.

Таблица 5.1.

Общая характеристика чувствительности методов дефектоскопического контроля

Метод неразрушающего контроля	Минимальные размеры обнаруживаемых дефектов, мм		
	Ширина раскрытия	Глубина	Протяженность
Поверхностные дефекты			
Визуально-оптический	0,005-0,01	-	0,1
Цветной	0,001-0,002	0,01-0,03	0,1-0,3
Люминесцентный	0,001-0,002	0,01-0,03	0,1-0,3
Магнитно-порошковый	0,001	0,01-0,05	0,3
Токовихревой	0,005-0,001	0,15-0,2	0,6-2
Внутренние дефекты			
Ультразвуковой импульсный эхо-метод	0,001-0,03	0,1-0,3	-
Рентгенографический	-	1,1-3% от толщины	-
Гаммаграфический	-	4-6% от толщины	-

Примечание. Нижняя граница минимальных размеров дефектов относится к контролю деталей и образцов в лабораторных условиях

Определяется при сравнении результатов НК и размерами дефекта после разрезки контролируемого участка.

3. Условная чувствительность – характеризует наименьшие размеры уверенно обнаруживаемой условной модели дефекта, выполненной в эталонном образце.

Для количественной оценки результатов требуется четкое представление о рациональных границах чувствительности каждого метода. Главными критериями при контроле должны быть: выявляемость дефектов данным методом; стоимость и производительность контроля.

Кроме того, изделие должно обладать *дефектоскопической технологичностью*, под которой понимают совокупность свойств объектов на различных этапах проектирования, изготовления и монтажа, необходимых для обеспечения возможности обоснованного дефектоскопического контроля деталей и узлов при производстве, испытании, монтаже, эксплуатации и ремонте.

Эти свойства должны обеспечивать возможность контроля проверяемых деталей по их конструктивному исполнению и свойствам материалов, доступность контролируемых зон объекта при изготовлении, монтаже, ремонтах и эксплуатации.

5.1.2. Визуально-измерительный контроль

Техническое диагностирование объектов повышенной опасности следует начинать всегда с визуально-измерительного контроля, как мы уже отмечали, только после визуального осмотра объекта можно оценить общее состояние оборудования, выбрать узлы и детали, которые по внешнему виду внушают некоторые сомнения по возможности их дальнейшей эксплуатации, определить дефектоскопическую технологичность и предложить методы НК.

Глаз человека является основным прибором при контроле для обнаружения различных поверхностных дефектов в сварных соединениях и в основном металле, обнаружения отклонений формы и размеров, остаточных деформаций, коррозионных повреждений и т. д.

Визуальный контроль с применением оптических приборов называют визуально-оптический. Его применяют для выявления различных поверхностных дефектов в труднодоступных местах.

При контроле используют оптические приборы, создающие полное изображение контролируемого участка. Однако, визуально

- оптический метод контроля имеет невысокую чувствительность, поэтому этот метод применяется исключительно для обнаружения крупных поверхностных дефектов, следов течей, остаточных деформаций, повреждения конструкций, для анализа и типа дефектов, обнаруженных при контроле каким-либо методом НК.

В связи с применением оптических приборов значительно сокращается поле зрения и глубина резкости, снижаются производительность и надежность контроля. В основном применяют оптические приборы с увеличением 10–30 раз. Визуальный контроль применяется в дополнение к капиллярным методам контроля.

Для контроля внутренних поверхностей относительно полых деталей, например, деталей энергооборудования, корпусов различных машин и механизмов и т. д. применяют перископические дефектоскопы типа ПД-60, ПДК-60. Прибор ПД-60 предназначен для осмотра внутренних поверхностей труб диаметром более 35 мм, глубиной до 900 мм с увеличением 4 раза.

Перископический дефектоскоп ПДК-60 коленчатый, имеет два кольца, которые позволяют изменять ход лучей на угол в девяносто градусов, его применяют тогда, когда из-за сложности конструкции невозможен контроль другими приборами.

Семейство приборов РВП (РВП-497, РВП-469, РВП-479) позволяют контролировать трубы и другие объекты диаметром до 870 мм и длиной до 16,5 м с увеличением до 15 раз.

В последнее время все шире стали применять новое поколение приборов – эндоскопов. Это приборы с гибкими телескопическими оптическими жгутами (ГОВЖ). Жгуты представляют собой пачку гибких стеклянных волокон с высокими показателями преломления и коэффициентом светопропускания. Разработано довольно много моделей и модификаций эндоскопов и жгуты в настоящее время изготавливают не только из стекла, но и из новых материалов.

С 1996 года для объектов повышенной опасности в России введена в действие инструкция по визуальному и измерительному контролю (руководящий документ – РД 34.10.130-96).

Действие РД распространяется на визуальный и измерительный контроль (ВИК) качества: основного материала (полуфабрикатов, заготовок, изделий); подготовки деталей к сварке,

сборки соединений деталей (сборочных единиц, изделий) под сварку; сварных соединений и наплавки; изготовления деталей и сборочных единиц; исправления дефектов в сварных соединениях и основном металле, который проводится на стадиях входного контроля основного материала, изготовления, монтажа, ремонта деталей, сборочных единиц и изделий и при техническом диагностировании состояния металла и сварных соединений.

РД 34.10.130-96 устанавливает обязательные требования к организации и порядку производства работ по ВИК, включая требования к подготовке и аттестации персонала, средствам контроля организации работ, регистрации результатов контроля и т.д. при выполнении вышеперечисленных работ.

Среди разнообразия методов НК рассмотрим лишь некоторые из них, которые нашли наибольшее применение при техническом диагностировании объектов повышенной опасности.

5.1.3. Радиационный метод

Область применения радиационного метода в последнее время несколько снижается, но, однако он незаменим при контроле крупных литых деталей, толстостенных заготовок и сварных соединений. Одним из главных достоинств метода является наличие реального документа контроля – рентгеновского снимка, где четко показано наличие дефекта, либо его отсутствие.

В основу применения радиационных методов контроля положено свойство проникающих излучений (рентгеновского и гамма-излучений) проходить через непрозрачные для видимого света тела. Сущность радиационной дефектоскопии заключается в измерении интенсивности излучения после прохождения его через изделие (рис. 5.1).

Гамма-излучение испускается при самопроизвольном распаде неустойчивых ядер атомов радиоактивных изотопов. В результате ядерных превращений радиоактивные ядра становятся стабильными, их общее число в источнике убывает. Число таких превращений в единицу времени называют *активностью радиоизотопного источника*. Активность источника уменьшается со временем по экспоненциальному закону.

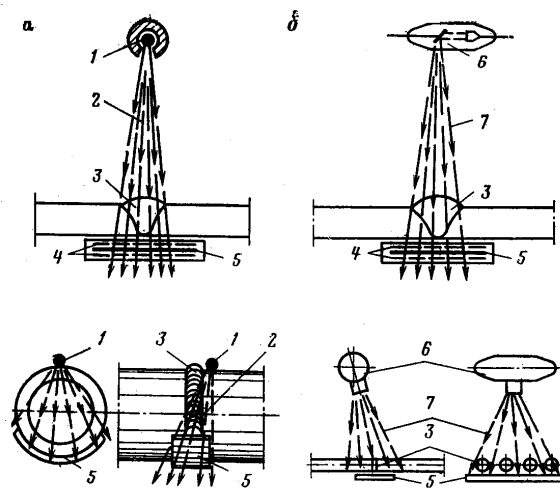


Рис. 5.1. Схема контроля металла методами радиационной дефектоскопии: *а* – просвечивание гамма-лучами; *б* – просвечивание рентгеновскими лучами; 1 – ампула с изотопом; 2 – гамма-лучи; 3 – сварной шов; 4 – усиливающий экран; 5 – рентгеновская пленка; 6 – рентгеновская трубка; 7 – рентгеновские лучи

Гамма-излучение характерно для некоторых тяжелых элементов, ядра атомов которых имеют избыток нейтронов, приводящие атомы в неустойчивое состояние (уран, радий, торий и др.). Переход их в устойчивое состояние сопровождается излучением нейтронов, альфа- и бета-частиц, а также и гамма-излучением. В ядрах более легких элементов (кобальт, цезий, иридий и др.) неустойчивое состояние создают искусственно путем облучения их в ядерных реакторах.

Рентгеновское излучение возникает при прохождении потока электронов через вещество и торможении этого потока на вольфрамовом или молибденовом аноде. Место торможения электронов на аноде, являющееся источником излучения называют фокусом излучения.

Диаметр активной части источника при просвечивании аналогичен фокусу рентгеновской трубки. Из фокуса рентгеновской трубки и из активной части источника рентгеновские и гамма-лучи распространяются во все стороны прямолинейно. Основными радиационными характеристиками источников являются спектральный состав (энергия квантов, излучаемых источником и их процентное содержание в общем потоке излучения) и активность источника.

Проникающая способность лучей с возрастанием частоты электромагнитного колебания возрастает, она характеризуется жесткостью излучения. В зависимости от энергии гамма-квантов источники излучения подразделяют на три группы: источники с жестким излучением и энергией около 1 МэВ, источники с излучением средней жесткости с энергией 0,3–0,7 МэВ (цезий-137, иридий-192) и источники с мягким излучением с энергией ниже 0,3 МэВ (тулий-170).

Гамма-излучение. Для просвечивания с помощью проникающих веществ служат гамма-дефектоскопы. Они являются автономными и не требуют электропитания от внешних источников, что обеспечивает возможность их применения как в монтажных условиях, так и при ремонтах во время контроля элементов конструкций в труднодоступных местах. Они имеют защитные радиационные головки с источником излучения, органы управления, систему сигнализации о положении источника и транспортного устройства. Органы управления осуществляют перемещение ампулы с радиоактивным изотопом в положение просвечивания и возвращение ее в положение хранения.

При просвечивании с помощью дистанционного управления открывают затвор радиационной головки и либо применяют образовавшийся при этом направленный пучок излучения, либо выводят источник за пределы головки, что обеспечивает просвечивание панорамным методом.

Рентгеновское излучение. Источником его служит вакуумная камера бетатрона или трубка рентгеновского аппарата. С увеличением анодного напряжения излучение становится более жестким. Увеличение или уменьшение анодного тока приводит к увеличению или уменьшению интенсивности излучения соответственно. Максимальная энергия рентгеновского излучения численно равна напряжению на рентгеновской трубке.

Для просвечивания рентгеновскими лучами применяют аппараты которые по режиму работы делятся на две группы: аппараты, работающие в режиме импульсного излучения, и аппараты, работающие в режиме непрерывного излучения.

Источники гамма - или рентгеновского излучения выбирают в зависимости от толщины контролируемого материала с учетом условий и доступа к зоне контроля.

Радиография. Способ контроля заключается в фиксации на рентгеновской пленке изображения контролируемой зоны с темными пятнами в местах расположения дефектов. В радиографии используют свойство рентгеновских пленок чернеть под воздействием излучения после соответствующей фотообработки. Участки снимков с большим потемнением характеризуют большую интенсивность излучения за объектом и свидетельствуют о нарушении сплошности контролируемой зоны, то – есть о наличии определенного дефекта.

Способность пленки темнеть после облучения при проявлении характеризует ее фоточувствительность. Зернистость пленки зависит от неравномерности распределения в эмульсии атомов серебра, формирующих рентгеновское изображение.

При выборе пленки, если требуется выявление очень мелких дефектов применяют пленку менее чувствительную, но более мелкозернистую, если решающим фактором является величина экспозиции, то применяют более чувствительную пленку. Для получения плотных снимков без увеличения времени экспозиции применяют усиливающие экраны, о чем подробно изложено в соответствующей литературе.

Область применения любого источника ограничена задаваемой величиной минимального выявляемого дефекта.

В основном гамма – аппараты применяют при контроле массивных отливок, сварных швов трубопроводов, сосудов, барабанов котлов для выявления крупных дефектов.

Бетатроны применяют в основном для просвечивания толстостенных изделий, особенностью снимков является весьма четкое изображение.

Радиографический метод контроля регламентирован ГОСТ 7512, предусматривающий применение гамма- и тормозного излучения с регистрацией на рентгеновской пленке. Этим методом выявляют в сварных соединениях внутренние дефекты: трещины, поры, непровары, неметаллические включения и т.д., а также недоступные для внешнего осмотра наружные дефекты, такие как утяжины, превышения проплава и др.

Радиографический контроль не обеспечивает выявление дефектов, если их протяженность в направлении излучения меньше удвоенной чувствительности контроля в мм, или, если изображе-

ния дефектов совпадают на снимке с другими изображениями, а так же: непроваров и трещин с раскрытием менее 0,1 мм для сварных соединений с толщиной до 40 мм, непроваров и трещин с раскрытием менее 0,25% для сварных соединений с толщиной более 40 мм, непроваров и трещин, плоскость раскрытия которых не совпадает с направлением излучения и т. д.

Для надежного выявления трещин шириной раскрытия до 0,1 мм необходимо, чтобы лучи совпадали с плоскостью нарушения сплошности или составляли с ней угол не более 10–12 градусов.

Характер и размер дефектов обычно определяют по эталонным снимкам, полученным экспериментальным путем при контроле деталей с аналогичными характерными дефектами.

Глубину залегания дефектов определяют по специальным эталонам, путем сравнения потемнения на снимке с потемнением изображения соответствующей канавки пластинчатого эталона.

5.1.4. Акустические методы

Любая материальная среда в каком бы состоянии она не находилась, благодаря взаимодействию между частицами обладает упругими свойствами.

Колебания одной из частиц будут передаваться другим частицам, т.е. в среде будет распространяться волновое движение называемое *акустическими колебаниями*.

Частицы среды совершают колебания около точки равновесия, а волна распространяется с некоторой постоянной скоростью.

В теории и практике акустических колебаний важное место занимают гармонические волны, в которых все изменения состояния происходят по синусоидальному закону.

Реальные волны не являются гармоническими колебаниями, однако их представляют в виде совокупности гармонических волн, называемых группой волн или *волновым пакетом*. В неограниченной однородной изотропной среде распространение упругих волн имеет пространственный характер и в зависимости от формы фронта волны могут быть плоскими, сферическими и цилиндрическими.

Упругие колебания и акустические волны, особенно ультразвукового диапазона нашли широкое применение в технике.

Мощные ультразвуковые колебания применяют для сварки, для локального разрушения хрупких материалов, диспергирования, коагуляции и др.

Другая область применения акустических колебаний и волн – контроль и измерения. Сюда относят локацию, медицинскую диагностику, контроль уровня жидкости, скорости потока и т. д., а так же использование акустических колебаний для неразрушающего контроля. Для контроля применяют колебания частотой от 50 Гц до 50 МГц.

В зависимости от упругих свойств среды в ней могут возникать упругие волны различных видов, отличающиеся скоростью распространения, направлением колебания частиц и другими признаками. Их и называют *модами*.

Различают продольные волны (расширения-сжатия), сдвиговые, поверхностные, нормальные и др. волны. В жидкостях и газах существует только один тип волн – волны расширения-сжатия. В твердых телах, кроме продольных волн, существуют поперечные волны (сдвига) так как твердое тело обладает не только упругостью объема, но и упругостью формы. Скорость продольной волны примерно в два раза больше скорости поперечной. Комбинации этих волн создают другие типы волн.

На свободной поверхности твердого тела могут распространяться поверхностные волны или волны Рэлея. По характеру траекторий частиц поверхностная волна как бы состоит из колебаний продольных и сдвиговых волн. Амплитуда колебаний частиц по мере удаления от свободной поверхности убывает по экспоненте, поэтому волна локализована в тонком поверхностном слое толщиной в 1–1,5 длины волны.

В тонких плоских телах (листах, пластинах, проволоке) возбуждаются нормальные волны или волны Лэмба. В металлах возбуждаются все типы волн.

Для ультразвуковых колебаний характерны те же явления преломления, отражения, дифракции, интерференции, реверберации, что и для любых волновых явлений [285–287].

Для ультразвуковой дефектоскопии большое значение имеет удельное акустическое сопротивление среды, которое выражается произведением плотности среды на скорость распространения в ней упругих волн данного типа.

Удельное акустическое сопротивление газов, жидкостей и металлов относят как 1:3000:100000. Такие отношения позволяют использовать их для ультразвуковой дефектоскопии. Чем больше отличается акустическое сопротивление дефектов от общей массы металла, тем проще их обнаружить, так как в этом случае большая часть ультразвуковой энергии будет отражаться от дефектов.

Ультразвуковая дефектоскопия (УЗК) основана на свойстве УЗ колебаний распространяться в однородном плоском теле и на его плоских или криволинейных поверхностях в виде лучей и отражаться от границ тела или нарушений сплошности, обладающих другими акустическими свойствами.

При неразрушающем контроле акустические волны возбуждают и принимают путем преобразования электрических колебаний в упругие и наоборот. Для этой цели используют специальные устройства – *электроакустические преобразователи (ЭАП)* или просто преобразователи.

Если преобразователь используют для излучения волн, то его называют *излучателем*, если для приема то – *приемником*.

Если один и тот же преобразователь выполняет обе функции, то его называют *совмещенным*.

Если излучатель и приемник разделены, то схему контроля называют *раздельной*.

Если раздельные излучатель и приемник объединены в одном блоке, то преобразователь называют *раздельно-совмещенным*.

Ультразвуковые колебания получают за счет пьезоэффекта, который был открыт братьями Кюри в 1880 г.

Он заключается в следующем: при сжатии или растяжении специальной пластинки на ее гранях появляется электрический заряд. Пьезоэффект обратим, так как под влиянием электрического поля пластинки деформируются.

Пьезопластины обычно изготавливают из монокристалла кварца или из кристаллических соединений, таких как титанат бария, цирконат титаната свинца и др. (ГОСТ 13927).

Амплитуда колебаний пластины зависит от напряжения на электродах и соотношения частоты переменного напряжения и собственной частоты колебаний пластины.

Максимальная амплитуда колебаний пьезоэлемента наблюдается при резонансе, когда собственная частота колебаний пластины совпадает с частотой вынужденных колебаний от приложенного внешнего напряжения.

Собственная частота пластины зависит от ее толщины и скорости упругих волн:

$$f = c / 2b, \quad (5.1)$$

где f – собственная частота пластины, c – скорость упругих волн, b – толщина пластины.

При приложении пьезопластины к поверхности контролируемой детали в материале ее возбуждаются упругие волны.

Если подавать на пьезоэлемент переменное напряжение с частотой, отличной от собственной, то можно получить вынужденные колебания пьезоэлемента с любой частотой. Однако излучаемая энергия будет меньше, чем на резонансной частоте.

Распространение ультразвуковых колебаний происходит по законам геометрической оптики и основывается на представлении об ультразвуке как о совокупности ультразвуковых лучей – линий, вдоль которых распространяется звуковая энергия. Если материал однороден и изотропен, то пьезоэлемент создает волновое поле, которое вблизи имеет цилиндрическую форму (зона дифракции Френеля), а на некотором расстоянии – форму усеченного конуса (дальняя зона, или зона дифракции Фраунгофера).

Протяженность ближней зоны (зоны Френеля) прямо пропорциональна квадрату диаметра излучателя и обратно пропорциональна длине волны. Чем больше диаметр излучателя и частота упругих волн, тем выше направленность пучка лучей. При диаметре излучателя, большем длины волны, энергия концентрируется преимущественно вдоль нормали к излучающей поверхности [287].

По мере удаления от излучателя амплитуда колебаний падает и интенсивность волн убывает. Это вызвано геометрическим расхождением лучей и наличием потерь в среде, приводящих к постепенному затуханию колебаний при их распространении. Затухание происходит по экспоненциальному закону. Коэффициен-

ты затухания различны для разных материалов и складываются из коэффициентов поглощения и рассеяния $\delta = \delta_{\text{погл}} + \delta_{\text{расс}}$.

При распространении ультразвуковых волн в упругой среде возможна реверберация – постепенное затухание колебаний вследствие повторных многократных отражений. Реверберация бывает объемной (из-за отражений колебаний от граней контролируемого объекта) и структурной (из-за многократных отражений границами зерен). При распространении упругих волн в твердом теле наблюдаются процессы дифракции и интерференции.

Дифракция – явление огибания волнами малых препятствий размеры которых соизмеримы с длиной звуковой волны или меньше ее. Отражение волны происходит в том случае, если размеры препятствий больше длины волны. По характеру отражения ультразвуковых волн от несплошностей судят о размере и расположении дефектов.

Интерференция – результат сложения двух или нескольких когерентных колебаний, воздействующих на одну и ту же точку среды. Интерференция может привести к образованию стоячих волн, характеризующихся тем, что вдоль оси поля наблюдается чередование неподвижных точек и точек, колеблющихся с максимальной амплитудой.

Интерференция и дифракция взаимно связаны и существуют одновременно, что усложняет измерения в режиме непрерывного излучения. Поэтому более предпочтительным является импульсный метод, при котором короткие импульсы следуют друг за другом через промежутки времени, достаточные для того, чтобы падающая и отраженная волна не встретились.

Отражение и преломление ультразвуковых волн. Законы отражения и преломления УЗ волн аналогичны законам геометрической оптики. Встречая на своем пути среду с другими акустическими свойствами, часть энергии ультразвуковых волн отражается, а оставшаяся часть входит в новую среду. При этом проходящая и отраженная волна будут того же вида, что и падающая.

При перпендикулярном падении УЗК луча на границу раздела, отраженный луч будет так же перпендикулярен к этой границе (рис. 5.2). При неровной поверхности раздела с выступами и

впадинами более 0,1 мм наблюдается диффузионное отражение (рис. 5.2).

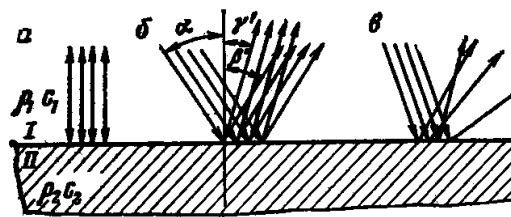


Рис. 5.2. Отражение ультразвуковых волн на плоской границе двух сред при перпендикулярном (а) и наклонном падении луча (б, в) (б – зеркальное отражение, в – диффузное отражение)

При падении ультразвукового луча на границу раздела сред под углом, отличным от прямого, то наряду с отражением наблюдается преломление, причем отношение синусов углов падения, отражения и преломления равно отношению скоростей распространения колебаний соответствующего вида в первой и второй средах.

Если $\rho_1 c_1 < \rho_2 c_2$, то при переходе продольных упругих волн из одной твердой среды в другую кроме двух отраженных лучей будут наблюдаться и два преломленных (рис. 5.3).

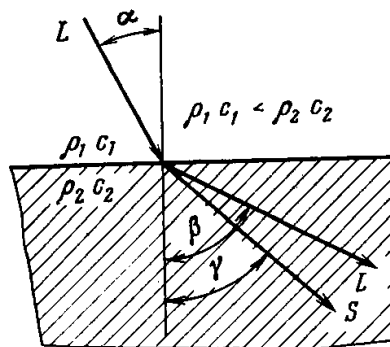


Рис. 5.3. Преломление ультразвуковых волн на плоской границе двух твердых сред

Углы падения, отражения и преломления связаны следующим соотношением или законом Снеллиуса.

$$\frac{\sin \alpha}{C_{L1}} = \frac{\sin \gamma}{C_{S1}} = \frac{\sin \beta}{C_{L2}} = \frac{\sin \gamma}{C_{S2}}, \quad (5.2)$$

где C_{L1} , C_{S1} , C_{L2} , C_{S2} – скорости распространения продольных и сдвиговых волн в первой и второй средах соответственно. При увеличении угла падения α продольной волны L углы β и γ также увеличиваются и при некотором значении $\alpha = \alpha_{кр1}$ продольные волны будут распространяться по поверхности, не проникая вглубь второй среды и возникает головная волна (первый критический угол). При дальнейшем увеличении угла падения до значения $\alpha_{кр2}$ (второй критический угол) по поверхности будут распространяться преломленные сдвиговые волны (рис. 5.4).

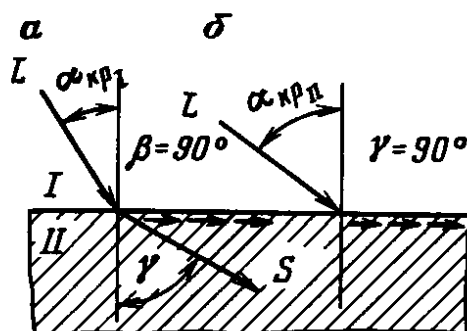


Рис. 5.4. Распространение продольной (а) и сдвиговой (б) преломленных волн на границе раздела сред при критических углах

Для упругих волн справедлив закон обратимости. Если луч от первой среды во вторую падает под углом α , то луч, подающий из второй среды на границу с первой под углом β , войдет в первую среду под углом α .

Все эти свойства ультразвуковых волн широко используются при разработке и внедрении акустических методов контроля, приборов, при конструировании призматических преобразователей.

Акустические методы неразрушающего контроля основаны на анализе параметров упругих колебаний, возбуждаемых в контролируемом объекте (ГОСТ 23829).

Методы акустического контроля подразделяют на две большие группы: *активные*, использующие излучение и прием акустических колебаний и *пассивные*, основанные только на приеме акустических волн.

На рис. 5.5 приведена схема существующих и применяемых в настоящее время при техническом диагностировании акустических методов контроля.

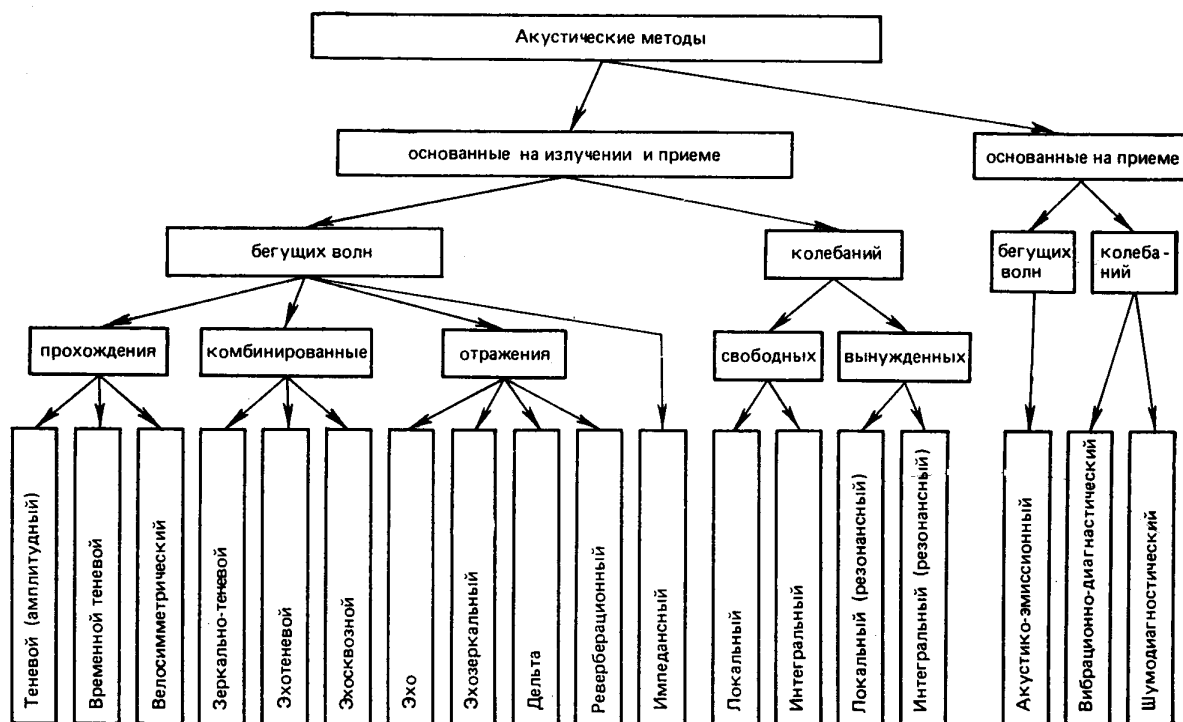


Рис. 5.5. Классификация акустических методов контроля

Активные методы – это методы, в которых применяют бегущие волны, их делят на подгруппы. В практике используют методы прохождения и методы отражения волн. Комбинированные методы применяют как отражение, так и прохождение.

Методы прохождения предполагают наличие при контроле двух преобразователей: излучающего и приемного, расположенных по разные стороны контролируемого объекта.

К методам прохождения относят следующие методы:

- *теневой или амплитудно-теневой* основан на регистрации уменьшения амплитуды прошедшей волны из-за наличия дефекта. Применяют импульсное и непрерывное излучение (рис. 5.6, а);
- *временной теневой метод* основан на измерении запаздывания импульсов, вызванного огибанием дефектов (рис. 5.6, б).

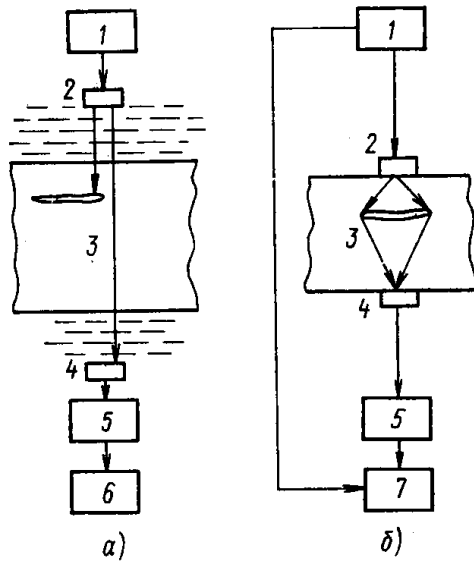


Рис. 5.6. Методы прохождения:
a – теневой, *б* – временной теневой; 1 – генератор, 2 – излучатель, 3 – объект контроля, 4 – приемник, 5 – усилитель, 6 – измеритель амплитуды, 7 – измеритель времени пробега

Методы отражения используют как один, так и два преобразователя, зачастую применяют импульсное излучение. К этой подгруппе относят следующие методы:

- *эхометод* основан на регистрации эхосигналов от дефектов (рис. 5.7, *a*). Здесь на экране электронно-лучевой трубки обычно наблюдают зондирующий (посланный) импульс I, донный импульс III, отраженный от дна контролируемого изделия и сигнал от дефекта II. Время прохождения импульсов II и III пропорционально глубине залегания дефекта и толщине изделия. На рис. 5.7, *a* приведена совмещенная схема контроля;

- в *эхозеркальном методе* анализируют сигналы, испытавшие зеркальное отражение от дна контролируемой детали и дефекта (рис. 5.7, *б*). Вариант этого метода, используемый для выявления вертикальных дефектов (плоскость EF) называют тандем-методом;

- при *реверберационном методе* анализируют время объемной реверберации – процесса постепенного затухания звука в некотором объеме, то есть в контролируемой детали (рис. 5.7, *в*);

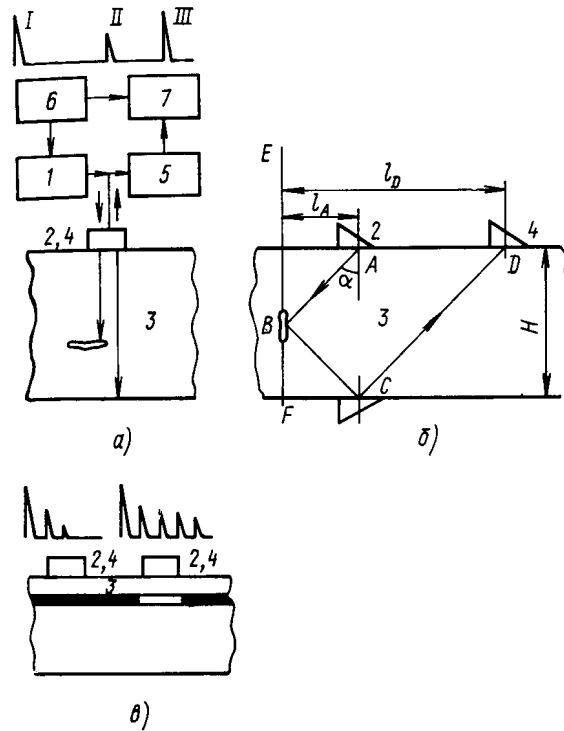


Рис. 5.7. Методы отражения:

а – эхо, *б* – зеркальный эхометод, *в* – ревербационный:

1 – генератор, 2 – излучатель, 3 – объект контроля, 4 – приемник,
5 – усилитель, 6 – синхронизатор, 7 – генератор развертки

В комбинированных методах применяют, как отражение, так и прохождение акустических волн. К этим методам относят:

- *зеркально-теневой метод*, основан на измерении амплитуды донного сигнала. По технике выполнения – это метод отражения, а по своей сущности – он близок к теневому методу, так как в процессе контроля измеряют ослабление сигнала, дважды прошедшего изделие в зоне дефекта (рис. 5.8, *а*);

- *при эхотеновом методе* применяют и анализируют прошедшие и отраженные волны (рис. 5.8, *б*);

- *импедансный метод* существенно отличается от ранее рассмотренных методов и основан на анализе изменения механического или входного акустического импеданса участка контролируемой поверхности, с которым взаимодействует преобразователь и чем больше импеданс, тем труднее раскачать контролируемый участок (рис. 5.9).

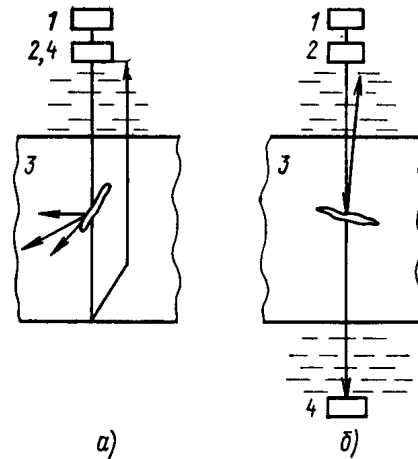


Рис. 5.8. Комбинированные методы:
a – зеркально-теневой, *б* – эхотеневой; 1 – генератор, 2 – излучатель,
 3 – объект контроля, 4 – приемник

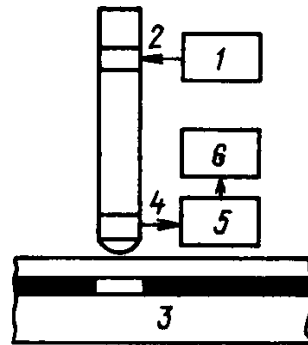


Рис. 5.9. Импедансный метод:
 1 – генератор, 2 – излучатель, 3 – объект контроля, 4 – приемник,
 5 – усилитель, 6 – индикатор

В низкочастотном импедансном методе преобразователем является колеблющийся стержень, прижатый к поверхности детали.

При наличии подповерхностных дефектов в виде расслоений уменьшается механический импеданс, в участке над дефектом легко возбуждаются изгибные колебания.

В результате чего изменяется режим колебаний стержня, в том числе уменьшаются механические напряжения на приемном элементе 4, что и является признаком дефекта. В высокочастотном методе преобразователь излучает продольную волну. Условия этого возбуждения зависят от акустического импеданса поверхности, а акустический импеданс в свою очередь зависит от наличия или отсутствия несплошности.

Пассивные методы. К пассивным методам относят *акустико-эмиссионный метод, вибрационно-диагностический и шумо-диагностический.*

Явление акустической эмиссии состоит в излучении упругих волн материалом в результате внутренней динамической локальной перестройки его структуры (рис. 5.10). Движение дислокаций, зарождения и развития микротрещин, рост макротрещин, полиморфные превращения и др. сопровождаются акустической эмиссией.

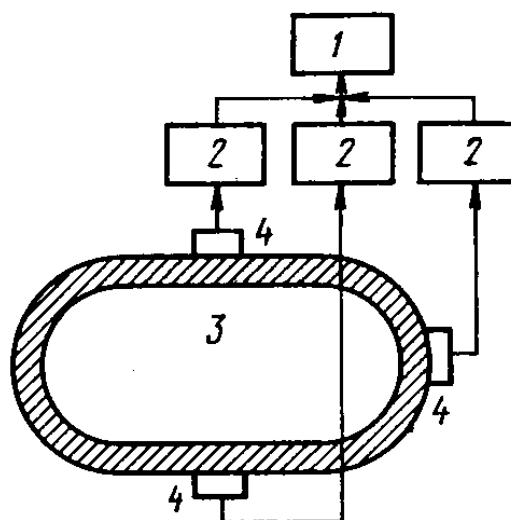


Рис. 5.10. Метод акустической эмиссии:
1 – блок обработки результатов, 2 – усилитель, 3 – объект контроля,
4 – приемник

Преобразователи, установленные на поверхности контролируемого изделия принимают упругие колебания и позволяют установить источник эмиссии, а при наличии нескольких преобразователей и при обработке, полученных от них сигналов можно определить расположение источника.

При использовании вибрационно-диагностического метода анализируют параметры вибраций контролируемой детали с помощью приемников контактного типа.

В шумо-диагностическом методе изучают спектр шумов работающего механизма в целом на слух или с помощью микрофонных и других приемников – анализаторов спектра.

По частотам все рассмотренные акустические методы делят на *низкочастотные и высокочастотные.* К первым относят ме-

тоды с частотами до 100 кГц, ко второму – методы, использующие частотный спектр от нескольких сотен кГц до 50 МГц, эти методы называют *ультразвуковыми*.

Применение пассивных методов при техническом диагностировании подробно рассмотрено в главе 6 .

Из всех рассмотренных методов наибольшее применение в практической деятельности нашел эхометод.

Около 90% объектов, проверяемых акустическими методами контролируют эхометодом. Его применяют при дефектоскопии сварных соединений, поковок, литья, неметаллических материалов. Этот метод используют при измерении геометрических параметров, времени прихода донного сигнала, и по известной скорости ультразвука определяют толщину металла при одностороннем доступе. Эхометод позволяет также определять физико-механические свойства материала.

Другие методы используют в основном в качестве дополнительных к эхометоду для более полного обнаружения и исследования дефектов.

5.1.5. Магнитные методы контроля

Магнитными методами контролируют детали из ферромагнитных материалов. При этом выявляют поверхностные и подповерхностные дефекты типа трещин с раскрытием до 1 мкм, подрезы, непровары в сварных соединениях и металлургические дефекты типа волосовин и др.

Магнитные методы дефектоскопии основаны на следующем принципе: магнитный поток, проходя в однородном металле детали, без резких изменений ее сечения не изменяется на границе перехода «деталь-воздух» (рис. 5.11, *a*). При наличии в контролируемом изделии несплошности, в зоне дефекта образуется участок с резкоменяющейся магнитной проницаемостью, вследствие чего происходит перераспределение магнитного потока. Часть потока при этом выходит на поверхность, образуя поле дефекта и создавая в месте дефекта на поверхности детали локальные магнитные полосы.

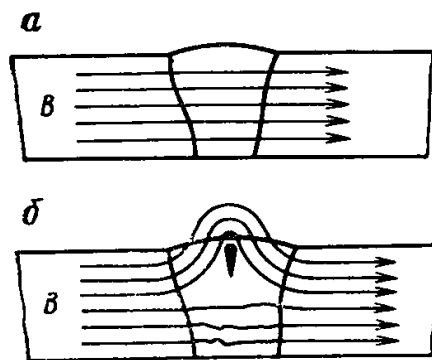


Рис. 5.11. Распределение магнитного потока B по сечению качественной (а) и дефектного (б) сварных швов

При нарушении сплошности, в районе дефектного участка часть магнитного потока перераспределяется, а в бездефектной зоне первоначальный магнитный поток остается неизменным, к нему добавляется часть перераспределенного потока, который направляется по трем путям: через воздушные пути над дефектом, непосредственно через дефект и по металлу под дефектом (рис. 5.11, б).

Чем меньше дифференциальная магнитная проницаемость материала в рабочей точке на кривой намагниченности и больше магнитное сопротивление дополнительному потоку под дефектом, тем меньшая часть этого дополнительного потока пройдет через металл в бездефектной части детали под дефектом и, следовательно, тем большая часть его пройдет через воздушные пути над дефектом.

То же самое происходит и с нормальной магнитной проницаемостью; чем меньше магнитная проницаемость материала изделия, тем больше его магнитное сопротивление и тем большая часть выйдет на поверхность изделия над дефектом [284].

Для получения оптимального поля дефекта, контролируемое изделие должно иметь достаточно высокую индукцию.

В магнитопорошковой дефектоскопии для выявления дефектов применяют тонкий ферромагнитный порошок, частицы которого притягиваются полем дефекта, образуя видимый глазом валик порошка. Интенсивность оседания порошка зависит от величины поля дефекта, которая определяется магнитными характеристиками материала изделия и напряженностью намагничи-

вающего поля. Детали обычно намагничивают с помощью специальных приборов – дефектоскопов. Дефектоскопы, применяемые при МПД согласно ГОСТ 21105 делят на универсальные и специализированные. Как те, так и другие могут быть стационарными, передвижными или переносными.

В соответствии с ГОСТ 21105 в зависимости от магнитных свойств материалов, размеров и формы контролируемого изделия, а также оборудования, применяемого для намагничивания применяют два способа контроля: способ приложенного магнитного поля и способ остаточной намагниченности.

При способе приложенного магнитного поля намагничивание начинается раньше или одновременно с моментом нанесения порошка или магнитной суспензии. Контроль способом остаточной намагниченности заключается в предварительном намагничивании изделия и последующем нанесении на него порошка либо суспензии. Оседание порошка происходит в зоне дефекта при отсутствии внешнего намагничивающего поля.

Кроме того, существуют три способа намагничивания: продольный, циркуляционный и комбинированный.

На чувствительность контроля и, следовательно, выявляемость дефектов значительно влияют вышеуказанные способы намагничивания. Род тока намагничивания и способ нанесения порошка также влияют на обнаружение подповерхностных дефектов.

На результат МПД в значительной мере влияет состояние контролируемой поверхности. Чем грубее поверхность, тем хуже чувствительность. В зависимости от вида контролируемого изделия условный уровень чувствительности подразделяют на группы от А до Д, соответственно ширина выявляемого дефекта составляет от 2,5 до 100 мкм [284].

5.1.6. Капиллярные методы

Одним из наиболее распространенных методов контроля качества металла и сварных соединений объектов повышенной опасности является капиллярная дефектоскопия (КД).

КД предназначена для определения мест расположения поверхностных дефектов с открытой полостью, их направления, протяженности, характера развития.

Методы КД позволяют выявлять дефекты с раскрытием до одного микрона и с протяженностью, соизмеримой со средним размером зерна металла. КД основана на капиллярном проникновении индикаторных пенетрантов в полости поверхностных дефектов и регистрации индикаторного следа от дефекта тем либо иным способом. Пенетрант – специальное светоцветоконтрастное вещество.

Методы КД подразделяют на:

- *яркостный* (ахроматический) метод проникающих растворов, применяемые материалы – керосин, проявитель, мел;
- *цветной* (хроматический) метод проникающих растворов, материалы – пенетрант, образующий после проявления красный след;
- *люминисцентный*, для выявления дефектов применяют специальные ультрафиолетовые установки и лампы;
- *люминисцентно-цветной* метод, приборы и материалы – совместное применение материалов и оборудования для цветной и люминисцентной дефектоскопии;
- *капиллярно-электростатический* метод, здесь используют электростатическую установку и пенетрант (ионогенная жидкость);
- *капиллярно-электроиндукционный* метод, применяют электроиндукционную установку и электропроводящие жидкости или органические растворители;
- *капиллярно-магнитопорошковый* метод, используют прибор МПД и пенетрант (ферромагнитный порошок);
- *капиллярно-радиационный* метод поглощения, применяют источник радиационного излучения и пенетрант (оптически плотные жидкости);
- *капиллярно-радиационный* метод контроля, приборы и материалы – источник радиационного излучения и радиоактивный пенетрант.

Капиллярная дефектоскопия основана на проникновении индикаторных пенетрантов в полости дефектов, сорбции и диффузии, яркостном и цветном контрастах дефектоскопических материалов.

Размеры дефектов, выявляемые методами КД так малы, что обнаружение их невооруженным взглядом практически невозможно. Дефект заметен только при наличии контраста между дефектом и фоном. Поэтому для обнаружения дефектов следует искусственно повысить контрастность дефектного и неповрежденного участков контролируемой поверхности.

Заполнение полостей дефектов специальными светоцветоконтрастными индикаторными веществами – пенетрантами – основная задача КД. Микроскопическое сечение и протяженность дефектов уподобляет их капиллярным сосудам, обладающим способностью всасывать смачивающие их жидкости под действием капиллярных сил.

Явления, обусловленные втягиванием смачивающихся жидкостей в капилляры или выталкиванием несмачивающихся жидкостей из капилляров называются капиллярными явлениями.

На границе соприкосновения твердых тел с жидкостью наблюдаются явления смачивания, проявляющиеся в искривлении свободной поверхности жидкости около стенки дефекта (сосуда).

Искривленная поверхность жидкости на границе с твердым телом называется мениском, а линия по которой он пересекается с твердым телом называется периметром смачивания. При дефектоскопии лучшее смачивание обеспечивают жидкости с малым поверхностным натяжением, что и учитывается при выборе жидкостей для КД.

На смачивание существенное влияние оказывает шероховатость контролируемой поверхности, чем выше шероховатость, тем лучше смачиваемость. У стенок дефектов шероховатость выше, чем на бездефектной поверхности изделия, следовательно при КД в чистых полостях дефектов у жидкости будет более высокая смачиваемость по отношению к изделию. Под действием поверхностного натяжения поверхность жидкости сокращается.

При проникновении жидкости в дефект искривление поверхности жидкости создает дополнительное давление на жидкость по сравнению с давлением под плоской поверхностью. Явления капиллярности используются в методах КД для того, чтобы внедрить в мелкие поверхностные дефекты различные индикаторные пенетранты.

Сорбционные явления. Для отыскания дефекта необходимо возможно большее количество индикаторного пенетранта, находящегося в его микрополостях извлечь на поверхность подвергаемую контролю.

Извлечение и локализация пенетранта достигается вследствие *сорбционных* свойств проявителей пенетранта.

При использовании в качестве проявителя сухих порошков или суспензий на поверхности каждой частицы проявителя адсорбируются молекулы индикаторного пенетранта. При физической адсорбции молекулы индикаторного пенетранта сохраняют свое первоначальное строение, а при химической они образуют на поверхности частиц химическое соединение с веществом проявителя пенетранта. Схематическое изображение процесса КД представлено на рис. 5.12.

Чувствительность методов КД условно определяется наименьшими значениями ширины раскрытия, глубины длины надежно выявляемого дефекта по его индикаторному следу и зависит от свойств применяемых дефектоскопических материалов, качества и состояния поверхности.

Согласно ГОСТ 18442 в зависимости от минимальных размеров выявляемых дефектов, метода контроля, используемых дефектоскопических материалов и технологии контроля устанавливаются следующие условные классы чувствительности: I-IV и технологический.

Для каждого класса чувствительности установлены минимальные размеры дефектов в мкм: I – менее 1; II – от 1 до 10; III – от 10 до 100; IV – от 100 до 500; технологический не нормируется. Определяющим параметром при выборе класса чувствительности метода является ширина раскрытия дефекта. Глубина зародышевых трещин деформационного происхождения обычно оценивается в 10^{-3} мм.

Размер пор диффузионного происхождения такого же порядка. При слиянии микродефектов формируется макродефект, который и выявляется методом КД. Приведенные выше минимальные размеры дефектов и определяют границу необходимой чувствительности методов КД.

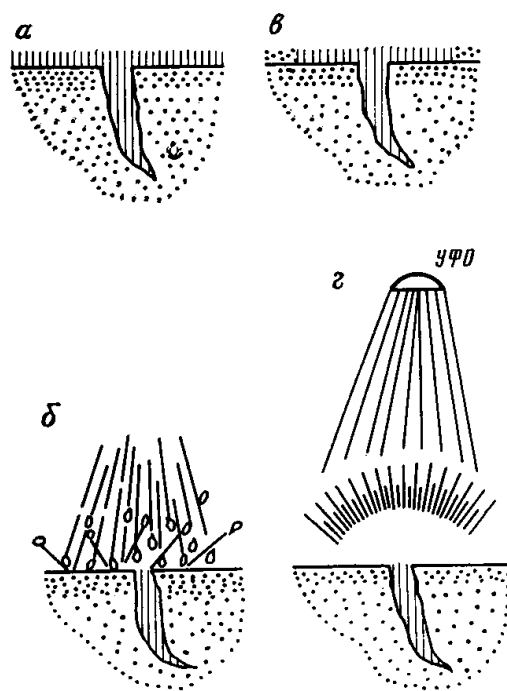


Рис. 5.12. Схематическое изображение процесса капиллярной дефектоскопии:

- а* – нанесение и проникновение пенетрата в несплошности;
- б* – удаление излишков пенетрата; *в* – нанесение проявляющей жидкости и проявление несплошностей при цветной дефектоскопии;
- г* – проявление несплошностей ультрафиолетовым облучением (УФО) при люминисцентной дефектоскопии

5.1.7. Вихретоковые методы

Вихретоковые методы основаны на анализе взаимодействия внешнего электромагнитного поля с электромагнитным полем вихревых токов, наводимых возбуждающей катушкой в электропроводящем объекте контроля.

Согласно закону индукции, любое относительное перемещение магнитного поля и проволоочной катушки наводит в последней импульс электродвижущей силы.

Если две катушки поместить рядом и по одной из них пропустить электрический ток, а ко второй подключить быстродействующий вольтметр, то он покажет наличие ЭДС как при изменении силы тока в возбуждающей катушке, так и при изменении положения катушек и изменении формы и размеров любой из катушек. На величину ЭДС влияют взаимосвязь между катушками, сила тока и число витков.

Вихревые токи в металле распространяются в поверхностных слоях в направлении от источников поля. Из-за экранирующего действия вихревых токов и потерь на тепло электромагнитное поле в металле быстро затухает.

Глубина проникновения поля зависит от частоты электромагнитных колебаний, электропроводности, магнитной проницаемости, коэрцитивной силы, формы поля, создаваемого источником и размеров контролируемого объекта. Низкочастотные электромагнитные поля проникают в металл глубже, нежели высокочастотные.

Поле вихревых токов взаимодействует с полем возбуждающей катушки, образуя результирующее поле, несущее в себе информацию об электромагнитных характеристиках, расстоянии до поверхности, о нарушении однородности, изменении формы и размеров контролируемого изделия.

На величину вихревых токов значительно влияют геометрические параметры объекта: форма, размеры, взаимное расположение измерительного вихретокового преобразователя (ВТП) и изделия, толщина детали, толщина покрытия, толщина слоя после ХТО и др. факторы.

Об изменениях величины вихревых токов и, следовательно о наличии дефектов судят по изменению тока в возбуждающей катушке, изменению составляющих комплексного сопротивления этой катушки или ЭДС преобразователя.

В качестве ВТП используют обычно индуктивные катушки, одну или несколько. В катушках ВТП создается электромагнитное поле, возбуждающее вихревые токи в объекте, и далее, регистрируя напряжение на зажимах катушки или их сопротивление получают информацию о свойствах объекта. Эта информация – многопараметровая, что и определяет как преимущество, так и недостатки при реализации вихретокового метода (ВТМ). Часто при контроле одного из параметров влияние остальных на сигнал преобразователя становится мешающим.

Большим преимуществом ВТМ, особенно при проведении технического диагностирования объектов повышенной опасности является то, что контроль можно проводить *без контакта преобразователя и объекта*. Их взаимодействие происходит обычно на расстоянии достаточном для свободного движения преобразова-

теля относительно объекта, от долей мм до нескольких мм. ВТМ можно применять без зачистки поверхностного слоя, что очень важно при работе в полевых условиях.

Одной из особенностей ВТМ является то, что на сигналы преобразователя практически не влияют влажность, давление и загрязненность среды, радиоактивное излучение, наличие на поверхности объекта контроля непроводящих веществ.

Простота конструкции преобразователя и хорошая защита позволяет применять ВТМ при контроле металла как в агрессивных средах, так и в широком интервале температур и давлений, преобразователи устойчивы против механических воздействий.

В дефектоскопии ВТМ выявляют дефекты типа несплошностей, выходящих на поверхность или залегающих на небольшой глубине, а также трещины, расслоения, закаты, крупные неметаллические включения и т.д. При оптимальных условиях контроля можно выявить дефекты глубиной 0,1–0,2 мм, протяженностью 1–2 мм.

С помощью ВТМ решаются задачи контроля размеров деталей. Ими измеряют диаметры труб, проволоки, прутков, толщину металлических листов и стенок труб, толщину покрытий на электропроводящих основах, глубину зоны химико-термической обработки. Измеряемые величины могут изменяться в пределах от мкм до десятков мм.

Характер микроструктуры металлов и сплавов в значительной степени влияет на их электромагнитные характеристики. Вот именно эта зависимость позволяет контролировать не только однородность химического состава, но и структуру металлов и сплавов, а также определять механические напряжения. Кроме того с помощью вихревых токов проводят контроль качества термической и ХТО обработки, состояние поверхности деталей после механической обработки, наличие остаточных напряжений, наличие различных фаз и т.д.

Среди большого разнообразия разработанных и перспективных, разрабатываемых методов НК мы рассмотрели лишь те, которые нашли широкое применение при техническом диагностировании объектов повышенной опасности.

Дальнейшие направления и перспективы развития неразрушающих испытаний рассмотрены в следующих разделах.

5.1.8. Безобразцовые методы испытаний

Для оценки реального состояния металла объектов повышенной опасности необходимо владеть информацией не только о присутствии или отсутствии дефектов, выявляемых методами неразрушающего контроля, но и знать его физико-механические характеристики, состав, характер микроструктуры, способ изготовления, условия эксплуатации и т.д. Основные важнейшие характеристики металла обычно определяют с помощью разрушающих методов исследования, однако очень часто при проведении технического диагностирования необходимо владеть информацией о динамике изменения механических характеристик в процессе длительной эксплуатации объекта. Вырезать металл для исследования непосредственно из объекта зачастую не представляется возможным, вот поэтому ряд ученых [288–293] обратили внимание на создание безобразцовых методов и средств оперативной оценки механических свойств материалов.

Среди существующих методов контроля механических свойств материалов методы, основанные на измерении твердости являются сравнительно простыми, доступными, но и вместе с тем перспективными, содержащие в себе еще много нераскрытых возможностей [218, 288].

Главное их достоинство заключается в возможности ускоренной оценки некоторых механических характеристик металла различных изделий, деталей, конструкций, не выводя их из строя, не вырезая образцов.

В некоторых случаях безобразцовые методы являются пока единственными для количественной оценки механических свойств малых объемов или локальных зон исследуемого металла.

Большой вклад в развитие отечественных безобразцовых методов оценки механических свойств, в теоретические и экспериментальные обоснования взаимосвязи характеристик твердости с показателями прочности и пластичности материалов, находящихся в различном структурном и напряженно – деформированном состоянии внесли ученые и специалисты кафедры Технологии металлов Московского энергетического института – технического университета под руководством профессора М. П. Марковца [288]. В. М. Матюниным [294] разработаны научные основы и

решена актуальная научно – техническая проблема безобразцовой оперативной оценки прочностного состояния металла в элементах конструкций на стадии их изготовления и эксплуатации с целью выявления наиболее опасных зон, определения остаточного ресурса и предотвращения аварийных ситуаций.

В работе установлена взаимосвязь напряжений и деформаций при растяжении образца с напряжениями и деформациями при вдавливании сферического индентора в пластической области деформирования упрочняющихся материалов. Выявлено распределение интенсивности напряжений и интенсивности деформаций в зоне контакта индентора. Разработана методика оценки пластической деформации при растяжении по результатам вдавливания индентора с учетом упрочняемости материала. Автор разработал методы инденторных испытаний с регистрацией диаграмм вдавливания и царапания. Установлены особенности и определены характерные параметры диаграмм вдавливания и царапания.

Для практического использования разработаны методы, включая автоматизированные, безобразцовой экспресс – оценки комплекса механических свойств конструкционных материалов по параметрам твердости и диаграммам инденторных испытаний: предела текучести, временного сопротивления, истинного сопротивления разрыву, предельной равномерной деформации, относительных удлинения и сужения, степени наклепа.

Большой научный и практический интерес представляют полученные автором зависимости критического коэффициента интенсивности напряжений и ударной вязкости от параметров отношений сопротивления отрыву и истинного сопротивления разрыву к пределу текучести с учетом величины зерна металла.

При техническом диагностировании в основном применяют простые корреляционные зависимости между твердостью и механическими характеристиками типа

$$\sigma_b = 0,36\text{HB}, \quad (5.3)$$

$$\sigma_{0,2} = \frac{0,41\text{HB}-167}{1,37}, [\text{МПа}] \quad (5.4)$$

для углеродистых сталей. Подобные зависимости установлены и для легированных сталей, применяемых для крепежных деталей, паропроводов и их сварных соединений, литья и т.д.

Твердость обычно измеряют малогабаритными переносными приборами Московского энергетического института (МЭИ) и Волгоградского политехнического института (ВПИ). Хорошие результаты дают отечественные приборы, разработки последних лет серий УЗИТ и ТЕМП. Они дешевы и просты в эксплуатации. Погрешность определения механических характеристик безобразцовыми методами не превышает 20–25 МПа.

При исследовании микроструктуры металла непосредственно на оборудовании хорошо зарекомендовали себя переносные микроскопы, сконструированные на базе биологического микроскопа МБИ-1 и металлографического микроскопа ММУ-1 или ММУ-3. Микроскоп крепят к детали с помощью специального устройства и проводят исследование микроструктуры и ее фотографирование с помощью микронасадки типа МФН. Переносные микроскопы не дают возможности исследовать микроструктуру при больших увеличениях и в труднодоступных местах.

Широкое распространения получил метод исследования оттисков под микроскопом в лабораторных условиях. Оттиски (слепки) снимают с микрошлифов, приготовленных непосредственно на объекте, при этом микрошлиф подвергают более глубокому травлению, чем для наблюдения под микроскопом. Для получения слепка на микрошлиф накладывают кубик полистирола или кубик колоксилиновой основы рентгеновской пленки, размягченной в бензоле или в ацетоне и заполняющей все неровности протравленного шлифа, при этом исследованная поверхность воспроизводится довольно точно.

Иногда для исследования микроструктуры применяют метод сколов. Специально заточенным зубилом с поверхности детали снимают пробу в виде скола толщиной 1,5–2,0 мм и шириной 3,0–4,0 мм. Скол заливают в легкоплавкий сплав и исследуют под микроскопом. Высокая производительность метода и возможность исследования микроструктуры при больших увеличениях позволяют широко применять этот метод как при входном, так и при эксплуатационном контроле микроструктуры.

В практике работы при проведении технического диагностирования в технической документации на объект довольно часто отсутствуют данные о применяемых материалах. Для определения марки стали применяют *методы спектрального анализа*.

В основе спектрального анализа лежит исследование излучения паров металла. Перевод испытываемого металла в парообразное состояние достигается действием дугового или искрового разряда между металлом и электродом, изготовленным из угля, чистого железа или меди. Для испарения металла и возбуждения спектра применяются искровые и дуговые генераторы, которые входят в комплект стилоскопических установок.

Возбужденные атомы, образующие разрядное облако, дают излучение, длина волны которого определяется природой элемента [295]. Это излучение при помощи оптической системы спектрального аппарата, представляющей собой систему линз и призм, разлагаются с образованием линейчатого спектра.

Наличие в спектре характерных линий определенных химических элементов указывает на присутствие данных элементов в анализируемом металле. Определение элементов сводится к отысканию и оценке интенсивности спектральных линий, соответствующих данному элементу. Фотографирование спектров проводят на спектрографе. Интенсивность линий определяют фотометрированием сравнительно с эталоном.

При определении наличия химических элементов непосредственно на объекте применяют переносные приборы – стилоскопы, при их использовании спектр рассматривают непосредственно в окуляр и интенсивность линий определяют визуально, сравнивая их с некоторыми линиями постоянной интенсивности, например железа и с эталонными шкалами. Данный метод применяют для качественного или полуколичественного анализа легированных сталей. Стилоскопирование широко используется при монтаже и ремонте объектов повышенной опасности, при их техническом диагностировании, благодаря возможности проведения анализа даже в труднодоступных местах.

5.2. Перспективные направления развития неразрушающего контроля

В настоящее время в России, в ближнем и дальнем зарубежье активизируются работы по разработке, совершенствованию и внедрению различных средств НК, что вызвано необходимостью выявления не только макродефектов, но и, главным образом, оценки накопления микроповрежденности в металле, определению физико-механических характеристик потенциально опасного оборудования, эксплуатирующегося длительное время в сложных напряженных условиях зачастую в агрессивных средах, с достаточным уровнем достоверности и надежности без проведения разрушающих испытаний.

Методы НК должны не только выявлять реальные дефекты и неоднородности в металле, но и оценивать влияние этих дефектов на поведение материала или элемента конструкции при эксплуатации. Решение проблемы следует искать в изучении связи микроструктуры и свойств материалов с разнообразными, взаимодействующими с материалами физическими полями, в применении последних достижений в областях микроэлектроники и материаловедения.

В ближайшие годы ожидается разработка и совершенствование средств НК в трех основных направлениях:

- расширение функциональных возможностей приборов;
- разработка комплексов НК с применением робототехнических средств и систем дистанционного контроля;
- разработка приборов НК на основе новых физических принципов.

Наиболее перспективным является последнее направление. Создание приборов на основе новых физических принципов, использование последних достижений электронной техники, в первую очередь микропроцессоров и интегральных схем позволит резко повысить технический уровень средств НК, степень достоверности контроля и выявляемость дефектов. Рассмотрим некоторые перспективные методы НК, которые уже находят применение в промышленности.

Тепловой метод. Основной принцип теплового метода состоит в том, что испытываемый образец нагревают и определен-

ным способом оценивают распределение температур на его поверхности.

Развитие получил *активный* контроль, где изучается изменение излучательной способности поверхности изделий различных материалов. Поверхность нагревается источником тепла, обеспечивающим равномерное распределение температур на исследуемой площади. Обычно применяют излучатели с галогенными и импульсными ксеноновыми лампами. Используют лазерные и электромагнитные источники тепла. Экспериментально установлено, что дефекты диаметры которых в 1,5–2 раза больше глубины залегания, выявляются при активном тепловом контроле.

Развиваются теоретические исследования. В настоящее время используются решения прямых задач, заключающиеся в исследовании процесса нагрева объекта контроля и искажений в распределении температур при наличии дефекта.

Практически не изучены вопросы тепловой толщинометрии и дефектометрии.

Одним из перспективных методов теплового контроля является *вибротепловизионный*.

Сущность метода заключается в изучении тепловых полей изделий и материалов, возникающих при воздействии на них вибраций. Данный метод эффективен при контроле композитов. Метод позволяет обнаружить трещины в металлических листах, их рост во времени при приложении периодических нагрузок.

Важнейшими направлениями развития тепловых методов следует считать [295]:

- создание математических моделей объектов контроля с различными типами дефектов, позволяющих более точно количественно оценивать ожидаемый температурный контраст;
- сравнительный анализ возможностей теплового контроля и других методов;
- разработку методов и средств анализа тепловых изображений;
- разработку методов и средств определения размеров и глубины залегания дефектов;
- теоретические и экспериментальные исследования вибротепловизионных методов контроля;

- развитие методов и средств тепловой дефектометрии.

Тепловизоры находят все большее применение в технике. Некоторые последние разработки позволяют фиксировать изменение температуры до $0,001^{\circ}\text{C}$, что соответствует изменению напряжения $1,0 \text{ Н/мм}^2$.

Тепловизор серии 600 (США) обеспечивает обработку теплового изображения в реальном масштабе времени, позволяет получать количественные значения температур в любой точке изображения, оценивать средние температуры по площади, осуществляет автоматическую коррекцию фона и излучательной способности поверхности объекта.

Тепловыми методами оценивают степень развития коррозионных повреждений в теплотрассах крупных промышленных городов, определяют утечки тепла в зданиях, осуществляют контроль расположения арматуры в железобетонных конструкциях. В электротехнике проверяют статоры турбогенераторов, линии электропередач, мощные трансформаторы, теплообменники и другое ответственное оборудование.

В последние годы в дефектоскопии все более широкое распространение получают *инфракрасные (термографические)* методы, обладающие определенными преимуществами:

- возможностью бесконтактной дефектоскопии и размещением источника возбуждения и детектора с одной стороны изучаемого объекта;
- возможностью контроля высокотемпературных и труднодоступных объектов, а также объектов нестандартной формы;
- отсутствием необходимости использования громоздкой аппаратуры и специальных защитных приспособлений для обеспечения безопасности персонала, что характерно для рентгеновского и радиографического контроля;
- возможностью контроля крупных объектов в малый временной промежуток.

Разработанная в последние годы методология позволяет проводить уникальные исследования, в частности определения расположения и ориентацию волокон в армированных материалах.

Существует два основных метода инфракрасной дефектоскопии: первый – детектирование инфракрасного излучения вы-

сокотемпературных объектов и на основе полученных термограмм выделение дефектных участков; второй – термическое возбуждение исследуемого объекта и выделение нарушений распространения в нем тепловой энергии, обусловленных наличием подповерхностных дефектов. Второй метод в определенном смысле подобен ультразвуковому эхо – импульсному методу, причем искажение распространения сигнала с задержкой, обусловленной наличием дефекта может рассматриваться как отражение дефектом термической волны. Наиболее важное отличие термографического метода от ультразвукового заключается в том, что распространение термической волны описывается не волновым уравнением, а уравнением диффузии, и, как следствие этого, термографическая аппаратура оказывается сравнительно нечувствительной к подповерхностным дефектам, диаметр которых значительно меньше глубины их залегания.

Номенклатура, развиваемых средств инфракрасной дефектоскопии очень широка и варьируется от довольно простых переносных камер до сложных промышленных и лабораторных установок [296].

Большая работа ведется по созданию приборов перспективного направления *рентгеновской дефектоскопии* импульсно-рентгеновской аппаратуры. Такие аппараты отличает высокая просвечивающая способность, возможность как направленного, так и панорамного просвечивания, простота эксплуатации, небольшие габаритные размеры и масса. Не требуется принудительного охлаждения рентгеновской трубки. Аппараты могут использоваться для контроля изделий из металлов и пластмасс, магистральных нефтегазопроводов, теплотрасс, а также качества сварки в полевых условиях и на монтажных площадках.

Наиболее экономичной является дефектоскопия без применения рентгеновской пленки. К этой группе приборов можно отнести электрорадиографические комплексы и рентгенотелевизионную аппаратуру. Существует довольно много различных моделей рентгено-телевизионных интроскопов. Наиболее широко интроскопы могут применяться как на отдельных участках, так и в составе комплексных автоматизированных линий на предприятиях различных отраслей промышленности.

Новым направлением рентгеновской дефектоскопии является *рентгеновская томография*. Информационные возможности этого метода чрезвычайно велики [297, 298]. Рентгеновская томография – единственный метод детального исследования структуры сложных многослойных конструкций и композиционных материалов с обнаружением и оценкой локальных дефектов и малых отклонений геометрии внутренней структуры. Современные томографы обладают рядом особенностей: обратным проецированием с фильтрацией двойным дифференцированием; возможностью сканирования и реконструкции детальной структуры локальных зон контролируемого изделия, высокой чувствительностью к локальным дефектам; высоким пространственным разрешением и геометрической чувствительностью контроля; высокой энергией рентгеновского излучения и др.

Интерес представляют разработки в области *магнитных методов* контроля. Наряду с совершенствованием магнитных дефектоскопов, позволяющих осуществлять контроль сплошности, толщиномеров, с помощью которых определяются геометрические размеры, развивается направление по оценке микроструктуры и физико-механических свойств различных материалов.

В России разработан новый метод, названный *методом магнитной памяти металла* (ММП). Основные преимущества ММП по сравнению с известными методами следующие:

- не требуется применение специальных намагничивающих устройств, так как используется явление намагничивания узлов оборудования в процессе их эксплуатации;
- места концентрации напряжений заранее не известны и определяются в процессе контроля;
- не требуется зачистка металла и другой какой – либо подготовки контролируемой поверхности;
- для выполнения контроля используются при боры, имеющие малые габариты, автономное питание и регистрирующие устройства.

Метод основан на измерении поля остаточной намагниченности на поверхности контролируемого оборудования и позволяет проводить оценку его напряженно-деформированного состояния с учетом микроструктурных изменений. При контроле ис-

пользуются эффект магнитной памяти металла к зонам действия максимальных рабочих нагрузок.

ММП не дает количественной оценки уровня действующих напряжений, однако он позволяет отличать области упругой деформации от пластической и выявлять зоны зарождения усталостных трещин [299].

Одним из наиболее распространенных методов неразрушающего контроля является метод *вихревых токов*. Основные его преимущества – высокая скорость измерения, позволяющая получать результат практически в доли секунды, высокая чувствительность, хорошая повторяемость, низкая стоимость анализа.

Одна из особенностей этого метода состоит в том, что на сигналы преобразователя не влияют влажность, давление и загрязненность газовой среды, радиоактивные излучения, загрязнения поверхности объекта контроля непроводящими веществами. Дефекты, выявляемые с помощью данного метода представляют собой несплошности, выходящие поверхность или залегающие на небольшой глубине, разнообразные трещины, расслоения, закаты, плены, раковины, неметаллические включения и т.д.

Вихретоковая дефектоскопия является уникальным методом проверки качества металлов, предназначенных для использования в тяжелых условиях работы: в высокотемпературных средах и средах высокого давления, в судостроении, аэрокосмической технике, в ядерной энергетике и т.д.

Большие перспективы открывает применение в вихретоковых системах компьютерной техники, обеспечивающей как автоматическое управление всем циклом измерения, так и интерпретацию полученных результатов. В системе, разработанной фирмой Oak Ridge (США), в значительной мере реализованы эти возможности. Система контроля сварных швов металлических кожухов сверхпроводящих магнитов, предназначенная для цеховых условий, проводит анализ одновременно на трех частотах, что позволяет сразу определять положение и размеры дефектов и производить отстройку от «зазоров»[300].

Одной из наиболее трудноразрешимых проблем является первоначальная обработка сигналов, полученных при вихретоковом контроле, в целях выделения из общей массы годографов информационно наполненных, т.е. таких, которые содержат ин-

формацию о каких-либо дефектах в отличие от сигналов от нормальных неповрежденных частей контролируемого объекта. Например, при контроле парогенераторов атомных электростанций необходимо, как правило, просмотреть 142 тыс. годографов, чтобы выделить из них 3 тыс., требующих анализа. Сортировка данных вручную очень трудоемкая операция, порождающая большое количество ошибок.

В центре по исследованию проблем НК фирмы Westinghouse Elektrik (США) была разработана методика автоматической сортировки сигналов [331]. Все сигналы делили на три класса: ожидаемые нормальные сигналы, которые имели идентичную форму и одинаковую частоту появления, источник – стенки труб или опорная плита; искаженные ожидаемые сигналы, т. е. нормальные сигналы форма которых искажена наложением сигналов от дефектов или деформированных стенок; неожиданные сигналы, источниками которых являются дефекты в стенках труб и других конструктивных элементах.

Разбиение сигналов на классы осуществляется автоматически на основе шаблонов. Анализ сигналов проводят по специальным компьютерным программам.

В настоящее время намечаются следующие пути совершенствования вихретоковых методов контроля [332]:

1. Модернизация формы катушки индуктивности. Конечной целью является создание эластичных легко изменяющих свою форму обмоток индуктивности, представляющих собой многожильные проводники, установленные в листы или трубчатые конструкции из резинообразных материалов.

2. Модернизация детектора. В идеальном случае серия датчиков будет полностью покрывать исследуемый объект внутри катушки или даже площадь значительно превышающую ее размеры, что позволит получать информацию со всей зоны, подвергнутой электромагнитному воздействию. Последовательный опрос датчиков создаст возможность многоканального анализа данных и их индикацию в любой форме, включая двух и трехмерное изображение на экране.

3. Увеличение проникающей способности. Большинство вихретоковых систем может использоваться лишь для контроля поверхностных и подповерхностных дефектов. Толщина анали-

зируемого слоя – величина обратно пропорциональная корню квадратному из рабочей частоты, удельной проводимости и магнитной проницаемости материала, поэтому основными способами ее увеличения являются снижение рабочей частоты и специальная обработка материалов для уменьшения ее магнитной проницаемости. Применение специальных детекторов позволяет довести рабочую частоту до 1 Гц и тем самым повысить проникающую способность в 100 раз.

4. Создание микроволновых электромагнитных систем контроля. Высокочастотные электромагнитные колебания распространяются в пространстве подобно световому лучу и при попадании на металл отражаются от него, возвращаясь в виде эхо – сигнала. Отражение микроволнового луча обусловлено возникновением вихревых токов в поверхностных слоях. Теория распространения микроволн в металлических структурах, их отражение и преломление на границах дефектов и слоев диэлектрика открывает большие перспективы их использования для НК. Эти системы во многом похожи на ультразвуковые эхо - импульсные приборы.

Перспективные электромагнитные приборы контроля физико-механических свойств материалов (структуроскопы) позволяют оценивать степень химической чистоты электропроводящих материалов, сортировать полуфабрикаты и изделия по маркам материала, твердости, прочности и т. д. Структуроскопами можно выявлять неоднородные зоны по структуре, оценивать глубину и качество механической, термической и химико-термической обработки, выявлять усталостные зоны, контролировать качество поверхностных слоев и решать многие другие задачи НК.

Определенный интерес представляет новый *резисторный метод* дефектоскопии. Здесь при контроле используют четыре электрических контакта, расположенных в один ряд [333]. Постоянный ток подается от двух внешних электродов. Вывод результатов на дисплей осуществляется в мкОм·см. Этот метод существует давно, но из-за отсутствия высокоточной аппаратуры не получил широкого распространения. Фирма АТ&Т (Великобритания) разработала необходимую аппаратуру для контроля резисторным методом. При испытании резисторным методом возможности контроля и рабочие характеристики определяются

конфигурацией датчика. Оператор может установить наиболее эффективную глубину проникновения тока и, таким образом, осуществлять исследование либо поверхностного, либо внутренних слоев проверяемых материалов. Полученные результаты являются абсолютными и поэтому передаются на дальнейшую обработку в вычислительные системы, что позволяет автоматизировать регистрацию данных и управление процессом.

Метод можно использовать для определения толщины науглероженного слоя, усиления сварного шва, наличия трещин. Метод удобен для контроля однородных, выпускаемых большими сериями изделий и применим для контроля изделий сложной геометрической формы, где невозможно использовать другие средства.

С помощью резисторного метода можно оценивать качество сварного шва и осуществлять управление сварочными работами. При сплавлении стыкуемых элементов в месте сварки индуцируется электрический ток. По мере наращивания сварного шва в месте сварки проводят измерения. По измерениям величины напряжения можно судить о площади сварного шва, которая является косвенным показателем меры его прочности, что позволяет с достаточной точностью определить размеры наплавленного металла, так как существует зависимость между соотношением напряжений измеряемых на сварном шве и в зоне вне сварного шва. Разработанные устройства преобразуют измеряемые напряжения в удельное электросопротивление. Установив определенные зависимости между прочностью сварного шва, его размерами и удельным электросопротивлением можно разработать определенные показатели, позволяющие использовать резисторный дефектоскоп непосредственно в технологической сварочной линии. В настоящее время накапливается библиотека калибровочных кривых для отдельных областей применения, в результате чего резисторный метод может найти широкое распространение [334].

Россия является ведущей страной в области создания *акустических средств* НК, которые по сравнению с другими имеют ряд преимуществ: универсальность, технологичность, низкую стоимость и безопасность эксплуатации. Кроме того, они обеспечивают контроль изделий широкой номенклатуры, большой диапазон проверяемых параметров и высокую точность. Все это спо-

способствовало тому, что в настоящее время акустическая аппаратура составляет более 50% всех выпускаемых средств НК.

Кроме разработки и совершенствования УЗ-дефектоскопов, твердомеров, толщиномеров в России и за рубежом, развивается направление по *лазерному генерированию ультразвуковых волн*, которое имеет следующие преимущества: не требуется контакта датчика с исследуемой поверхностью, нет необходимости погружения изделия в контактную среду [335].

Новый способ генерирования поверхностных акустических волн больших амплитуд при ограниченном нагревании облучаемого лазером участка поверхности был разработан Институтом исследований промышленных материалов (США).

Облучение поверхности через систему конических и сферических линз создает на исследуемой поверхности узор, обеспечивающий тепловую рециркуляцию. Генерируемые конвергирующие поверхностные акустические волны детектируются интерферометрическим датчиком в центре узора, где сошедшиеся поверхностные акустические волны дают импульс с большой амплитудой. Данный метод с лазерным возбуждением, благодаря обеспечиваемой им хорошей фокусировке, низкой поверхностной температуре освещенного лазером участка и отсутствию контактной жидкости, оказался очень удобным для обнаружения небольших поверхностных и подповерхностных дефектов. Возможно также определение характера расслоений в металлооксидных слоистых материалах и т.д.

Перспективным направлением является разработка бесконтактных акустических средств контроля ферромагнитных материалов, основанных на электромагнитно-акустическом методе.

Такие средства предназначены в основном для обнаружения дефектов типа расслоений, пузырей, трещин, неметаллических включений и др. в металлических листах, полосах, во внутренних нахлесточных швах многослойных обечаек.

Дальнейшее развитие этих средств – создание высокоскоростных установок для контроля металлопроката.

В области технической диагностики такие приборы необходимы для контроля подземных магистральных трубопроводов, теплотрасс и других объектов, запуская самодвижущиеся при-

боры во внутрь объектов можно проводить бесконтактный контроль состояния основного металла и сварных соединений.

Широким фронтом развиваются средства *акустической структурометрии и структуроскопии*.

В России разработана автоматизированная спектрально-акустическая система «Астрон», предназначенная для контроля состояния материала объектов повышенной опасности. Аппаратная часть системы содержит: оригинальный блок накопления акустической информации, назначение которого – излучение и прием зондирующих акустических импульсов мегагерцового диапазона, их преобразование в цифровой код, запись в устройство хранения и передачи в ПЭВМ; комплект оригинальных акустических датчиков; ПЭВМ типа NOTEBOOK.

В основу работы аппаратной части системы положен способ подробной регистрации всей серии отраженных акустических импульсов для ее последующей обработки средствами программной части системы. Для передачи первичной акустической информации в обрабатывающую часть системы производится последовательное преобразование осциллограммы отраженных импульсов с определенным шагом дискретизации с момента зондирования исследуемого материала и до прихода n -го отраженного импульса. Большой интерес представляют *акустико-эмиссионные* приборы нового поколения. Общий анализ имеющихся в настоящее время разработок в области АЭ показал [336], что в Англии, Японии, США, Германии имеются системы, работающие в реальном масштабе времени и определяющие координаты дефектов. Такие системы также выявляют скрытые дефекты типа раковин, непроваров и оценивают остаточный ресурс конструкций.

Отечественные разработки таких фирм как «Глобалтест», «Алькор» по ряду характеристик не уступают современным разработкам. Следует подчеркнуть, что зарубежные системы являются сложными в эксплуатации, дорогими, а главное – избыточными, т.е. выполняют много функций, которые при практической диагностике выполнять нет необходимости.

5.3. Разрушающие испытания

При проведении технического диагностирования объектов повышенной опасности, отработавших расчетный срок службы, довольно часто, кроме результатов неразрушающего контроля необходимо иметь информацию об изменении физико-механических характеристик материала, о его микроструктуре, о процессе накопления микроповрежденности и т. д., которые практически невозможно определить существующими методами без исследования вырезки металла непосредственно из объекта.

Для исследования существует большое разнообразие различных методов и средств разрушающих испытаний. Рассмотрим лишь те, которые нашли наиболее широкое применение при техническом диагностировании.

В общем виде разрушающие испытания подразделяются:

- методы исследования макро и микроструктуры;
- просвечивающая и растровая электронная микроскопия;
- стереология (количественная металлография);
- рентгеноструктурный и рентгеноспектральный анализ, радиоспектроскопия; ядерный гамма-резонанс (эффект Мессбауэра);
- методы исследования поверхностей в металлах;
- физические методы исследования (тепловые, объемные, электрические, магнитные);
- статические, циклические, динамические испытания металлов;
- определение сопротивления разрушению; методы определения модулей упругости и специальные испытания.

5.3.1. Макроскопические исследования (макроанализ)

Макроскопический метод исследования применяют для изучения макроструктуры путем просмотра поверхности специально подготовленных образцов или изломов невооруженным глазом или при увеличении до 30 раз. Макроанализ дает представление об общем строении металла и позволяет оценить его качество после различных видов обработки.

Этот метод не определяет тонкостей строения металлов и часто является предварительным видом исследования, который

позволяет выбрать участки для дальнейшего более детального микроструктурного исследования. С помощью макроанализа обычно определяют:

- нарушения сплошности металла – раковины, рыхлоты, трещины, дефекты сварки (непровары, газовые пузыри, шлаковые включения), флокены;
- размеры и ориентацию зерен в литом металле, дендритное строение, зону транскристаллизации;
- ликвации и присутствие в них грубых инородных включений;
- волокнистую структуру деформированного металла;
- структурную или химическую неоднородность металла, созданную термомеханической или химико-термической обработкой;
- анализ видов изломов;
- прокаливаемость (для инструментальных сталей, для которых требуется сохранение вязкой сердцевины).

Поверхность металла, подлежащую макроисследованию, шлифуют и подвергают травлению специальными реактивами. Травление позволяет выявить мелкие дефекты, невидимые до травления. Поверхность шлифа должна быть очищена от различных загрязнений, следов масла и т. д., поэтому ее до исследования протирают спиртом.

Макроанализ проводят как на шлифах, так и непосредственно на деталях оборудования. Так, например, при диагностировании был выявлен дефект в литье, макротравлению подвергают зону его расположения для определения границ дефекта. После травления всю пораженную дефектом часть металла полностью удаляют вырубкой или воздушно-дуговой стружкой, при значительном объеме выборки.

После подготовки металла к ремонту с применением сварки проводят макротравление для того, чтобы убедиться, что весь дефектный металл выбран. После заварки весь дефектный участок подвергается макротравлению и визуальному осмотру, для выявления поверхностных дефектов, возможно образованных при сварке.

5.3.2. Микроскопические исследования (микроанализ)

Микроанализ проводят с целью определения микроструктуры и фазового состава сталей, оценки количества, размеров, форм и распределения различных фаз. Этот анализ позволяет выявить структуру, характерную для некоторых видов обработки, обнаружить мельчайшие пороки металла (наличие микроповрежденности, микротрещин, неметаллических включений и т. д.).

Для выполнения металлографического анализа из исследуемого металла изготавливают микрошлиф (небольшой образец), одну из плоскостей которого тщательно шлифуют и полируют, далее подвергают травлению специальными реактивами. В некоторых случаях исследованию подвергаются нетравленные образцы, например для оценки загрязненности стали неметаллическими включениями.

Обычно для выявления микроструктуры низколегированных сталей применяют четырех процентный раствор азотной кислоты в спирте.

Под влиянием реактива происходит избирательное растворение металлических или других фаз, а так же их пограничных участков, вследствие различных физико-химических свойств. В результате чего образуется рельеф. При наблюдении под микроскопом, значительно растворившиеся участки, из-за тени или более низкого коэффициента отражения, будут более темными, а не растворившиеся более светлыми. При травлении металла, состоящего из однородных зерен, выявляются их границы в виде темной тонкой сетки.

В некоторых случаях применяют травление реактивами, образующими на поверхности шлифа осадки, благодаря реакции между компонентами реактива. При травлении толщина осадка на разных фазах неодинакова.

Микроструктуру изучают с помощью оптических микроскопов (ГОСТ 10243). Современные оптические микроскопы позволяют исследовать микроструктуру металла при увеличениях до 1200–1800 раз. Разрешающая способность светового микроскопа не превышает 0,2 мкм.

Большинство металлографических исследований проводят с применением светопольного (вертикального) освещения. Для до-

полнительного повышения контрастности применяют другие виды освещения, такие как, исследования в поляризованном свете, метод косоугольного освещения, метод темнопольного освещения.

Металлографические микроскопы позволяют также наблюдать и фотографировать микроструктуру в различных полях и при различных освещениях. Современные исследовательские микроскопы могут быть оснащены приспособлениями для измерения микротвердости, приставками для нагрева образцов и т.д.

Отечественной промышленностью выпускаются металлографические микроскопы типа ММР-2, ММР-4, МИМ-7, горизонтальный микроскоп МИМ-8 с различными модификациями, более современная модель МИМ-9, упрощенные модели типа ММУ-1, ММУ-3. Наряду с отечественными в исследовательских лабораториях широко применяют микроскопы «Неофот-21», «Эпиквант» и другие.

В последние годы все большее внимание при исследовании и контроле качества материалов уделяется установлению связи между их свойствами и количественными характеристиками микроструктуры, такими как размером зерна, содержанием различных фаз, карбидов, неметаллических включений, микропор и т.д., их распределением по размерам и форме. В металловедении применяют точечный метод, линейный (метод секущих) и количественный анализ по площадям.

Все эти методы просты по своей сути, но требуют больших временных затрат. В связи с выше изложенным, широкому применению этих методов в значительной мере способствовали разработки специальных автоматических приборов для количественного анализа.

Одним из первых таких анализаторов, который нашел применение в металловедческой практике прибор типа «Квантиметр». Здесь используется принцип линейного анализа. Получаемое в обычном вертикальном микроскопе с автоматическим перемещением предметного столика изображение структуры вводится в телевизионную камеру, сигналы с которой подаются на детектор и экран контрольного телевизора. Детектор выделяет и оценивает импульсы, далее передает их на регистрирующее устройство. Количественные анализаторы предназначены в основ-

ном для контроля качества металлопродукции в производственных условиях.

Во многих металловедческих лабораториях эксплуатируются автоматические установки типа «Эпиквант», которые работают на принципе линейного анализа. Данный прибор позволяет оценивать одновременно до трех структурных составляющих, а также установить величину зерна.

Методы количественной металлографии полезно использовать при техническом диагностировании для оценки характера изменения микроструктуры длительно работающего металла в процессе эксплуатации.

5.3.3. Просвечивающая электронная и растровая микроскопия

Просвечивающая электронная микроскопия – один из наиболее информативных методов исследования структуры металлов и сплавов, в котором сочетаются возможности получения в одном эксперименте изображений с высоким разрешением и дифракционных картин одного и того же участка образца. Применение дифракционной микроскопии (метода тонких фольг) имело большое значение в формировании взглядов на механизмы фазовых превращений, распада пересыщенных твердых растворов, на строении границ зерен, разрушение и пластическую деформацию.

Электронная микроскопия при техническом диагностировании применяется в основном при решении принципиальных вопросов надежности и долговечности оборудования, а также при разработке новых методов и методик диагностирования, при установлении закономерностей между параметрами микроструктуры и взаимодействующими с материалом заданными физическими полями.

Наибольшее распространение получили просвечивающие электронные микроскопы, в которых поток электронов проходит через изучаемый объект. Получаемое изображение является результатом неодинакового рассеяния электронов на объекте. Схема просвечивающего электронного микроскопа принципиально сходна со схемой светового микроскопа. Электронный пучок здесь формирует система специальных линз. Общее увеличение

микроскопа может варьироваться от нескольких тысяч до 500000 и более раз в микроскопах лучших современных конструкций [338]. При исследовании структуры применяют прямой и косвенный методы.

Косвенный метод. Металлографические шлифы «непрозрачны» для электронов, поэтому в просвечивающих электронных микроскопах изучают не металл, а лаковый, кварцевый или более часто угольный слепок, полученный с поверхности образца. Так как микрорельеф протравленного шлифа отражает микроструктуру и его химическую неоднородность, изучение такого рельефа дает определенную информацию о тонких деталях микроструктуры. Косвенный метод применяют ограниченно из-за трудностей однозначной трактовки эффектов контрастности на изображении и идентифицировать различные структурные составляющие.

Прямой метод электронно-микроскопического исследования дает наибольшую информацию о микроструктуре объекта, которым служит тонкая металлическая фольга прозрачная или полупрозрачная для электронов. Получают ее либо путем осаждения паров в вакууме, либо путем утонения (растворения) массивных образцов до 100–200 ангстрем. Дифракционный контраст изображения возникает вследствие различия в интенсивности не отклоненного и дифрагированного пучков электронов. Подробно о электронно-микроскопических методах исследования микроструктуры изложено в специальной литературе [338].

Растровая электронная микроскопия. Растровый электронный микроскоп (РЭМ) формирует изображение объекта при сканировании его поверхности электронным зондом. РЭМ является одним из наиболее перспективных и универсальных приборов для исследования микроструктурных характеристик металла. По темпам развития и количеству моделей РЭМ опережает просвечивающую микроскопию.

В РЭМ поверхность исследуемого массивного образца облучается стабильным во времени тонко сфокусированным электронным зондом, совершающим обратнопоступательное движение по линии или развертывающимся в растр. При взаимодействии зонда с веществом образца в каждой точке поверхности про-

исходит ряд эффектов, которые регистрируются соответствующими датчиками (рис. 5.13).

Этот эффект служит основой для получения разнообразной информации исследуемых объектов. Сигналы от датчика после усиления моделируют локальную яркость электронно-лучевой трубки (ЭЛТ), развертка которой синхронна со смещением электронного пучка. Каждой точке на поверхности образца соответствует определенная точка на экране ЭЛТ, а ее яркость определяется интенсивностью сигнала из соответствующей точки образца. Увеличение РЭМ определяется соотношением амплитуд развертки луча на экране ЭЛТ и зонда по поверхности образца.

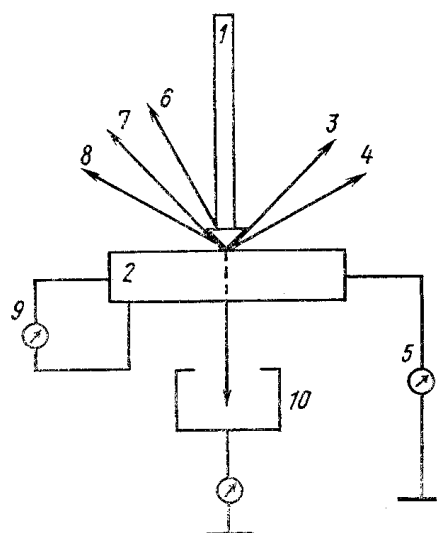


Рис. 5.13. Эффекты, возникающие при взаимодействии электронного пучка с веществом и используемые для формирования изображения в РЭМ:

- 1 – электронный пучок; 2 – образец; 3 – отраженные электроны;
- 4 – вторичные электроны; 5 – ток поглощенных электронов;
- 6 – катодолуминесценция; 7 – рентгеновское излучение; 8 – Оже-электроны; 9 – наведенный ток; 10 – прошедшие электроны

Вторичные, отраженные и Оже-электроны, а также рентгеновское излучение, генерирующееся в определенных объемах внутри образца несут разнообразную информацию о рельефе, химическом составе и кристаллографической ориентации объемов, прилегающих к поверхности. Зона выхода вторичных электронов, с помощью которых формируется изображение в РЭМ,

ограничена малой областью вокруг места падения зонда. Это позволяет достичь довольно большой разрешающей способности.

РЭМ обладают рядом преимуществ, определяющих их бурное развитие:

- высокая разрешающая способность;
- большая глубина фокуса в сочетании с наглядностью изображения, которая дает возможность исследовать объекты с ярко выраженным рельефом;
- простота подготовки объекта исследования;
- простота изменения увеличений от больших до малых;
- возможность проведения рентгеноспектрального и катодлюминесцентного анализов, электронной спектрометрии, а также исследований в статическом и динамическом режимах позволяет изучать непосредственно в РЭМ процессы, протекающие при механическом нагружении металлов, нагреве, охлаждении, воздействии среды и т.д.

Из потока информации, получаемой с помощью РЭМ, большое значение имеют сведения о локальных изменениях топографии и химического состава поверхности. РЭМ успешно применяют при изучении послойной структуры окислов вплоть до границы раздела металл-окисел, изменений поверхности в результате износа, кавитации, эрозии, контактной усталости схватывания и других внешних воздействий.

РЭМ оказывает неоценимую помощь при исследовании и анализе разрушений объектов повышенной опасности. РЭМ позволяет выявить место зарождения трещины, характер излома, характер распределения и уровень действующих напряжений в процессе разрушения, установить причину аварии и решать многие другие прикладные задачи технического диагностирования.

Основная область применения РЭМ в металловедении – фрактография. Этот метод предусматривает получения качественной или количественной информации о строении изломов при визуальном их рассмотрении.

Именно в области фрактографии преимущества РЭМ перед другими микроскопами проявляется особенно ярко. Основные области применения РЭМ во фрактографии: контроль качества

металлов; изучение механизма разрушения при различных видах нагружения; анализ изломов и т. д.

Фрактографический метод – основной при определении критических температур вязко-хрупкого перехода.

5.3.4. Статические испытания металлов

При статических испытаниях определяют свойства, характеризующие: *упругость; сопротивление начальным пластическим деформациям; сопротивление значительным пластическим деформациям; пластичность*. Для полного выявления механических свойств испытания проводят при различных способах нагружения (растяжение, кручение, сжатие, изгиб и т. п.).

Испытания на растяжение являются основным и наиболее распространенным методом исследования и контроля механических свойств металлов. Использование этого метода для арбитражных и контрольных испытаний регламентируется государственным стандартом.

Испытания на растяжение проводят на разрывных или универсальных машинах, либо на прессах с применением реверсоров. ГОСТ 1497 регламентирует основные требования к испытательным машинам, содержит необходимые указания о форме и размерах образцов, определения понятий условного предела пропорциональности $\sigma_{пц}$, условного предела упругости $\sigma_{0,5}$, пределов текучести (условного $\sigma_{0,2}$ и физического σ_T), временного сопротивления (предела прочности) σ_b , истинного сопротивления разрыву S_k , относительного удлинения δ и относительного сужения ψ и наконец, порядок проведения испытаний и расчета перечисленных характеристик.

В исследовательских целях испытания на растяжение применяют значительно шире, чем предусмотрено ГОСТом. Это испытание применяют для оценки однородности свойств металла различных плавок, полуфабрикатов, идентичности режимов термической обработки деталей и др.

Отмечают [338], что самый элементарный контроль по временному сопротивлению и удлинению позволяет получить широкую информацию о свойствах испытываемого материала, оценить его способность к равномерной и сосредоточенной дефор-

мации, а также, при условии записи диаграммы деформации – работу деформации и разрушения при статической нагрузке.

Получаемые при растяжении диаграммы чаще всего имеют вид, представленный на (рис. 5.14).

Тип I диаграммы (рис. 5.14, а) присущ в основном большинству конструкционных сталей и некоторым магниевым, титановым и алюминиевым сплавам. Некоторые титановые и алюминиевые сплавы деформируются по типу II (рис. 5.14, б).

Диаграммы растяжения с площадкой текучести Т (рис. 5.14, в) свойственна железу, некоторым сортам бронз и углеродистым сталям.

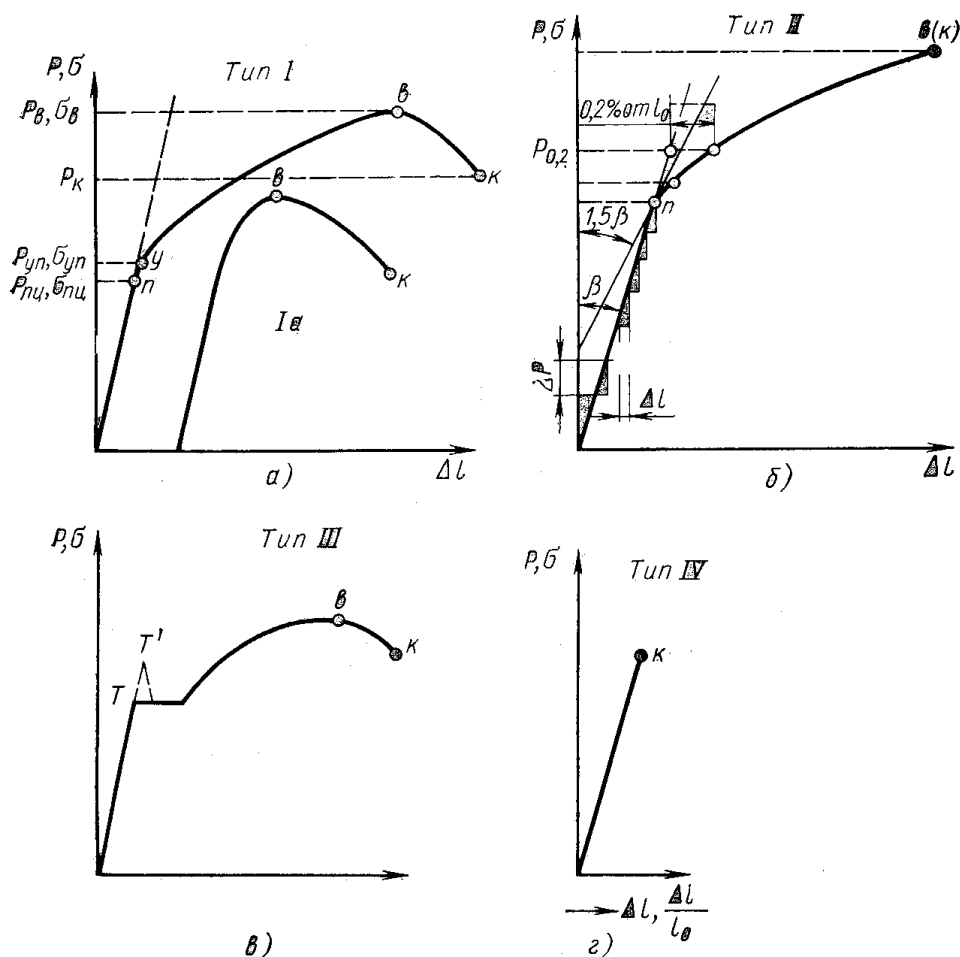


Рис. 5.14. Основные типы диаграмм деформации при растяжении

Для хрупких же материалов диаграмма растяжения заканчивается отрывом на начальном прямолинейном участке (рис. 5.14, г).

Из диаграммы видно, что на участке до точки n существует прямая пропорциональность между приращением напряжения и приращением относительной деформации $\sigma = E\varepsilon$.

Коэффициент пропорциональности E , численно равен тангенсу угла наклона прямолинейного участка к оси деформаций и называется модулем нормальной упругости.

При растягивающей нагрузке $P < P_{\text{пц}}$ разгрузка образца всякий раз приводит к исчезновению деформации, возникающей под действием приложенного усилия. Такая деформация называется упругой. Обычно модуль упругости определяют при нагрузках ниже $P_{\text{пц}}$ на 20–25%.

При дальнейшем увеличении нагрузки в интервале между $P_{\text{пц}}$ и $P_{\text{в}}$ имеет место уже не пропорциональное увеличение деформации. Нагрузка, при которой происходит отклонение от закона пропорциональности, определяет предел пропорциональности материала

$$\sigma_{\text{пц}} = \frac{P_{\text{пц}}}{F_0}, \quad (5.5)$$

Небольшое возрастание нагрузки относительно $P_{\text{пц}}$ не изменяет характера деформации, она остается упругой.

Наибольшая нагрузка, которую выдерживает образец без появления остаточной деформации при разгрузке, определяет предел упругости материала.

При нагрузках $P > P_{\text{уп}}$ наряду с ростом упругой деформации, происходит накопление пластической деформации не исчезающей при разгрузке. Напряжение, при котором остаточное относительное удлинение составляет 0,2% называется условным пределом текучести.

Необходимо учитывать, что не только условный предел текучести, но и условный предел упругости и условный предел пропорциональности характеризуют сопротивление металла малым пластическим деформациям.

Для материалов с диаграммой типа III определяют физический предел текучести, отвечающий точке T на диаграмме, когда в определенном интервале наблюдается рост деформации без увеличения внешней нагрузки. Кривая растяжения пластических

материалов может иметь максимум (точка ν тип I, III) или же обрываться при достижении наибольшей нагрузки (тип II) и временное сопротивление (предел прочности) определяют как

$$\sigma_B = \frac{P_B}{F_0}, \quad (5.6)$$

Несмотря на то, что рассмотренные характеристики имеют большое практическое значение, они условны, так как подсчет напряжений делением нагрузок на первоначальную площадь не дает истинных напряжений, а относительное удлинение при образовании шейки не характеризует максимальной пластичности материала и зависит от размеров образца.

При исследованиях иногда используют диаграммы истинных напряжений. Истинные напряжения S определяют делением действующей в определенный момент нагрузки P на площадь поперечного сечения образца в тот же момент.

Абсциссой диаграммы истинных напряжений часто принимают относительное сужение ψ , измеряемое и подсчитываемое для каждого момента нагружения (рис. 5.15).

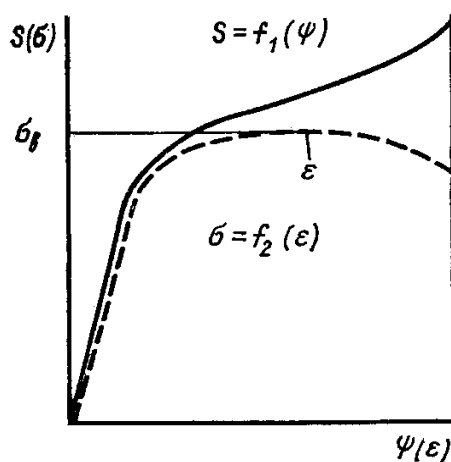


Рис. 5.15. Диаграмма истинных напряжений при растяжении

Механические свойства при длительных статических нагрузках. Этот вид испытаний тесно связан с оценкой срока эксплуатации металла энергооборудования, механические свойства, определяемые при длительных нагрузках зависят, как от внутренних превращений, которые ускоряются одновременным влия-

нием повышенной температуры и нагружения, так и воздействием внешней среды или диффузионных процессов.

Длительное нагружение металла в условиях высоких температур сопровождается двумя наиболее важными и характерными явлениями: ползучестью и развитием тепловой хрупкости.

Ползучесть – свойство металла медленно и непрерывно пластически деформироваться при статическом нагружении при высоких температурах. *Тепловая хрупкость* – уменьшение пластичности металла, определяемое по величине деформации в условиях постоянной нагрузки при высоких температурах.

Различают две основные группы механических свойств:

- сопротивление пластической деформации при длительных статических нагрузках (определение пределов ползучести – ГОСТ 3248);
- сопротивление разрушению (длительная прочность) и пластичность при длительных статических нагрузках (ГОСТ 10145).

Обычно испытания на длительное статическое растяжение при повышенных температурах проводят на специальных машинах. В металловедческой практике наиболее широко применяют отечественные испытательные машины типа АИМА-5, -2 и -1, в которых груз прилагается к образцу через рычаги, обеспечивающие увеличение усилия в 10–30 раз.

Для нагрева образцов применяют электрические печи с терморегуляторами. Удлинения измеряют механическими или более точными оптическими, либо электронными приспособлениями.

Типичные кривые ползучести приведены на рис. 5.16. Основной величиной, характеризующей сопротивление пластическому деформированию является *предел ползучести*. Пределом ползучести считается то постоянное напряжение, которое вызывает за определенное время при определенной постоянной температуре деформацию заданной величины (например 1% за 100 ч или 1% за 100000 ч) или определенную скорость деформации в течение заданного промежутка времени.

Испытания на длительную прочность проводят следующими способами:

- определяют число часов до разрушения образца при данном напряжении;
- при различных постоянных напряжениях и данной температуре проводят серию испытаний и затем строят зависимость времени испытания образца до разрушения от напряжения (рис. 5.17).

Для каждой температуры испытания и для каждого постоянного напряжения строят зависимость деформации от времени.

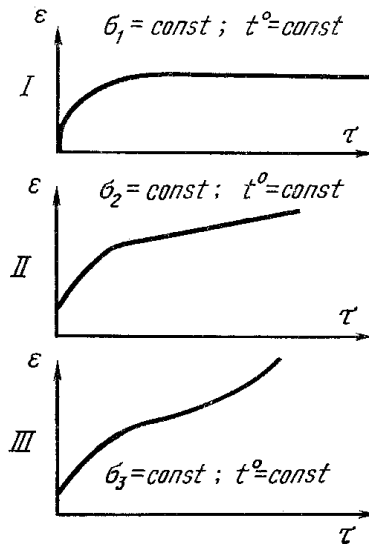


Рис. 5.16. Типичные кривые ползучести

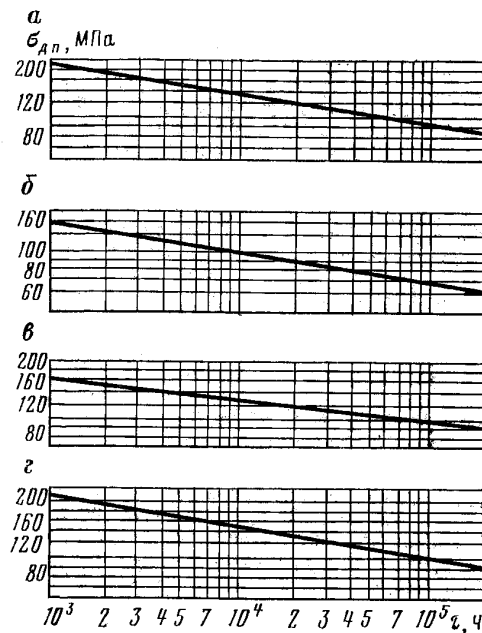


Рис. 5.17. Кривые длительной прочности сталей марок 20 при 450°C (а), 12X1MФ при 570°C (б), 15X1M1Ф при 575°C (в), 12X18H12T при 610°C (г)

Обозначение предела длительной прочности сопровождается двумя индексами: вверху записывается температура испытания, внизу – заданная продолжительность испытания до разрушения, ч. Например, σ_{100000}^{570} – напряжение, вызывающее разрушение при температуре 570°С за 100000 ч.

Испытания на твердость. Этим видом испытаний определяется сопротивление поверхностных слоев материала местной пластической деформации, возникающей при внедрении твердого индентора вдавливанием.

Повсеместное использование методов испытания на твердость объясняется простотой и быстротой их проведения, отсутствием необходимости разрушения исследуемого образца и др. При испытаниях на твердость можно косвенно оценить некоторые механические характеристики.

Наибольшее практическое применение имеют статические испытания вдавливанием шарика (по Бринелю, Роквеллу – шкала В), конуса (по Роквеллу – шкала С), пирамиды (по Виккерсу), определение микротвердости по Хрущеву, Берковичу. Динамические методы по Шору, Герберту и царапанием применяются значительно реже.

Твердость по Бринелю (ГОСТ 9012) определяется вдавливанием стального закаленного шарика в испытываемый материал. Значение твердости представляет собой среднее напряжение, приходящееся условно на единицу поверхности шарового отпечатка и выражается

$$HB = \frac{2P}{\pi D(D - \sqrt{D^2 - d^2})}, \quad (5.7)$$

где P – нагрузка, МПа; D – диаметр шарика, мм; d – диаметр отпечатка, мм. Форма отпечатка при различной глубине и соответствующих ей нагрузках не сохраняет геометрического подобия и значения твердости поэтому зависят от величины приложенной нагрузки, а также и от времени ее приложения.

ГОСТ 9012 оговаривает нагрузки, время выдержки, диаметр шарика в зависимости от испытываемого материала. Твердость по Бринелю определяют по таблицам, прилагаемым к ГОСТ 9012.

Значения твердости НВ могут быть сравнимы при различных диаметрах шариков только в том случае, если отношение нагрузки к квадрату диаметра шарика будет постоянным.

Одним из главных недостатков определения твердости по Бринелю является необходимость измерения на микроскопе или специальной лупе диаметра отпечатка в двух направлениях.

Как уже было отмечено, твердость по Бринелю углеродистых и некоторых марок легированных сталей довольно хорошо коррелирует с пределом прочности $\sigma_s = k\text{НВ}$. Эти зависимости широко используются при производственном контроле деталей и заготовок.

Кроме вышеуказанных зависимостей найдены связи, позволяющие приближенно определять условный предел текучести вдавливанием шарика диаметром 10 мм, при этом выбирают нагрузку, создающую остаточную лунку диаметром 0,9 мм.

Твердость по Роквеллу (ГОСТ 9013) определяют путем внедрения индентора в испытываемый образец под действием двух последовательных нагрузок: предварительной 100 Н и суммарной 600, 1000 и 1500 Н.

Разность глубины, на которую проникает индентор под действием двух нагрузок характеризует твердость по Роквеллу, выражающуюся в условных отвлеченных величинах. Индентором может быть алмазный конус или стальной закаленный шарик. При определении твердости алмазным конусом применяют полные нагрузки 600 или 1500 Н (шкала А и С), при определении твердости стальным шариком – полная нагрузка 1000 Н (шкала В). Выбор индентора и нагрузки в основном связан с твердостью испытываемого материала и его толщиной.

Твердость по Роквеллу, определяемая по различным шкалам без подобия в отпечатках, при ее условном и безразмерном численном отсчете, является еще более условной характеристикой, чем твердость по Бринелю.

Определение твердости по Виккерсу (ГОСТ 2999) проводится вдавливанием в испытываемый объект алмазного наконечника, имеющего форму квадратной пирамиды с углом между противоположными гранями 136° . Обычно применяют нагрузки 50, 100, 200, 300, 500 и 1000 Н, которые выбирают в зависимости

от толщины образца и его твердости. Значения твердости по Виккерсу определяют по величине диагонали отпечатка с помощью таблиц. Как и для других методов здесь очень важна чистота поверхности образца и отсутствие нагревов и наклепа при его изготовлении.

Определение твердости по Виккерсу является более совершенным методом по сравнению с другими. К числу основных преимуществ стоит отнести полное геометрическое подобие отпечатков, независимо от величины прилагаемой нагрузки, возможность определения твердости на тонких листовых материалах и на деталях после химикотермической обработки, а также хорошее совпадение значений твердости по Бринелю и Виккерсу.

Для деталей, работающих при высоких температурах, в ряде случаев необходимо знать твердость при рабочих температурах, обычно ее определяют по методу Бринеля с применением специальной установки с трубчатой печью.

При динамических испытаниях на твердость можно определить удельную работу вдавливания шарика, высоту упругого отскока бойка, которая тем меньше, чем выше сопротивление пластической деформации металла.

Определение твердости склерометрированием отличается от вышеперечисленных методов тем, что кроме нормального к поверхности образца вдавливания индентора, производится одновременно перемещение его параллельно плоскости образца. В результате эксперимента на поверхности образца остается царапина определенной ширины и глубины, характеризующая материал по сопротивлению разрушению.

Для определения твердости отдельных структурных составляющих применяют метод микротвердости (ГОСТ 9450). Прибор состоит из механизма для вдавливания алмазной пирамиды под небольшой нагрузкой и металлографического микроскопа (ПМТ-3). В выбранный под микроскопом участок металла, в определенное зерно вдавливают алмазную пирамиду под нагрузкой 0,05–5 Н. Под микроскопом измеряют диагональ отпечатка и по ней определяют микротвердость заданных структурных составляющих.

5.3.5 Циклические испытания механических свойств

Значительная часть объектов повышенной опасности длительное время эксплуатируется в сложных напряженных условиях при знакопеременных нагрузках (грузоподъемные краны, подъемники, вышки, лифты, мосты и др.).

Под действием циклически изменяющихся переменных напряжений (деформаций) происходит процесс постепенного накопления поврежденности, приводящий к критической степени искажения кристаллической решетки в отдельных зернах, к созданию локальных пиковых напряжений, к образованию зародышевых трещин, их развитию и окончательному разрушению объекта.

Разрушение металла под действием знакопеременных нагрузок называется *усталость*; сопротивление этому разрушению – *циклической прочностью*, или *выносливостью*. Испытания на усталость проводят при знакопеременных напряжениях. При этом амплитуда циклического изменения напряжений соответствует зависимости

$$\sigma_a = \frac{\sigma_{\max} - \sigma_{\min}}{2}, \quad (5.8)$$

Под коэффициентом асимметрии цикла r понимают отношение минимального напряжения к максимальному с учетом знака напряжений. Среднее напряжение цикла рассчитывается как среднее арифметическое алгебраических величин σ_{\max} и σ_{\min} . Алгебраическая разность между максимальным и минимальным напряжениями называется размахом напряжений, который равен удвоенной амплитуде.

При циклических испытаниях на усталость обычно определяют следующие характеристики: предел выносливости, усталостную долговечность, чувствительность к концентрации напряжений, влиянию среды, температуры, частоты, асимметрии цикла и величины среднего напряжения цикла, к перегрузкам, масштабному фактору. Оценивают степень поврежденности металла, скорость роста трещин, длительность инкубационного периода до появления трещин и длительность периода живучести.

По результатам испытаний на усталость проводят:

- построение кривой усталости и определение предела выносливости;
- построение диаграмм предельных напряжений и предельных амплитуд с учетом различных коэффициентов асимметрии цикла;
- определение предела выносливости для заданного уровня вероятности разрушения.

Обычно испытывают 6–10 образцов при симметричном цикле с характеристикой $r = -1$ при различных напряжениях.

Первый образец испытывают при напряжении $\sigma_a = 0,6\sigma_B$, а каждый последующий – при напряжении несколько ниже предыдущего. Типичный пример диаграммы усталости в координатах σ_a – логарифм числа циклов N приведен на рис. 5.18. Физическим пределом усталости σ_1 называют максимальное напряжение цикла с определенной характеристикой асимметрии, при котором металл выдерживает бесконечное число циклов.

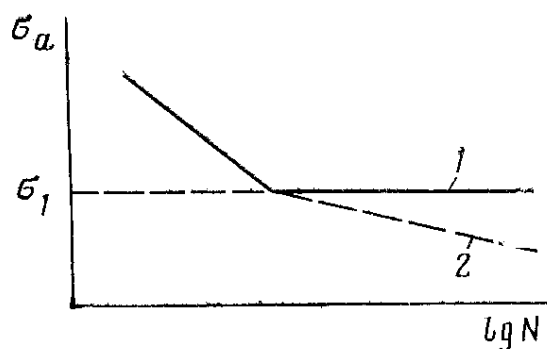


Рис. 5.18. Характер кривой усталости углеродистых сталей:
1 – при испытаниях на воздухе; 2 – при испытаниях в коррозионной среде

Основными критериями при определении предела выносливости и построении кривых усталости являются полное разрушение либо появление трещин, протяженность которых по поверхности составляет 0,5–1,0 мм. Дополнительными критериями могут быть: резкое падение нагрузки или частоты циклов, значительный рост деформации, резкий подъем температуры и др. В пределах одной серии испытаний критерии разрушения должны быть одинаковыми.

Испытания на усталость выполняют при следующих схемах нагружения: чистый изгиб при вращении; то же в одной плоско-

сти; поперечный изгиб при вращении; то же в одной плоскости; растяжение-сжатие; переменное кручение; внутреннее давление. Иногда проводят комбинированные виды испытаний. Для испытаний используют машины, установки и стенды с различным возбуждением переменных нагрузок или деформаций.

Практически определяют условный предел усталости, или предел ограниченной выносливости, как напряжение, при котором металл выдерживает определенное число циклов (ГОСТ 2860). Предел выносливости в значительной степени зависит от концентраторов напряжений: отверстий, надрезов, резких изменений сечения и т. д. Значения предела выносливости могут существенно отличаться в связи с неоднородностью структуры, наличием неметаллических включений, формой, размерами и распределением карбидов. Очень часто неметаллические включения неблагоприятной формы и ориентации, вокруг которых происходит концентрация напряжений, снижают предел выносливости. С уменьшением размеров зерен и упрочнением границ предел выносливости повышается. На предел выносливости оказывает большое влияние качество поверхностной обработки деталей (химикотермическая обработка, ППД и др.).

5.3.6. Динамические испытания

Довольно часто многие объекты повышенной опасности во время длительной эксплуатации испытывают различные динамические нагрузки. Динамический процесс деформации или разрушения может возникнуть как вследствие резкого возрастания внешней нагрузки, так и вследствие резкого понижения сопротивления разрушению, например при хрупком разрушении [338].

Увеличение скорости нагружения изменяет свойства металла. Материалы с близкими характеристиками прочности и пластичности, определенными при статических испытаниях на растяжение могут резко отличаться своим поведением в условиях динамического нагружения [348]. Динамические испытания на ударный изгиб выявляют склонность металла к хрупкому разрушению. Ударная вязкость КС представляет собой отношение полной работы, расходуемой на динамическое разрушение образца, к рабочей площади поперечного сечения:

$$KC = K / F_0, \quad (5.9)$$

где K – работа разрушения образца при ударе; F_0 – площадь образца.

Согласно ГОСТ 9454 ударная вязкость обозначается КСУ, КСV и КСТ. Буквы КС обозначают символ ударной вязкости, буквы U, V и T – вид концентратора напряжений. При выборе, приемочном или входном контроле металлов обычно применяют образцы с U – образным надрезом, в случае испытаний металлов для ответственных конструкций и при техническом диагностировании рекомендуется применять образцы с V и T – образными надрезами. Форма и размеры образцов для определения ударной вязкости приведены на рис. 5.19.

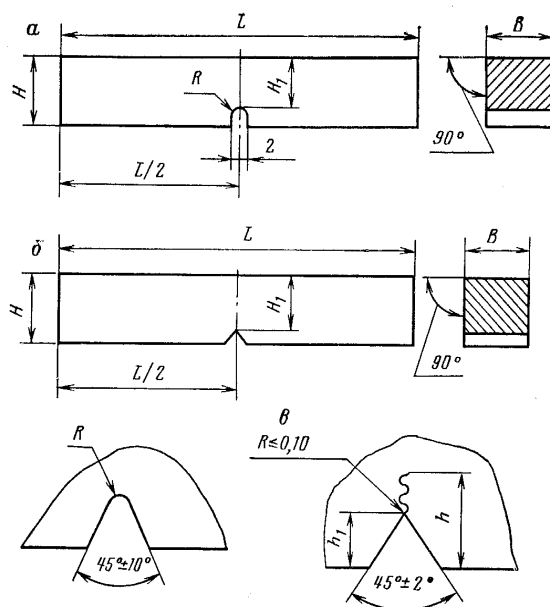


Рис. 5.19. Образцы для испытания на ударную вязкость с U-образным (а), V-образным (б) надрезами и с трещиной (в)

При испытании вследствие концентрации деформации в малом объеме возникает высокая локальная скорость деформации. Образцы разрушают ударом маятника, падающего на грань, противоположную надрезу, со скоростью 4–7 м/с. Испытания проводят на специальных маятниковых копрах (ГОСТ 10708), принцип работы которых понятен из схемы, изображенной на рис. 5.20.

Работу K , затраченную на деформацию и разрушение образца, определяют с точностью до 1 Дж по заранее отградуирован-

ной шкале, либо расчетом - по значениям угла подъема маятника до и после удара. Определенная часть работы затрачивается на пластическую деформацию некоторого объема металла, который трудно установить.

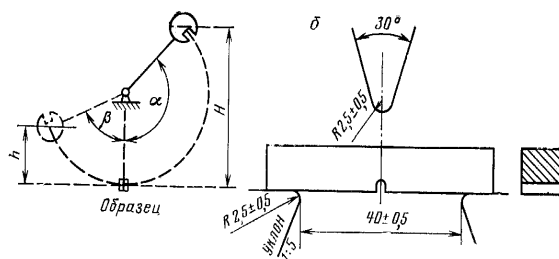


Рис. 5.20. Схема испытания на ударную вязкость (а) и схема установки образца на опоры при испытании (б)

Ударная вязкость является интегральной характеристикой механических свойств, зависящей одновременно и от прочности, и от пластичности. Между характеристиками прочности и ударной вязкости не существует, строго говоря, определенной связи.

Однако наблюдается некоторая согласованность между КС и относительным сужением ψ . Низкие значения ψ всегда соответствуют низкой ударной вязкости, но ее высокие значения не всегда гарантируют высокую КС.

В ряде случаев необходимо иметь информацию об ударной вязкости при повышенных либо пониженных температурах. При определении ударной вязкости при повышенных (пониженных) температурах применяют те же образцы и оборудование, что и в испытаниях при комнатной температуре. Нагрев образцов проводят в муфельных печах, либо в масляных ваннах. Охлаждение выполняют с помощью специальных сосудов в среде сжиженных газов.

За время с момента извлечения образца из печи, либо из охлаждающего сосуда до момента удара (которое не должно превышать 5 с) температура образца несколько снижается (повышается), поэтому образцы должны несколько перегреться (переохладиться) от 5 до 12°C в зависимости от температуры испытаний.

Определение критической температуры хрупкости. Многие металлы в зависимости от температуры могут разрушаться, как вязко, так и хрупко. Понижение температуры обуславливает переход от вязкого к хрупкому разрушению. Это явление полу-

чило название *хладноломкости*, а температуру перехода металла от вязкого разрушения к хрупкому и наоборот назвали критической температурой хрупкости – КТХ или *порогом хладноломкости*. Для выявления склонности сталей к переходу в хрупкое состояние используют сериальные испытания на ударный изгиб надрезанных образцов. По результатам экспериментов строят температурную зависимость ударной вязкости КСТ. Испытания при различных температурах начинают с одной из крайних, постепенно переходя от одной температуры к другой. При понижении температуры испытания наблюдается переход от вязкого разрушения к хрупкому, выражающийся в резком падении ударной вязкости и изменении характера излома (рис. 5.21). В зависимости от структурного состояния стали переход к хрупкому разрушению может резким либо довольно плавным. Изменение характера разрушения происходит в некотором температурном интервале, который характеризуется двумя температурами: T_B – верхняя критическая температура хрупкости, выше которой излом полностью ($> 95\%$) – вязкий и T_H – нижняя критическая температура хрупкости, ниже которой излом полностью ($> 95\%$) – хрупкий. В случае дискретного перехода от вязкого разрушения к хрупкому в узком температурном интервале в пределах 10°C , за КТХ принимают середину температурного интервала резкого изменения вида излома и обозначают T_{50} .

Всегда следует учитывать, что уровень критической температуры, определенный на малых образцах, дает лишь сравнительную оценку и не может дать количественного представления о поведении реальных объектов. Несмотря на условность определения КТХ, эта характеристика с достаточной для инженерных целей точностью, разделяет шкалу температур на две области.

При температурах ниже критической оборудование не может надежно работать при воздействии ударных нагрузок.

При температурах выше критической надежность эксплуатации оборудования резко возрастает, причем, чем больше рабочая температура превышает критическую, тем ниже опасность хрупкого разрушения.

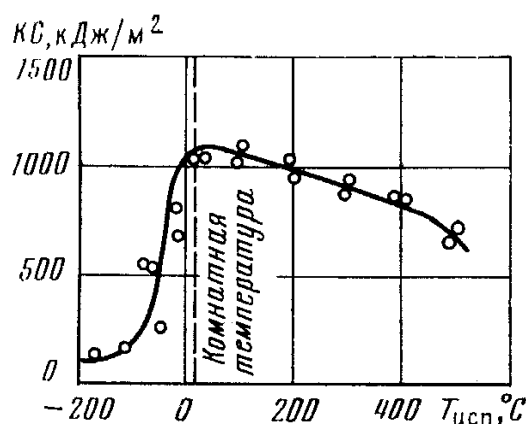


Рис. 5.21. Температурная зависимость ударной вязкости низкоуглеродистой стали

Требования надежности предусматривают температурный запас вязкости не менее $30^\circ C$, т.е. рабочая температура эксплуатации оборудования должна быть на тридцать градусов выше КТХ.

5.3.7. Определение сопротивления разрушению

При длительной эксплуатации объектов повышенной опасности, во многих случаях необходимо считаться с возможностью работы оборудования в течение некоторого времени при наличии трещин. Кроме того, несмотря на совершенствование методов дефектоскопии, в ряде случаев остаются не выявленными некоторые технологические дефекты, например, типа трещин в сварных соединениях.

Если учесть растущее применение высокопрочных материалов, чувствительных даже к малым трещинам, становится ясной необходимость проведения испытаний в условиях начавшегося разрушения.

Испытания на вязкость разрушения (кратковременную трещиностойкость) принадлежит к наиболее апробированным и теоретически обоснованным методам в практике технического металловедения и диагностирования. Эти испытания базируются на линейной механике разрушения, которая берет свое начало от работ Гриффитса (см. главу 3). Так как плоскодеформированное состояние является наиболее опасным для хрупкого разрушения, вязкость разрушения при плоской деформации K_{Ic} рассматривают в заданных температурно-скоростных условиях нагружения в

качестве одного из важнейших параметров при оценке способности материалов сопротивляться хрупкому разрушению.

Обычно испытания проводят при внецентренном растяжении или изгибе на образцах, показанных на (рис. 5.22). Усталостные трещины в образцах наводят на специальных вибраторах или усталостных машинах типа пульсаров.

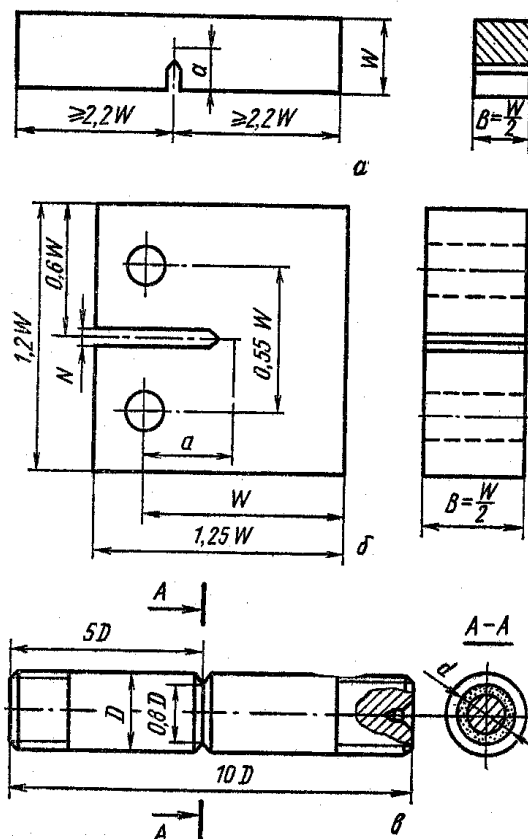


Рис. 5.22. Типы образцов для определения K_{Ic} и соотношения их размеров: a – для испытаний на изгиб: b – для испытаний на внецентренное растяжение: c – цилиндрический образец для испытаний на растяжение

Показано [338], что достоверность оценки K_{Ic} регламентирована размерами образца, которые зависят от искомой величины K_{Ic} , подчиняясь условию $B > 2,5 (K_{Ic}/\sigma_{0,2})^2$. Существуют ориентировочные соотношения параметров вязкости разрушения и предела текучести для конструкционных сталей.

Образцы с наведенной трещиной подвергают разрушающим испытаниям на стандартных машинах со скоростью $0,6-2,5$ МПа $\cdot\sqrt{м/с}$. При испытании регистрируют диаграмму разрушения в координатах: прилагаемая нагрузка P – смещение берегов тре-

щины V. Запись осуществляется с помощью, установленного на образце датчика раскрытия трещины. Весьма жесткие геометрические условия, регламентирующие реализацию плоскодеформированного состояния при разрушении создают, существенные трудности оценки вязкости разрушения конструкционных сталей. Кроме того, необходимо значительно увеличить размеры образцов, по сравнению с испытательными образцами из высокопрочных сталей, а так же мощность испытательных машин.

В итоге оценка трещиностойкости конструкционных сталей, применяемых для изготовления объектов повышенной опасности становится либо невозможной из-за отсутствия образцов необходимой толщины, либо затруднительной в связи с испытанием образцов больших размеров. В таких случаях необходимо ориентироваться на возможность сравнительной оценки различных материалов равной толщины.

Для преодоления указанных трудностей рядом авторов [211, 265, 339] была предложена в качестве меры трещиностойкости материалов величина *критического раскрытия трещины* (КРТ) δ_k . Измерение δ_k , соответствующего раскрытию трещины в момент ее спонтанного роста, проводится с помощью специального устройства. Метод КРТ позволяет сопоставлять низкопрочные стали после испытаний идентичных образцов в одинаковых условиях. КРТ менее информативный параметр, чем K_{Ic} .

В последние годы разрабатывается новый критерий оценки вязкости разрушения как низко, так и высокопрочных материалов по величине так называемого *J*-интеграла. Эта характеристика представляет собой изменение потенциальной энергии в упруго-пластической системе при распространении трещины. Методики вычисления этого интеграла отличаются значительной трудоемкостью, кроме того пока отсутствует единый методический подход приемлемый для инженерных расчетов, и поэтому данный критерий не получил широкого применения.

5.4. Фрактографические исследования

При техническом диагностировании основной целью применения *фрактографии* является анализ эксплуатационных повреждений металла объектов повышенной опасности – определе-

ние причины или причин, вызвавших повреждение узла или детали, для того чтобы можно было провести соответствующую корректировку обработки других узлов или деталей во избежание подобного рода повреждений.

Поскольку вид излома в определенной мере представляет собой своеобразную фотографию процессов, которые происходили при разрушении объекта, фрактография является одним из основных источников информации о причинах и характере разрушения детали.

При изучении поверхности излома можно получить следующую информацию о процессе разрушения:

- оценить уровень разрушающего усилия;
- определить степень деформации при разрушении;
- установить причины, вызывающие ослабление материала на пути распространения разрушения.

Пути разрушения изучаются двумя способами. Первый – исследование поверхности излома при различных увеличениях с использованием различных фрактографических приемов и исследованием возможно большей площади. Второй способ – изучение поперечных сечений, перпендикулярных к направлению остановок трещины или ко всей поверхности разрушения. Хотя второй способ дает информацию лишь об ограниченном участке поверхности излома, он имеет большое значение при исследовании взаимосвязи микроструктуры и направлением развития трещины.

Основы анализа эксплуатационных повреждений и рекомендации по методике диагностирования разрушенных деталей.

Основной причиной любого разрушения являются напряжения, величина которых превышает предельную несущую способность детали [211]. Эти напряжения могут возникать из-за большого числа разнообразных факторов, каждый из которых необходимо учитывать для однозначной оценки и установления причины повреждения. Поэтому при анализе разрушения рекомендуется выполнять ряд последовательных операций, приведенных ниже.

Исследование разрушенных деталей необходимо начинать с тщательного осмотра всей детали, особенно поверхностей, примыкающих к излому, и изучению вида излома (визуально, на оптическом, либо при необходимости на растровом микроскопе).

При этом устанавливают наличие механических повреждений, коррозии, деформации детали, вторичного разрушения. Определяют фокус излома и очаг разрушения, направление распространения трещины. Эти данные позволяют сделать вывод относительно существующих условий эксплуатации до и в процессе разрушения.

Анализ напряженного состояния. Необходимо определить соответствие характера, скорости и величины приложенной нагрузки расчетным характеристикам для данной детали. Оценить направление главного напряжения по отношению к общей конфигурации детали, оценить зоны наибольшей опасности остаточных напряжений.

Материал. Определить соответствие примененного материала требованиям НТД. Оценить прочностные характеристики и наличие поверхностных либо внутренних несплошностей, способствующих разрушению. При обнаружении отклонений в качестве материала от заданных ГОСТ или ТУ норм необходимо определить степень влияния обнаруженной аномалии с учетом свойств материала и характера разрушения данной детали. Большое внимание следует уделять очагу разрушения, проверив наличие вблизи него металлургических пороков, старых трещин, конструктивных и технологических концентраторов. Судя по контактированию начального очага с выявленными дефектами, определяется их роль в разрушении. Оценивают характер микроструктуры и микротвердость вблизи очага разрушения.

Форма. Проверяют соответствие детали требованиям технической документации и рабочим чертежам, а также достаточность поперечного сечения для противостояния локальным перегрузкам. Определяют и измеряют радиусы галтелей, оценивают их достаточность. Выявляют наличие деформации каких – либо контуров детали, полученной в процессе эксплуатации, особенно следует обратить внимание на механические повреждения поверхности. Оценивают достаточность зазора между взаимодействующими деталями.

Рабочая среда. Выясняют возможность эксплуатации детали в агрессивных средах, при пониженных, либо повышенных температурах, оценивают наличие необходимой защиты поверхности детали. Выявляют возможность взаимодействия (например, галь-

ванического) между материалом детали и материалом соседних узлов конструкции.

Изучение поверхностей изломов породило свою терминологическую систему для описания рельефов, которые образуются при различных условиях нагружения. Рассмотрим характерные детали строения изломов гладких образцов, испытанных на растяжение.

Для таких образцов характерны три зоны [211, 265, 284]:

- а) волокнистая;
- б) радиальная;
- в) зона среза.

Эти зоны показаны схематично на рис. 5.23. Изломы, имеющие только одну зону, образуются только при условии либо большой вязкости, либо большой хрупкости. На большинстве изломов различают две или три зоны в одной из следующих последовательностей:

1. Волокнистая зона и зона среза (рис. 5.24);
2. Волокнистая и радиальная зона и зона среза (рис. 5.25);
3. Радиальная зона и зона среза (рис. 5.26).

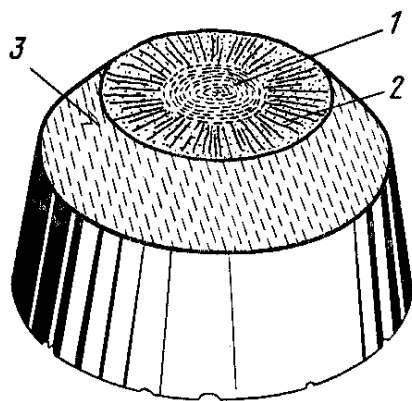


Рис. 5.23. Схематическое изображение зон типичного излома, образующегося при растяжении цилиндрического гладкого образца. Поверхности волокнистой и радиальной зон обычно перпендикулярны к оси растяжения. Поверхность зоны среза всегда находится под углом $\sim 45^\circ$ к оси растяжения:

1 – волокнистая зона; 2 – радиальная зона; 3 – зона среза

Волокнистая зона. Эта зона соответствует области медленного роста трещины. Расположена она в центре излома и окружает очаг разрушения, который обычно находится на оси растяже-

ния. Волокнистая зона состоит из области случайно расположенных волокон (рис. 5.25.а) или серий тонких круговых борозд (рис. 5.24, 5.25.б). Борозды перпендикулярны к направлению распространения трещины и развиваются от очага к периферии образца. Области случайно расположенных волокон типичны для углеродистых сталей.



Рис. 5.24. Излом образца из высокоуглеродистой стали после испытания на растяжение при 120°C; состоит из волокнистой зоны и зоны среза. Структура стали – отпущенный мартенсит; твердость HRC 46. Излом начался в центре волокнистой зоны, которая имеет четкую границу, очерчивающую эту зону по периферии. Внешнее кольцо—зона среза. $\times 11$

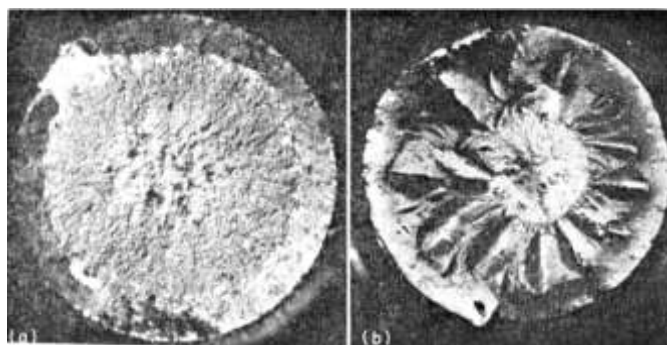


Рис. 5.25. Поверхность изломов двух образцов из высокоуглеродистой стали с различной структурой после испытания на растяжение. На обоих изломах имеются волокнистая и радиальная зоны, а также зона среза. $\times 13$:
a – сталь имела перлитную структуру, твердость HRC 15, предел текучести 483 МПа; центральная зона – волокнистая без какой-либо преимущественной ориентировки; в зоне, окружающей центральную и ограниченную снаружи зоной среза, имеются радиальные рубцы; *b* – сталь имела структуру, соответствующую закалке и высокому отпуску на твердость HRC 28; внутренняя волокнистая зона очерчена четкой округлой границей; промежуточная зона имеет грубые радиальные рубцы; внешнее кольцо – зона среза



Рис. 5.26. Излом гладкого образца из высокоуглеродистой стали после испытания на растяжение при -196°C . Состоит из радиальной зоны и зоны среза. Структура стали – отпускаемый мартенсит, твердость HRC 35. Волокнистая зона отсутствует. Радиальные рубцы занимают почти всю площадь излома, за исключением узкой зоны среза. $\times 12$

Радиальная зона. При переходе трещины от медленного роста к быстрому или нестабильному ее распространению образуются радиальные рубцы, которые совпадают с общим направлением развития трещины. Эти рубцы начинаются либо от периферии волокнистой зоны (рис. 5.25), либо от самого очага разрушения (рис. 5.26). Точка, в которой сходятся рубцы, является *очагом* излома. Рубцы, в зависимости от характера микроструктуры, могут быть тонкими или грубыми. Изломы сталей средней прочности со структурой мартенсита отпуска имеют грубые радиальные рубцы, высокопрочные стали имеют тонкие радиальные рубцы.

В ряде случаев радиальная зона составляет полную поверхность излома, такой вид указывает на чрезвычайную хрупкость материала.

Зона среза. Эта зона состоит из ровного кольцеобразного участка, смежного со свободной поверхностью детали или образца. Зона среза зависит от напряженного состояния и свойств материала. Возможны четыре типа образования зон среза, три из которых переходные:

1. Зона среза;
2. Волокнистая зона, переходящая в зону среза;
3. Волокнистая зона, переходящая в радиальную, которая в свою очередь переходит в зону среза;
4. Радиальная зона, переходящая в зону среза.

Размеры и форма образцов для испытаний или деталей оказывают большое влияние на вид поверхности излома. Так как от формы детали или образца зависит напряженное состояние, соотношение зон излома у квадратных и прямоугольных образцов отличное от образцов с круглым поперечным сечением. Строение зон излома прямоугольного образца приведено на рис. 5.27.

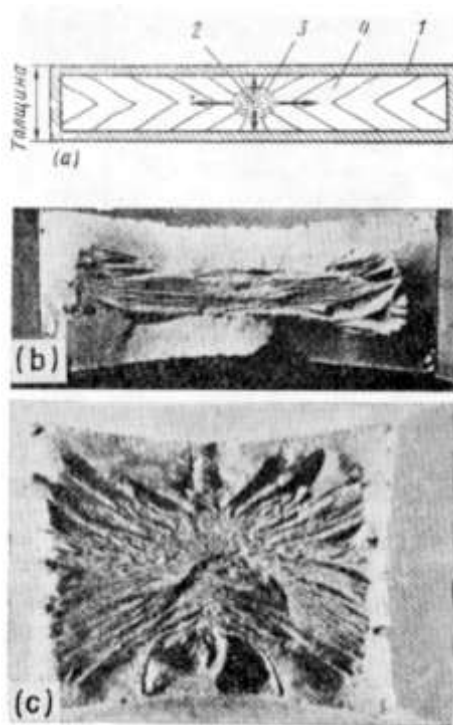


Рис. 5.27. Строение поверхности излома прямоугольных образцов, испытанных на растяжение:
a – схематическое изображение вида излома (*1* – зона среза; *2* – очаг разрушения; *3* – волокнистая зона; *4* – радиальная зона; стрелками показано направление распространения трещины); *b* – световая фрактограмма излома, соответствующая схеме *a*; *c* – световая фрактограмма излома стального образца, подобного *b*, но имеющего более узкую зону среза

Шевронные узоры. Радиальная зона изломов прямоугольных деталей или образцов, ширина которых значительно больше толщины, имеет вид шеврона или «елочки», как показано на рис. 5.28. Эти узоры часто связаны с нестабильным, относительно быстрым развитием трещины, и их появление связано с несовпадением общего направления распространения трещины и кратчайшего направления от фронта трещины до свободной поверхности.

В прямоугольных образцах либо деталях, ширина которых больше толщины, более короткое расстояние до свободных по-

верхностей в направлении толщины достаточно для изменения направления распространения каждого участка фронта трещины. Очевидно, имеется критическое отношение ширины к толщине деталей или образцов, необходимое для образования шевронных узоров. Как показано на рис. 5.29, рубцы и шевронные узоры развиваются от предварительно нанесенной усталостной трещины – очага разрушения.



Рис. 5.28. Шевронный узор на поверхности разрушения плоского стального образца, происшедшего с высокой скоростью. Очаг разрушения расположен на левом конце образца и граничит с небольшой волокнистой зоной. Остальная поверхность излома – шевронные узоры, или «елочка». Вершины V-образных шевронов направлены от очага разрушения

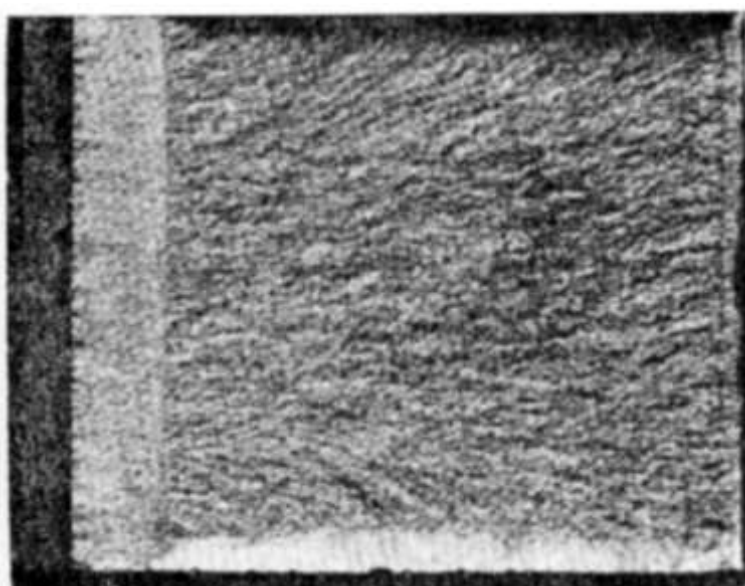


Рис. 5.29. Радиальные рубцы, идущие от предварительно нанесенной усталостной трещины, расположенные на поверхности излома образца для определения вязкости разрушения при испытании на изгиб. Сталь 3% Ni-Cr-Mo. Структура – отпущенный мартенсит, твердость HRC 52,5. Слева на световой фрактограмме виден надрез, который наносили на образец сначала режущим инструментом, а затем увеличивали его остроту электроэрозивной обработкой. От этого надреза была выращена усталостная трещина. Температура испытаний -73°C . $\times 3(1/3)$

Древовидные изломы. На характер излома, кроме размеров и формы образцов, значительное влияние оказывает микроструктура металла. Особенно это относится к металлам, обладающим анизотропией. Кроме того, на характер поверхностей изломов влияет пористость, включения, вторичные фазы или сегрегации легирующих элементов, которые располагаются в виде прожилок, полосок или строчек, вытянутых при прокатке либо ковке. На рис. 5.30 показано влияние волокнистости на строение поверхности изломов ударных образцов с надрезами. Такие изломы называют *древовидными, полосчатыми или слоистыми* из-за грубого рельефа.

Усталостные изломы. Для зоны усталости в усталостных изломах характерно несколько типов деталей рельефа. К ним относят *линии остановки фронта трещины – линии усталости, бороздки и храповый узор.*

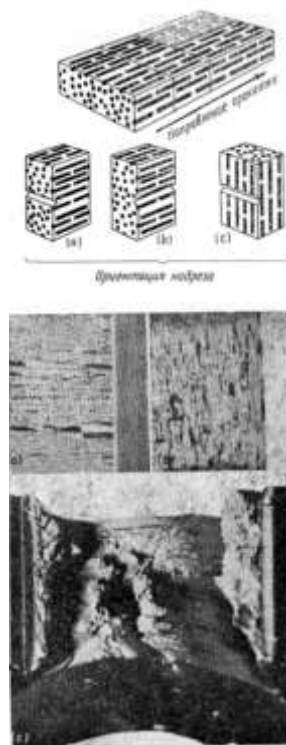


Рис. 5.30. Древовидные изломы надрезанных образцов из сплава на основе железа. Сверху в изометрической проекции изображены поперечные и продольные ударные образцы с острым надрезом, вырезанные из материала, имеющего сильную анизотропию (волокнистость после деформации). Световые фрактограммы (внизу) различным образом выявляют слоистый характер изломов в зависимости от ориентации надреза. $\times 3(1/3)$:

a, b – поперечные образцы; *c* – продольный образец

Линии остановки фронта трещины используют для описания макроскопических особенностей усталостных изломов, которые представлены на рис. 5.31–5.33. Рассматриваемые линии наиболее часто связаны с распространением усталостных трещин, отсутствие линий усталости еще не свидетельствует о том, что излом не является усталостным. Отдельные линии характеризуют последовательное расположение фронта трещины, где происходят задержки при ее развитии в металле. Линии остановки фронта трещины могут образоваться в результате:

- а) изменения величины циклических нагрузок;
- б) избирательного окисления или коррозии отдельных зон поверхности излома;
- в) небольшой местной пластической деформации в области высокой концентрации напряжений у вершины трещины.

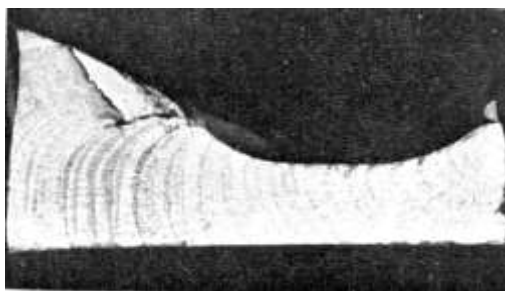


Рис. 5.31. Линии усталости на усталостном изломе поковки из алюминиевого сплава 7075-T73. Светлые, отражающие свет полосы – зоны медленного распространения трещины. При больших увеличениях внутри каждой полосы могут быть выявлены тысячи усталостных бороздок. Тусклые волокнистые полосы представляют собой зоны распространения трещины, образовавшиеся путем слияния микропор



Рис. 5.32. Линии остановки фронта трещины на детали из стали 4340, вызванные коррозией под напряжением. Временное сопротивление стали 1780–1903 МПа. Эти линии обусловлены различной скоростью коррозии на поверхности трещины. Они не должны быть отнесены к линиям усталости. $\times 4$

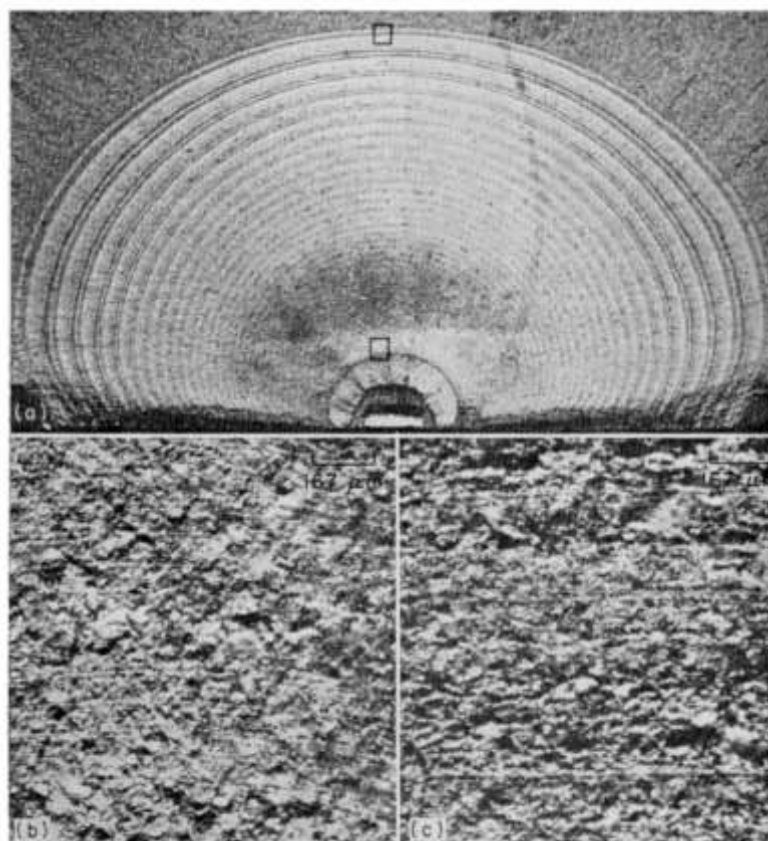


Рис. 5.33. Линии усталости на трех фрактограммах усталостного излома плоского образца из стали D-бас:
a – циклическое нагружение в лабораторных условиях при различных нагрузках, что привело к образованию серии линий усталости; очаг разрушения в центре, внизу; усталостная трещина начала развиваться от надреза, нанесенного электроэрозионным способом. Примерно $\times 5$; *b* – область нижнего квадрата на фрактограмме (*a*): за первой линией усталости, связанной с первым изменением нагрузки. $\times 60$; *c* – область верхнего квадрата на фрактограмме (*a*): около последней линии усталости вблизи зоны долома. На фрактограммах (*b*) и (*c*) видны едва различимые тонкие линии усталости

По расположению линий усталости и величине промежутков между ними можно качественно оценить скорость распространения трещины и установить предысторию циклического нагружения детали. Тонкие линии усталости, расположенные с одинаковыми интервалами, свидетельствуют об относительно низкой скорости роста трещины, линии усталости, пересекающие основную часть излома, свидетельствуют о низких циклических нагрузках, либо о перераспределении напряжений, если существует другой путь развития трещины.

Бороздки. Данный термин применяют обычно только для специфических рельефов, которые являются результатом распространения усталостных трещин. Бороздки могут быть как макроscopicкими, так и микроскопическими, вторые встречаются чаще и могут быть обнаружены в тонкой структуре отдельных линий усталости. Примеры усталостных бороздок приведены на рис. 5.34, 5.35. Наличие бороздок – подтверждение усталостного характера развития трещин, но отсутствие их не является достаточным доказательством противоположного. Установлено, что одна бороздка образуется за один цикл изменения нагрузки и по числу бороздок можно ориентировочно оценить долговечность деталей в части распространения усталостной трещины. Однако при сложных условиях нагружения бороздка может не образоваться за один цикл.

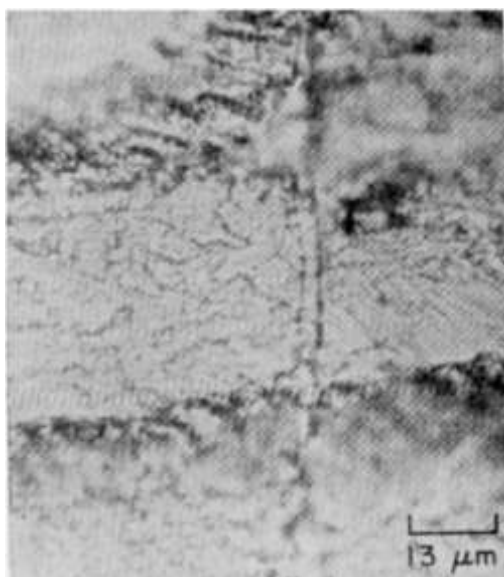


Рис. 5.34. Усталостные бороздки в изломе образца из алюминиевого сплава 7075-T651. Тонкие, близко расположенные друг к другу вертикальные бороздки заметны слева от вертикальной ступеньки, $\times 750$

Различают хрупкие и вязкие бороздки, которые можно наблюдать даже в соседних областях одного и того же сплава (рис. 5.35).

Храповый узор. Данный узор – макроscopicкая особенность усталостных изломов. Он наблюдается преимущественно, на усталостных изломах валов и плоских пружин, а так же встречается в вязких изломах, образующихся в деталях при однократном нагружении при кручении. Показано, что при соединении

двух соседних трещин образуется маленькая ступенька. Серия таких ступенек на наружной поверхности дает *храповый узор*.

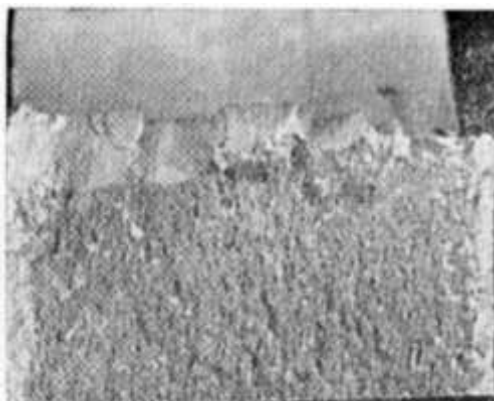


Рис. 5.35. Хрупкие и вязкие бороздки в изломе образца из высокопрочного алюминиевого сплава 7178-Т6. Хрупкие бороздки всегда лидируют, а вязкие бороздки тянутся вслед, как в кильватере корабля, $\times 2000$

Отсюда, для возникновения храпового узора требуется одновременное зарождение нескольких усталостных трещин, чему способствуют высокие напряжения, а также наличие концентраторов напряжений, таких как коррозионные питтинги или шлифовочные прижоги (рис. 5.36).



Рис. 5.36. «Храповый» узор в изломе плоского образца из алюминиевого сплава 7075-Т6. Образование ступенек свидетельствует о том, что усталостные трещины возникли в нескольких центрах и затем соединились, образуя один фронт магистральной трещины. $\times 7(1/2)$

Фасетки межзеренного разрушения и ямки. Фасетки представляют собой поверхности отдельных зерен на поверхности разрушения, часто наблюдаемые на фрактограммах, полученных с помощью светового микроскопа при любом увеличении. В большинстве случаев из-за случайной ориентации зерен и шеро-

ховатости излома довольно трудно найти достаточную поверхность зерна, перпендикулярную оптической оси микроскопа. На фрактограммах межзеренных изломов крупнозернистых материалов при достаточно низком увеличении, обеспечивающем хорошую глубину резкости можно наблюдать фасетки межзеренного разрушения (рис. 5.37).

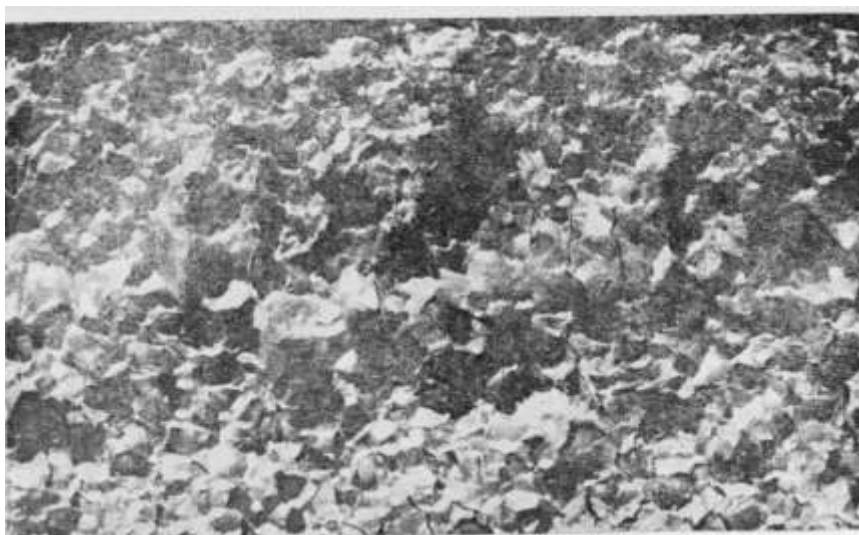


Рис. 5.37. Излом при большем увеличении. Блюм разрушился во время прокатки, при этом он раскололся на части и закрутился вокруг вала. Деформация зерен отсутствует (очистка H_2SO_4 , осветление HNO_3/HF). $\times 1(1/2)$

Одним из основных элементов вязкого разрушения являются *ямки*. Их образование вызвано слиянием микропор. Поскольку ямки очень малы и требуют для своего обнаружения большого увеличения, их трудно выявить методами световой микроскопии.

В прямой связи с первоначальным разрушением находится *вторичное растрескивание*, которое может быть трех типов: к первому относят те трещины, которые не отличаются от магистральной и развиваются по тому же механизму, этот тип растрескивания рассматривается как ветвление трещины; второй тип – результат действия того же механизма разрушения, но трещины развиваются от отдельных центров (рис. 5.38); третий тип связан с первичным разрушением, но трещины являются поперечными по отношению к плоскости первичного излома (рис. 5.39), эти трещины возникают при большой поперечной пластической деформации, сопутствующей первичному разрушению.

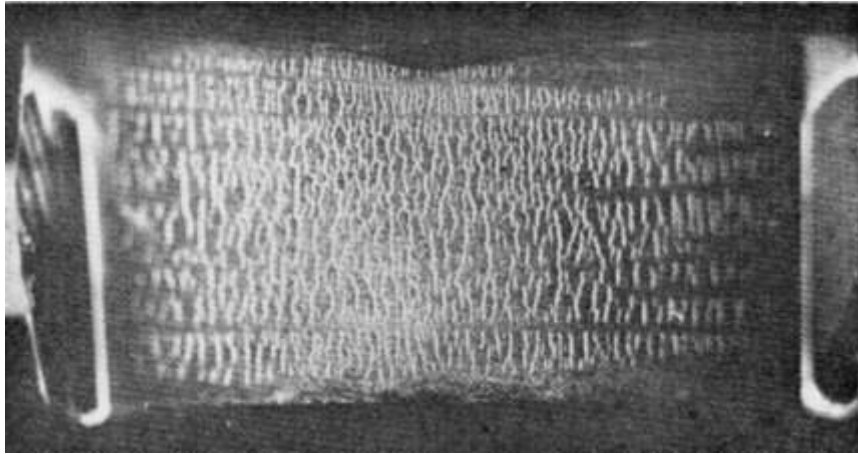


Рис. 5.38. Вторичные трещины в поковке из высокопрочной стали 4340 с временным сопротивлением 1760–2070 МПа. Фотография сделана при ультрафиолетовом освещении. Трещины выявлены с помощью люминесцентной краски



Рис. 5.39. Поперечные вторичные трещины в изломе ударного образца Шарпи (ASTM A514, тип F) конструкционной стали с временным сопротивлением 760 МПа. Работа разрушения при 27°C составляла 102 Дж. $\times 5$

Довольно часто разрушение начинается от различных нарушений сплошности металла. К таким нарушениям относят: *закаты, волосовины, питтинги, усадочные раковины и газовые пузыри, горячие трещины, дефекты сварки, неметаллические включения и ликвации*. Эти дефекты преимущественно и становятся очагами разрушений объектов в процессе эксплуатации.

Поскольку в большинстве исследовательских лабораторий при анализе разрушенных деталей применяют в основном методы световой микроскопии, то и в настоящей работе рассмотрены ха-

ракетные элементы разрушения, которые четко наблюдаются лишь при небольших увеличениях.

Первоначальное исследование изломов направлено главным образом на выявление всех особенностей рельефа, которые могут указать на месторасположение *очага разрушения*. Некоторые данные о направлении развития трещины можно получить при внешнем осмотре сломанной детали, а также можно восстановить и последовательность разрушения, при этом учитывается следующее:

1. направление, в котором расположено начало трещины, всегда противоположно направлению ее разветвления;

2. если трещина встречается с другой трещиной под углом примерно 90° , то это свидетельствует о том, что она возникла позже и очаг разрушения следует искать не на ней, а на образовавшейся ранее трещине.

Обычно область очага разрушения плоская, без боковых скосов, которые появляются лишь на некотором расстоянии от очага разрушения и становятся больше при увеличении этого расстояния (рис. 5.40).

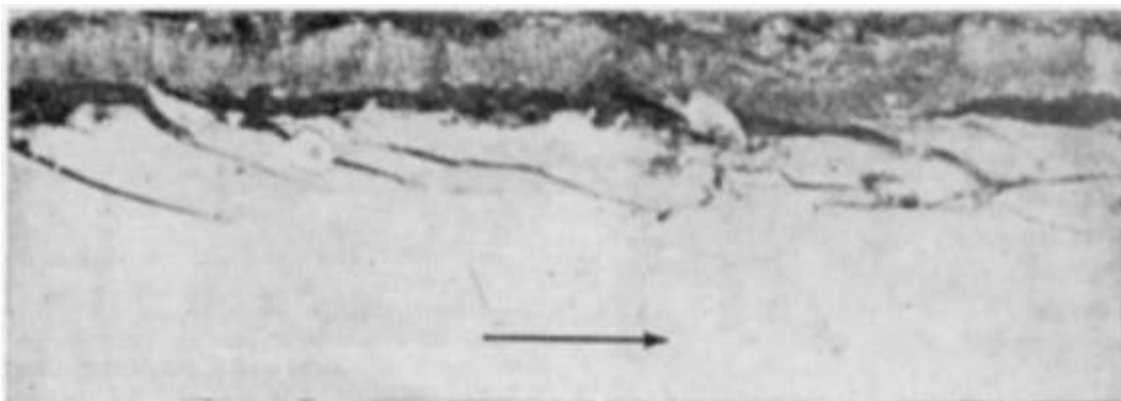


Рис. 5.40. Использование пластиковой ленты (светло-серая, внизу) для определения направления распространения трещины (указано стрелкой) по разрывам, образовавшимся на ленте во время разрушения. Лента была приклеена к корпусу двигателя из стали 4130, который был подвергнут гидравлическим испытаниям. Вверху – вид под углом поверхности излома корпуса двигателя. $\times 5$

Как правило, очаги разрушения находятся на свободных поверхностях детали, чему способствует наличие концентраторов

напряжений, изгибающие или крутящие нагрузки, а также агрессивная среда.

Характерный пример разрушения при *ударном нагружении* приведен на рис. 5.41. Здесь показан излом надрезанного прутка из хромистой стали, по которому наносили удары молотком.

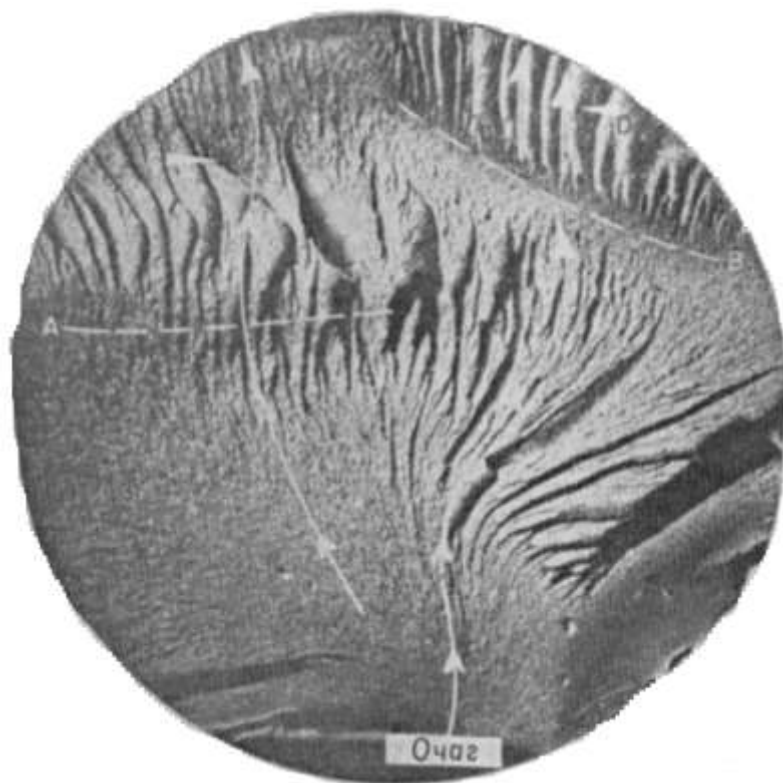


Рис. 5.41. Определение очага разрушения в изломе надрезанного прутка из стали с 12% Cr. Разрушение произошло в результате двух ударов молотка. Очаг разрушения может быть определен тремя способами: а) продолжением радиальных рубцов до их пересечения в нижней части излома (стрелки пакиривых указывают направление распространения трещины); б) построением нормалей к фронтам остановки трещины (отмечены А и В); в) проведением касательных к окончательным радиальным рубцам в С и D и проектированием их в направлении нижней части фрактограммы. Трещина остановилась на линиях А и В при первом ударе молотка и возобновила движение при втором ударе молотка. $\times 3$

Для полного разрушения потребовалось два удара. Рубцы на изломе радиальные. Так как они не пересекают все сечение, то это свидетельствует о об остановке трещины на линиях А и В после первого удара.

Линии остановки показывают положение фронта трещины; перпендикуляры, проведенные к ним, должны пересечься в очаге

разрушения либо вблизи него. Радиальные рубцы в зоне долома (С и D) также указывают на положение общего очага разрушения.

В сталях различной твердости изломы, образовавшиеся при ударном однократном нагружении – различны. Трещины, распространяющиеся с поверхности в твердых высокопрочных сталях, часто имеют узкие зоны среза, которые начинаются с обеих сторон от очага разрушения.

В низкоуглеродистых сталях шевроны часто сходятся в области чуть ниже зон среза. Рельеф излома в области очага разрушения в среднеуглеродистых и высокоуглеродистых сталях с высокой твердостью обычно мелкофасеточный и может быть преимущественно межзеренным. По мере удаления от очага разрушения фасетки в изломе постепенно сменяются ямками. Обычно переход к темной зоне ямок бывает резким. В иных случаях наблюдают смешанные межзеренные и ямочные изломы.

Внешний вид радиальных рубцов частично зависит от того, больше или меньше скорость роста трещины на поверхности, чем в подповерхностных областях. Если эта скорость максимальна на поверхности, то радиальные рубцы будут веерообразны, если максимальна в подповерхностных областях, то выявляются шевронные узоры. Узоры обоих видов радиально расходятся от очага разрушения.

Большинство эксплуатационных изломов образуются в результате разрушения, протекающего в следующей последовательности: зарождение трещины, субкритическое ее подрастание и быстрый долом, когда несущая способность оставшегося поперечного сечения перестает соответствовать приложенной нагрузке.

Как уже обмечалось всегда на изломе определяют число очагов разрушения. Многоочаговое разрушение, выявляемое по храповому узору, свидетельствует о высоком уровне напряжений или наличии нескольких отдельных концентраторов напряжений в области очага разрушения. Развитие трещины от одного очага разрушения говорит о более низком уровне приложенных напряжений и слабой концентрации напряжений. Далее оценивают форму и расположение фронта растущей трещины и определяют тип нагружения и концентрацию напряжений по факту опережения или отставания продвижения фронта трещины вблизи по-

верхности по сравнению с центром детали. И наконец, по расположению и величине зоны долома судят об уровне номинальных напряжений.

На развитие трещины влияет несколько факторов, вызывающих изменение механизма ее распространения. К ним можно отнести: местные различия в микроструктуре; изменение коэффициента интенсивности напряжений; изменение температуры или химического состава окружающей среды; изменение напряженного состояния. Тип нагружения, один из главных факторов, влияющий на характер разрушения. При разработке конструкции детали заранее предвидят конкретный тип нагружения в процессе эксплуатации. Поэтому в первую очередь при анализе разрушения необходимо определить соответствие фактического нагружения расчетному. Из результатов фрактографического исследования можно получить информацию о характере и величине приложенного напряжения.

В характерном примере показано, как резонансная вибрация, возникающая в автомобилях во время движения с нормальной скоростью, вызывает усталостное разрушение трубки тормозного цилиндра.

Фрактографическое исследование разрушенной трубки тормозного цилиндра грузового автомобиля, изготовленной из низкоуглеродистой стали (рис. 5.42), показало, что разрушение произошло по усталостному механизму, хотя при макрообследовании признаков усталости выявлено не было.

Изучение причин возникновения циклического нагружения показало, что резонансная вибрация трубки возникает при частотах около 240 Гц и максимальная амплитуда вибрации возникает при нормальной скорости автомобиля. Избежать таких повреждений можно при изменении конструкции крепления трубки.

Усталостные разрушения, наиболее часто встречающиеся в деталях машин и механизмов, реализуются при постепенном подрастании одной или нескольких усталостных трещин. Как уже отмечалось важно определить очаг разрушения. В результате циклических нагрузок усталостная трещина подрастает ступенчато, образуя, так называемые бороздки, а их наличие служит прямым доказательством цикличности нагружения.

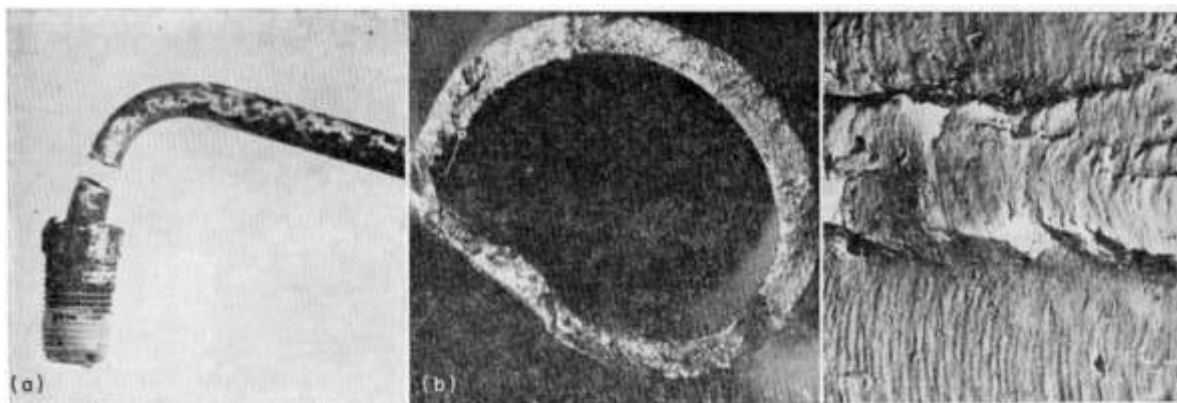


Рис. 5.42. Трубка тормозного автомобильного цилиндра из низкоуглеродистой стали, разрушившаяся в результате резонансной вибрации:

a – общий вид разрушенного изделия, $\times 0,9$; *b* — поверхность разрушения, $\times 9$; *c* — усталостные бороздки на поверхности разрушения. ПЭМ, пластиково-угольная реплика, $\times 6000$

В данном разделе авторы рассмотрели лишь некоторые аспекты анализа поверхностей изломов, которые могут быть полезны специалистам, занимающимся техническим диагностированием объектов повышенной опасности.

Более детально вопросам фрактографического изучения изломов посвящена специальная литература. На рис. 5.24–5.42 приведены примеры различных разрушений [341].

6. СУЩЕСТВУЮЩИЙ ПОДХОД К ТЕХНИЧЕСКОМУ ДИАГНОСТИРОВАНИЮ ОБЪЕКТОВ ПОВЫШЕННОЙ ОПАСНОСТИ И ОЦЕНКЕ ОСТАТОЧНОГО РЕСУРСА. ПЕРСПЕКТИВНЫЕ МЕТОДЫ ТЕХНИЧЕСКОГО ДИАГНОСТИРОВАНИЯ

В настоящее время в России проблемы технического диагностирования объектов повышенной опасности приобретают важнейшее значение. Парк оборудования практически не обновляется в течение десятилетий, за исключением некоторых, развивающихся на современном мировом уровне фирм и компаний. Объекты повышенной опасности, в основном своем количестве, отработали расчетный срок и реальная оценка их технического состояния наиважнейшая задача.

Эта задачу можно было решить только путем повсеместного проведения по всей территории России технического диагностирования всех объектов, эксплуатирующихся свыше расчетного срока.

В связи с вышеизложенным, Госгортехнадзор России в начале девяностых годов принял решение о создании в России системы технического диагностирования объектов повышенной опасности. На всей территории России при округах (управлениях) Госгортехнадзора России были созданы Региональные и Инженерные диагностические Центры, которым и было поручено проведение технического диагностирования.

Система была создана на основе почти пятидесятилетнего опыта контроля за металлом в тепловой энергетике, на железной дороге и в некоторых других отраслях промышленности.

Система базируется на нормативно – технической документации по проведению технического диагностирования объектов повышенной опасности, разработанных и утвержденных в установленном порядке.

Госгортехнадзором России и НТЦ «Промышленная безопасность» создается, и практически уже создана новая общероссийская Система экспертизы промышленной безопасности, целью которой является повышение качества экспертных и диагностических работ. Система включает в себя экспертные организации, территориальные уполномоченные органы, контролирующую работу экспертных организаций, Наблюдательный совет,

Консультативный совет, Комиссию по аккредитации, Комиссию по апелляциям, Комиссию по правилам, отраслевые комиссии, Координирующий орган.

Общие положения по обеспечению качества экспертизы промышленной безопасности разработаны с учетом требований «Федерального закона о промышленной безопасности опасных производственных объектов» от 21 июня 1997 г. №116 – ФЗ, международных стандартов серии ISO 9000, европейских норм серии EN 45000.

Для функционирования Системы экспертизы предполагается наполнение ее нормами, правилами, методиками, условиями и критериями в рамках которых организуется и проводится экспертная деятельность. В этих документах должны быть реализованы новейшие научно – технические разработки в области прогнозирования и предупреждения аварийности, основанные на эффективной системе анализа данных по аварийности и травматизму, исследованиях закономерностей и механизмов физико-химических процессов, определяющих инициирование, ход и последствия аварий, моделирование аварийных процессов, учете международных норм и требований.

Повышение качества экспертизы является основой выхода на научно обоснованный прогноз безопасности опасных производственных объектов, что позволит повысить эффективность превентивных мер по предупреждению аварийности и травматизма.

Система предусматривает создание и аттестацию единой нормативной базы, обучение и аттестацию специалистов, аттестацию приборов, эталонов, аккредитацию экспертных организаций и лабораторий неразрушающего контроля и технической диагностики.

Разработана и внедрена «Концепция неразрушающего контроля».

Цель документа – создание единого инструмента для регулирования и управления системами контроля как одним из элементов обеспечения промышленной безопасности, что определено Федеральным законом «О промышленной безопасности опасных производственных объектов».

Авторы предполагают, что есть большой смысл во внедрении настоящей концепции. Однако считаем, что неразрушающий контроль не есть сущность технического диагностирования. Неразрушающий контроль является не одним из последних звеньев диагностики, но не превалирующим. Конечно, в настоящее время применение технического диагностирования и НК при эксплуатации промышленного оборудования становится все более актуальным из-за его физического и морального износа.

Например, резервуарный парк большинства химических, нефтехимических, перерабатывающих производств эксплуатируется в течение 15–35 лет и более. Большинство трубопроводных сетей построено в 60–80-е годы. Около 80% подъемных сооружений морально устарели и отработали нормативный срок службы.

По объективным причинам предприятия не в состоянии провести реконструкцию или замену оборудования. Поэтому аварийность при работе на ней в ряде случаев растет.

В России предстоит провести техническое диагностирование с применением методов неразрушающего контроля оборудования и технических устройств на опасных производственных объектах, срок службы которых превышает нормативный. Многообразие конструкторского исполнения оборудования повышенной опасности требует разработки и широкого внедрения новых перспективных методов и средств технического диагностирования.

Применение новых методов расчета при проектировании оборудования, позволяющих снизить запас прочности, а также широкое внедрение высокопрочных сталей, предъявляющих повышенные требования к технологии изготовления оборудования и обладающих в ряде случаев повышенной склонностью к образованию и накоплению микроповреждаемости требуют постоянного совершенствования средств неразрушающего контроля. Вследствие этого значительно ужесточаются требования к чувствительности, достоверности и эффективности средств технического диагностирования.

Техническое диагностирование и экспертное обследование могут обеспечить безопасность дальнейшей эксплуатации по фактическому состоянию, а не по расчетному ресурсу.

Наибольшая эффективность и надежность результатов технического диагностирования обеспечивается комплексным подходом к процессу контроля при четкой взаимосвязи и соответствии современным требованиям основных его составляющих: персонала (специалистов неразрушающего контроля); организационных форм (лабораторий); технических средств и оборудования; нормативных и методических документов.

Практика показала, что техническая диагностика приводит к эффективному сокращению издержек на техническое обслуживание и увеличивает безотказность оборудования. С точки зрения эксплуатационной эффективности диагностика технического состояния объекта является прибыльной, однако, при ошибочной стратегии использования ее может привести к значительным финансовым расходам.

Структурная схема программы определения остаточного ресурса, действующей в настоящее время, приведена на рис. 6.1.

Данная схема построена на основе «Методических указаний по определению остаточного ресурса потенциально опасных объектов, поднадзорных Госгортехнадзору России» РД 09-102-95 от 17.11.95 №57.

В настоящее время практически на каждый тип поднадзорного оборудования существует своя методика проведения технического диагностирования, утвержденная Госгортехнадзором России.

Методы неразрушающего контроля оборудования, доступные и пригодные для практического применения, приведены на рис. 6.2. Выбор метода в конкретном случае определяется не столько конструкцией объекта диагностирования, который нужно обследовать, но, главным образом, зависит от величины затрат, которые может позволить себе владелец оборудования, и глубины анализа результатов.

Сегодня техническое диагностирование заключается в основном в проведении неразрушающего контроля различных узлов и деталей оборудования для выявления недопустимых, с точки зрения разработчиков НТД, дефектов, т.е. выполняется только первый этап программы – экспертное обследование.

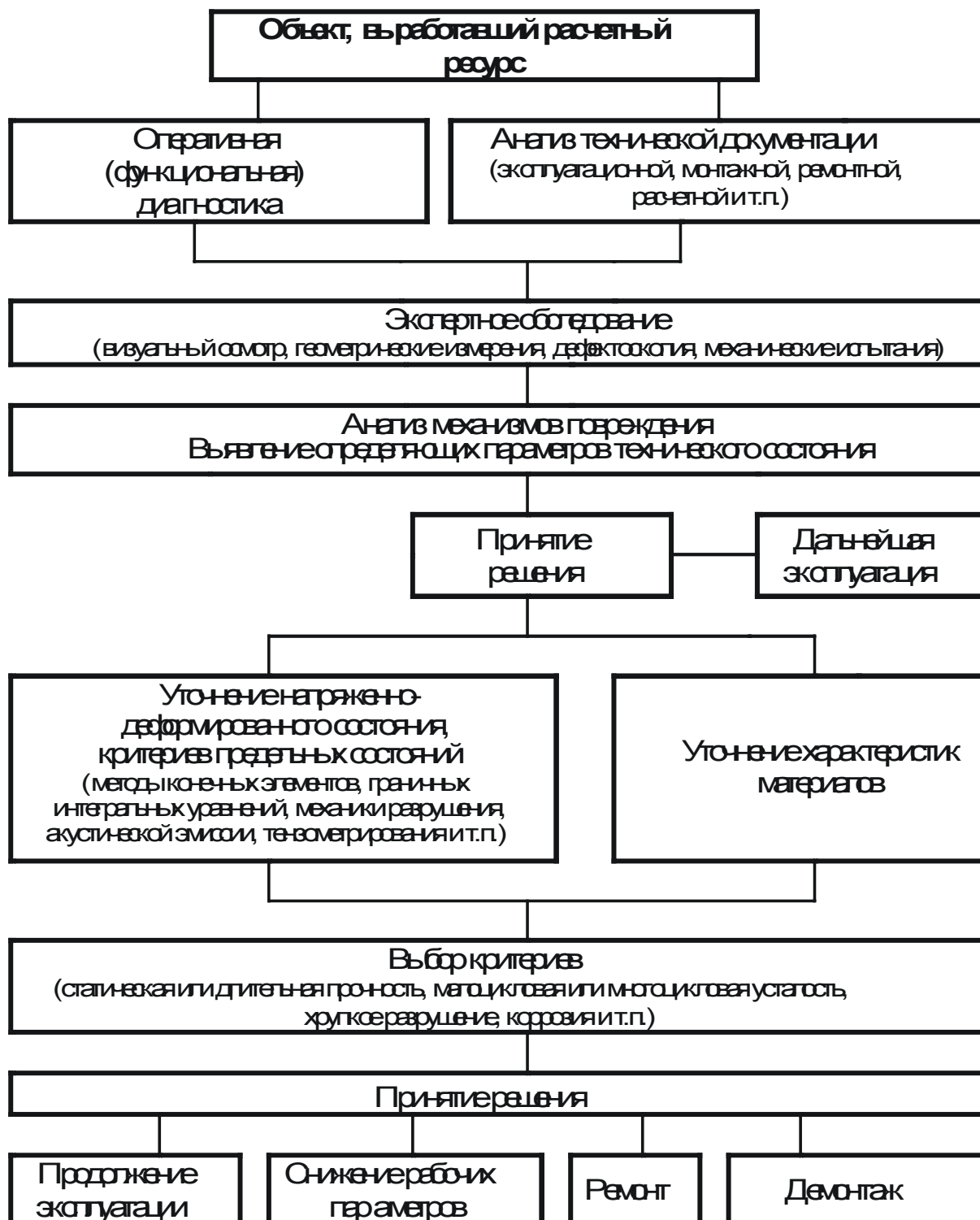


Рис. 6.1. Структурная схема определения остаточного ресурса работоспособности

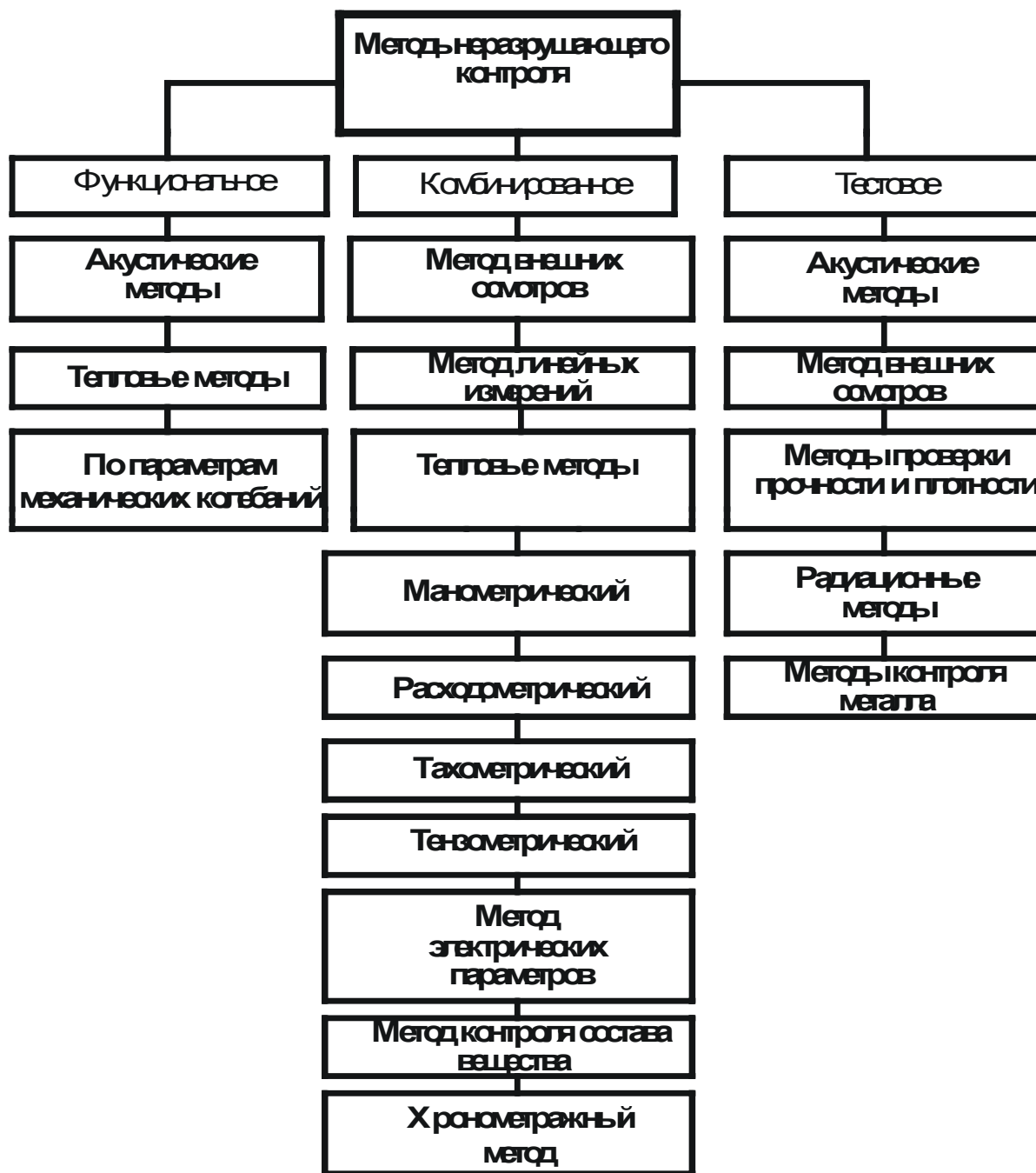


Рис. 6.2. Методы неразрушающего контроля технологического оборудования

Виды дефектов и их размеры выявляются рентгеновским, ультразвуковым, магнитопорошковым, капиллярным и другими методами, кроме того, измеряется твердость, замеряется толщина стенки объекта, в ряде случаев исследуется микроструктура, проводятся проверочные расчеты, делается вырезка металла и определяются механические характеристики и химические свойства.

На основании анализа полученных результатов и принимается решение о возможности и сроках дальнейшей эксплуатации обследованного оборудования.

Вышеизложенная схема имеет ряд существенных недостатков, о чем не раз отмечалось в периодической печати [280–283] среди которых следует выделить следующие.

Сроки проведения технического диагностирования определяются расчетным путем и не отражают условий эксплуатации объекта, не учитывают физическую суть процессов, происходящих в материале.

При проведении технического диагностирования основной упор делается на выявление недопустимых дефектов методами неразрушающего контроля. НТД для проведения неразрушающего контроля ориентировано в большей степени на выявление дефектов изготовления. Для эксплуатационных и дефектов изготовления определены одни и те же браковочные уровни, одинаковы способы их выявления, однако дефекты изготовления отражают технологическую дисциплину производителя оборудования (дефекты, как правило, неразвивающиеся), а эксплуатационные, как правило, развивающиеся, их зарождение и рост в значительной степени определяется условиями работы оборудования. У производственных и эксплуатационных дефектов различна природа. Эксплуатационный дефект характеризует наступившее предельное состояние.

Согласно ГОСТ 27.002 предельное состояние – состояние объекта, при котором его дальнейшая эксплуатация недопустима, или нецелесообразна, либо восстановление его работоспособного состояния невозможно, либо нецелесообразно.

Нормативно-техническая документация, в частности по объектам котлонадзора, регламентирует проводить оценку механических характеристик длительно работающего металла и сравнивать их с техническими условиями поставки, тем самым, ориентируя диагностов не на «служебные свойства», а на качество металла, используемого для изготовления оборудования.

Широко применяемые в настоящее время методы и средства технического диагностирования ориентированы на выявление трещин – запредельного состояния металла, но не имеют воз-

возможности определить параметры наступающего предельного состояния.

Для оценки реального технического состояния объектов повышенной опасности, отработавших расчетный срок, и для оценки остаточного ресурса оборудования, необходимо определить физическое состояние металла оборудования, адекватное предельному.

Как уже ранее отмечалось в процессе длительной эксплуатации оборудования в металле (в зависимости от условий эксплуатации, температуры, давления, среды и т.д.) происходят сложные физико-химические процессы, приводящие к достижению предельного состояния.

К ним можно отнести:

- коррозионные явления (утонение стенки);
- коррозионное растрескивание (агрессивные среды);
- коррозионно-усталостные явления;
- усталостные процессы (накопление микрповреждений);
- тепловое охрупчивание, ползучесть, графитизация (распад структуры, перераспределение карбидов, их коагуляция, сфероидизация, обеднение твердого раствора, образование и рост микропор, в сварных соединениях возможно образование «мягких прослоек»).

Авторами предлагается схема, не претендующая на полный охват процессов, происходящих в материалах, из которых изготавливаются объекты повышенной опасности. В ней рассмотрены наиболее распространенные явления.

Существует подход [280–282] к оценке состояния объектов повышенной опасности, оценке остаточного ресурса, заключающийся в выборе критериев предельного состояния.

Оценку предельного состояния при наличии коррозионных явлений можно проводить по измерению толщины стенки оборудования ультразвуковым, либо иным способом.

Усталостное разрушение – процесс не единый. Как нами ранее показано, в зависимости от условий нагружения (приложенного напряжения и числа циклов) изменяются и условия разрушения.

В металле происходят процессы как малоциклового, так и многоциклового усталости. Переменное действие температур, вызывающее разрушение за длительное время, приводит к термической усталости. Кроме возникновения напряжений в металле происходят сложные процессы окисления, старения, рекристаллизации, ползучести и т.д.

При термической усталости микротрещины носят как межзеренный, так и внутризеренный характер, который определяется структурой материала и временем выдержки при высоких температурах. Под воздействием агрессивной среды, в присутствии циклических, либо тепловых напряжений, развиваются процессы коррозионно-усталостного или коррозионно-термоусталостного характера.

При ползучести в основе процессов разрушения лежат дислокационные и диффузионные механизмы. Преобладание тех или иных механизмов определяет морфологию разрушения.

При совместном действии малоциклового усталости и ползучести развиваются процессы высокотемпературной малоциклового усталости, что характерно для деталей энергооборудования. Происходят процессы зарождения микропор и усталостных поверхностных микротрещин, их слияние и дальнейшее развитие.

Все вышперечисленные процессы и приводят в конечном итоге к образованию и слиянию микротрещин

На основании анализа литературных данных, а также многолетнего опыта работы по техническому диагностированию технических устройств объектов повышенной опасности можно утверждать, что независимо от физико-механических процессов, происходящих в металле, накопление микроповрежденности происходит в поверхностных слоях контролируемого оборудования.

В качестве параметра предельного состояния металла предлагаем использовать степень его поврежденности в единице объема до слияния микротрещин в магистральную трещину.

В зависимости от примененного материала, режима термической обработки, условий эксплуатации (механических напряжений, времени эксплуатации, среды) параметр может изменяться.

Авторы считают, что для оценки состояния оборудования, определения возможности и сроков его дальнейшей эксплуатации

необходим индивидуальный подход к каждому элементу объекта повышенной опасности.

6.1. Система технического диагностирования в тепловой энергетике

Существующая система технического диагностирования объектов повышенной опасности в России основывается на системе контроля за состоянием металла в тепловой энергетике. Из теплоэнергетики она механически была перенесена на другие отрасли промышленности со всеми своими достоинствами и недостатками.

За пятьдесят лет существования системы контроля за металлом в тепловой энергетике был накоплен значительный опыт, позволяющий внести некоторые предложения в общероссийскую систему технического диагностирования.

В настоящее время в тепловой энергетике в соответствии с отраслевой концепцией и научно-технической программой обеспечения живучести стареющих ТЭС создана система научно-метрологических, технологических и нормативных средств. В целях осуществления качественно нового этапа указанной программы Госгортехнадзором России и РАО «ЕЭС России» принято совместное Постановление от 11.03.97 г.

Традиционная система, созданная в отечественной энергетике принципиально достаточна в качестве основы для обеспечения безопасности но, как и любая другая система, она продолжает совершенствоваться. Рассматриваемое направление совершенствования включает в себя создание группы отраслевых образцов стареющих ТЭС и отраслевого метролого-технологического комплекса для улучшения тестирования и лицензирования технологий в процессе испытаний натурального оборудования до разрушения.

В Руководящем документе РД 34.17 МКС.007-97 Отраслевая система «Живучесть стареющих ТЭС» (элементов теплоэнергетического оборудования) установлены метрологические и технологические процедуры обеспечения живучести указанного оборудования и средства для их проведения, которые совместно с РД 34.17. 421-92 «Типовая инструкция по контролю и продлению срока службы металла основных элементов котлов, турбин и трубопроводов тепловых электростанций» и РД 34.17.440-96 «Мето-

дические указания о порядке проведения работ по оценке индивидуального ресурса паровых турбин и продлении срока их эксплуатации сверх нормативного ресурса» позволяют обеспечить объективный контроль металла.

К средствам относят: систему отраслевых образцов и испытательных установок, позволяющих определять наиболее характерные повреждения, а также базу знаний для диагностики повреждений и комплекс технологий для восстановления живучести.

Согласно ГОСТ 27.002 под «живучестью» понимают свойство объекта, состоящее в его способности противостоять развитию критических отказов из-за дефектов и повреждений при установленной системе технического обслуживания и ремонтов, или свойство объекта сохранять ограниченную работоспособность при наличии дефектов или повреждений определенного вида, а также при отказе некоторых компонентов.

Основными положениями концепции «Живучесть стареющих ТЭС» являются:

- увеличение паркового, группового и индивидуального ресурса ответственных элементов энергооборудования ТЭС на базе новых научно – технических методов определения конструкционной прочности с учетом результата проведения сверхдлительных испытаний, накопления банка данных о повреждениях и учетом результатов технического диагностирования;
- восстановление ресурса наиболее ответственных элементов энергооборудования путем реализации разработок, не требующих больших материальных и трудовых затрат, выполняемых на ТЭС, либо в специализированных организациях;
- применение и совершенствование средств эксплуатационного контроля повреждений на базе современных диагностических систем и вычислительной техники, новых методов контроля трещин.

Авторы вышеупомянутого РД полагают, что реализация изложенной концепции позволит сделать ситуацию при лавинообразном старении оборудования контролируемой, обеспечить безопасность эксплуатации, увеличив сроки службы до полной замены оборудования и накопления необходимых ресурсов для ввода новых мощностей.

Проблемы безопасности и надежности промышленного оборудования далеко выходят за рамки технического диагностирования.

Выбрав «живучесть» в качестве понятия наиболее соответствующего сути проблемы, вполне естественно признание принципа разрушения, повреждения всякой природной и искусственной системы одним из важнейших принципов познания и жизни [283]. Понятие «мера живучести» является важнейшим в теории прочности и разрушения и может быть представлена в виде триединой меры микроповрежденности, известной, как обобщенный критерий Ларсона-Миллера, учитывающий три основные размерные модели: время, температура, напряжения.

Для повышения метрологической достоверности в практику широко вошел конвенционный характер всякой меры, признаваемый, как результат соглашения специалистов. И в энергетике специалисты по проблеме живучести признали данный подход главной сущностью решаемой проблемы. Поэтому целесообразно для ответственных ситуаций проводить неразрушающий контроль двумя – тремя различными методами, что также является отражением конвенционного характера всякой меры.

Метролого-технологическую модель вышеизложенного принципа авторы [283] определяют двумя следующими определениями: «Аксиома подобия – различие нетождественности» и «Аксиома различения – личностно – экспертное знание». Измерение истинности реализуется путем минимизации несоответствия (проблема – средства – знание) с учетом меры опасности.

Представленные метрологические основы нашли технологическое и нормативное применение. Например, создана система эталонов и образцов для измерений, баз и банков свойств, предысторий нагружения и повреждений элементов оборудования.

Метролого-технологический аспект основ содержит и характеризует их сущностно нерасчленимую часть. Ее краткая характеристика заключается в следующем.

Для стареющей тепловой электростанции в целом и для группы станций создан, осваивается и развивается единый язык. Эффективность развертывания-свертывания информации реализуется в пределах понятия (метаязыка) «живучесть» с помощью систематически совершенствования средств.

Целостность картин по проблемам создается посредством соответствующих карт. Например, карта, позволяющая использовать микрообразцы, дает возможность охарактеризовать всю систему паропроводов ТЭС по категориям опасности.

Проблема решается в тесном содружестве коллектива ведущих специалистов межотраслевого координационного совета «Живучесть ТЭС» и специалистов ТЭС, ответственных за решение конкретных задач. Система открыта для вовлечения в нее широкого круга специалистов. Система должна быть устойчива, ее нельзя часто изменять во времени для достижения определенных результатов, кроме того, жизненно необходим принцип «не-монопольности», что и принято в качестве важнейшей концепции данной системы. Принципиальная схема организации системы приведена на рис. 6.3.

В системе применяют методы, как разрушающего, так и неразрушающего контроля. Наибольшее внимание уделено микроструктурному мониторингу определения меры повреждения элементов паропроводов и турбин ТЭС.

На Костромской ГРЭС осваивается унифицированная система оценки опасности повреждений металла паропроводов из сталей 12Х1МФ и 15Х1М1Ф по категориям повреждения микроструктуры. База этой системы имеет более 500 микрообразцов.

Впервые в отечественной энергетике выращены при определенном нагружении образцы микроповреждений, необходимые для тестирования соответствующих приборов и технологий. В тепловой энергетике введен в действие ОСТ 34-70-630-96 «Металл паросилового оборудования электростанций. Методы металлографического анализа в условиях эксплуатации», регламентирующий методы исследования макро- и микроструктуры металла, позволяющие оценить степень поврежденности металла.

Однако для проведения металлографического анализа необходима вырезка металла для исследования его микроструктуры. Провести вырезку из оборудования не всегда возможно, а зачастую и недопустимо. Следовательно, для определения предельного состояния металла необходим неразрушающий метод и прибор, доступный для широкого применения.



Рис. 6.3. Принципиальная схема организации системы

В настоящее время существует несколько конкурирующих направлений в тепловой энергетике. Успешно идут работы по программе «Ресурс» и др., что может только способствовать ско-

рейшему решению поставленных задач по проблемам долговечности, надежности и оценке остаточного ресурса оборудования.

Проблемы тепловой энергетики являются частью общероссийской глобальной задачи по оценке состояния потенциально опасных объектов, подконтрольных Госгортехнадзору России.

6.1.1. Методы оценки работоспособности длительно работающего металла энергооборудования

Для энергомашиностроительных материалов расчетный срок службы составлял 100 тыс. часов, однако отдельные узлы и агрегаты теплоэнергетического оборудования на многих электростанциях России отработали 200 тыс. часов и более.

В связи с этим особенно актуальной является задача оценки работоспособности длительно работающего металла энергооборудования.

Существующие методы оценки ориентируются на способы испытания материалов при высоких температурах и обработку экспериментальных данных по длительной прочности и ползучести.

Для получения надежных и достоверных характеристик длительной прочности, время испытания должно составить не менее 10...15% от экстраполируемого срока службы [4, 342].

В настоящее время существует большое количество методов и подходов к оценке работоспособности жаропрочных материалов. По мнению В. С. Ивановой [211] их можно разделить на следующие:

- методы, основанные на использовании уравнения состояния, отражающего общие закономерности ползучести [4, 342, 343];
- графо-аналитические методы, учитывающие температурно-временное подобие, отражающееся в геометрическом характере кривых длительной прочности [344];
- методы, основанные на параметрических зависимостях [4] и другие экспресс-методы, базирующиеся на различных физических предпосылках [345, 346].

Методы, основанные на использовании уравнения состояния, считаются наиболее разработанными. В ОСТе 108.901.102-78 («Котлы, турбины и трубопроводы. Методы определения жа-

ропрочности металлов») для получения характеристик жаропрочности на заданный ресурс и для ускоренного определения их на срок службы сверхрасчетного, использован метод, основанный на решении уравнения состояния следующего вида [347]:

$$\delta_g^n = \exp(a_1) T^{-2} \sigma^{m/T} (\delta_n + \sigma_g^n)^{-n} \times \exp\left(-\frac{b_1 - c_1 \sigma_0 - r_1 \delta_g^n}{T}\right),$$

где δ_g^n – скорость ползучести в текущей точке кривой, ч⁻¹; σ_0 – истинное макронапряжение, МПа; δ_n – остаточное удлинение при нагружении, мм/мм; δ_g^n – деформация ползучести, мм/мм; T – температура испытания, К; m_1, a_1, b_1, c_1, r_1 – коэффициенты, характеризующие свойства материала и физические закономерности при ползучести.

Хорошее совпадение с экспериментом обеспечивает уравнение, предложенное И. И. Труниным [348].

В работах В. И. Ковпака [349, 350] предложен и обоснован метод обработки экспериментальных данных и прогнозирования длительной прочности материалов, основанный на гипотезе эквивалентной повреждаемости. Им показано [351], что по результатам испытаний при более высоких температурах можно прогнозировать характеристики жаропрочности на более низкие температуры, однако в таком случае необходимо учитывать структурный фактор, который оказывает значительное влияние на результаты прогноза.

В более поздних работах [352, 353] В. И. Ковпак, для определения жаропрочности, применил статистическую оценку экспериментальных и прогнозируемых характеристик длительной прочности. В качестве основной статистики была выбрана дисперсия длительной прочности. Показано, что характеристики рассеяния экспериментальных данных по длительной прочности тесно связаны со структурным состоянием материала.

Результаты испытаний на длительную прочность часто обрабатывают в параметрических координатах. Наиболее распространены зависимости Ларсена-Миллера и Мансона-Хаверда [354].

Для решения инженерных производственных задач, зачастую, многие вышеперечисленные методы бывают неприемлемыми из-за большой длительности испытания. В связи с этим в последнее вре-

мя широкое развитие получили экспресс-методы оценки жаропрочности, базирующиеся на изменении различных механических, структурных и физических характеристик материала.

В. И. Куманин [355] предложил метод оценки эксплуатационной надежности жаропрочных материалов путем определения его плотности. Этот метод следует отнести к наиболее эффективным ускоренным методам оценки жаропрочности. Он отличается высокой чувствительностью и отражает влияние на жаропрочность совокупности технологических, структурных и эксплуатационных факторов, которые могут привести к образованию микродефектов.

В. И. Куманин установил прямую связь между жаропрочностью материала и степенью его поврежденности. Плотность твердых тел он определял методом гидростатического взвешивания. Используя этот метод можно обнаружить микродефекты в сталях и сплавах вне зависимости от природы их образования (дефекты литья, ОМД, сварки и т.д.).

Большой интерес представляют работы по применению кратковременных механических характеристик для оценки длительной прочности жаропрочных сталей.

В. Ф. Злепко и Н. В. Бугай [356] предложили оценивать длительную прочность при высокой температуре по пределу текучести и относительному удлинению после разрушения при комнатной температуре. В работах [345, 357–359] проводили оценку длительной прочности по комплексу кратковременных механических характеристик.

Авторы подчеркивают, что оценка жаропрочности по кратковременным механическим характеристикам имеет практическое значение.

Аллен и Форрест [360] установили, что для каждого материала существует определенная зависимость между пределом длительной прочности и пределом усталости, определенном как при изгибе, так и при растяжении.

А. А. Бочваром [361] предложен метод оценки жаропрочности по длительной твердости, которой заключается в определении зависимости твердости материалов при рабочей температуре от времени выдержки под нагрузкой.

Е. Я. Векслер и С. П. Голянский [362] применили метод горячей твердости для определения предела длительной прочности стали 12Х1МФ с применением параметра Ларсена-Миллера [363].

Е. И. Крутасова [364] рекомендует для оценки длительной прочности по горячей твердости соответствующую номограмму.

Существует ряд работ о взаимосвязи эксплуатационной надежности, предела длительной прочности с различными структурными параметрами сталей. Так В. Ф. Злепко с сотрудниками [365, 366] для оценки эксплуатационной надежности стали 12Х1МФ предлагают использовать плотность дислокационных ямок травления (рис. 6.4).

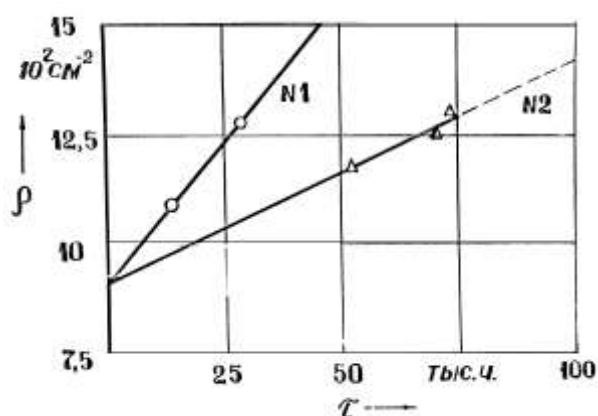


Рис. 6.4. Изменение плотности дислокаций стали 12Х1МФ в зависимости от длительности эксплуатации (1 и 2 номера плавков)

Ю. М. Гофман [367] показал, что между длительной прочностью и содержанием молибдена в твердом растворе хромомолибденовых сталей существует корреляционная связь.

Ряд методов оценки жаропрочности по параметрам структуры разработан в НПО по исследованию и проектированию энергооборудования им. И. И. Ползунова [346].

Предложены зависимости длительной прочности от количества дисперсной карбидной фазы, от параметров субструктуры, от временного сопротивления разрыву и химического состава.

Одним из недостатков экспресс-методов является преимущественное выделение одного или нескольких факторов (содержание легирующих элементов в карбидном осадке, плотность карбидных частиц и т.д.) из всего комплекса характеристик исследуемого материала, определяющих жаропрочность.

Для более достоверной оценки жаропрочности необходим метод, базирующийся на регистрации изменений основных структурных характеристик металла в процессе длительной эксплуатации энергооборудования.

Перспективным в этом направлении может явиться метод акустической эмиссии (АЭ) природа которого связана с динамической локальной перестройкой структуры материала.

6.1.2. Использование акустико-эмиссионной диагностики при испытаниях жаропрочных материалов

6.1.2.1 Источники сигналов и информативность параметров АЭ. Метод АЭ относится к неразрушающим ультразвуковым пассивным методам контроля качества исследования материалов и конструкций. Явление АЭ связано с распространением в материале упругих волн.

С точки зрения ряда авторов [368–370] применение АЭ в России развивается по двум следующим направлениям:

- решение всевозможных материаловедческих задач;
- техническое диагностирование состояния различных конструкций в реальном масштабе времени.

Остановимся несколько подробнее на источниках и механизмах АЭ при пластическом деформировании металлов. В работах [371–377] приводятся обширные сведения по вышеуказанному вопросу.

Источниками акустических сигналов являются процессы аннигиляции дислокаций, выход дислокаций на свободную поверхность, работа дислокационных источников, образование или захлопывание микроскопических скоплений дислокаций, отрыв дислокаций от примесных атмосфер и прорыв препятствий, торможение дислокаций, формирование полос скольжения, зернограничное скольжение. Основной вклад в образование сигналов акустической эмиссии большой интенсивности вносят механизмы переходного излучения (выход дислокаций на поверхность, аннигиляция дислокаций, образование скоплений дислокаций), связанные с резким изменением скорости процесса.

Надежно установлено, что формирование волнового пакета АЭ определяется испусканием упругих волн сопутствующих ус-

коренному или замедленному движению дислокаций [371]. Для возникновения АЭ необходимо высвобождение энергии.

Фишер и Лалли [376] пришли к выводу, что вспышки АЭ связаны с процессами формирования полос скольжения. Они показали, что при формировании полосы скольжения и генерации импульсов АЭ участвует около 2×10^4 дислокационных источников. И. В. Новиков и В. Е. Вайнберг [378] исследовали АЭ при пластической деформации цилиндрических образцов из стали 45 и сплава Д16Т. В фиксированных местах проводили последовательно фотографирование микроструктуры и ямок травления при кратковременной выдержке образца под постоянной нагрузкой.

Авторами показано, что вследствие деформирования зерен металла плотность дислокаций непрерывно увеличивается вплоть до предела прочности, однако активность АЭ возрастает до предела текучести, а затем снижается. Значит установленный характер изменений АЭ не может быть объяснен только повышением плотности дислокаций, а связан с кинетикой их движения (скоростью подвижных дислокаций и длиной свободного пробега). В работах [378, 379] авторы сопоставили изменения дислокационных картин с акустическими диаграммами при растяжении образцов из стали 10. Установлено, что за возникновение АЭ при пластической деформации ответственны процессы зарождения и движения крупных скоплений дислокаций.

Исходя из экспериментальных данных и на основе расчета, авторы установили, что генерация каждого импульса АЭ происходит в результате одновременного движения очень большого числа дислокаций, суммарная длина которых составляет несколько тысяч сантиметров.

Большое число работ посвящено изучению процессов возникновения АЭ при разрушении, что обусловлено в первую очередь тем, что при распространении трещин выделяется значительная упругая энергия, регистрация которой не представляет больших затруднений. Ряд авторов [372, 380] связывали параметры трещин с параметрами АЭ.

Так, Данеган, Харрис и Татро получили зависимость между коэффициентом интенсивности напряжений K и числом импульсов АЭ при развитии трещин

$$N_L = aK^m,$$

где a и m – параметры, зависящие от материала, его состояния, условий роста трещины.

По мнению авторов [378] число импульсов АЭ связано с площадью раскрывающейся трещины и амплитуда импульсов пропорциональна величине площади микротрещин.

Из рассмотренных выше представлений об источниках АЭ можно сделать вывод, что они очень разнообразны и не имеют единства. Однако в настоящее время четко установлено, что основными источниками АЭ являются процессы образования и развития трещин, двойникование, движение и взаимодействие большого числа дислокаций.

Согласно ГОСТ 25.002 основными параметрами сигналов АЭ являются:

- число импульсов АЭ, (число зарегистрированных импульсов дискретной АЭ за интервал времени наблюдения);
- суммарный счет АЭ, (число зарегистрированных превышений импульсами АЭ установленного уровня ограничения за интервал времени наблюдения);
- активность АЭ, (отношение числа импульсов АЭ к интервалу времени наблюдения);
- скорость счета АЭ, (отношение суммарного счета АЭ к интервалу времени наблюдения);
- энергия АЭ, (энергия, выделяемая источником АЭ и переносимая упругими волнами, возникающими в материале).

Квадрат амплитуды АЭ является энергетической мерой излучения сигналов АЭ.

В последние годы находит распространение подход, основанный на связи вида механического дефекта конструкции со спектральной плотностью сигнала АЭ, так как спектральный состав сигнала служит важной характеристикой при решении задач идентификации источников излучения. Определение спектральной плотности в реальном масштабе времени требует сложных вычислений, применения тонких методов обработки характеристик сигналов на компьютере, большой скорости обработки информации.

В основе применения метода АЭ для физических исследований и НК конструкций положена корреляционная зависимость между характеристиками упругих волн напряжений и регистрируемыми параметрами этих волн. Установить эти зависимости экспериментально довольно сложно. Поэтому проблема математического моделирования процессов излучения, распространения, рассеивания волн напряжений и трансформация их в электрический сигнал для конкретных объектов контроля особенно актуальна в настоящее время.

Как показано в [381], регистрируют обычно сигналы двух типов. К первому типу относится дискретная эмиссия, при этом волны напряжений характеризуются большой амплитудой, которая может меняться в очень широком интервале и достигать нескольких вольт на преобразователе.

Второй тип представляет непрерывную АЭ, которая характеризуется малой амплитудой, изменяющейся в интервале нескольких микровольт и выглядит в виде шума, незначительно превышающего уровень шумов регистрирующей аппаратуры.

Использование статистических методов обработки сигналов АЭ позволило определить каким процессам и какому напряженно-деформированному состоянию отвечают те либо иные сигналы [382, 383].

Непрерывную АЭ связывают с движением и взаимодействием дислокаций. Импульсы АЭ дискретного типа могут наблюдаться в результате коллективного отрыва дислокаций от точек закрепления, что проявляется в основном до предела текучести, а амплитуда сигналов зависит от прочности закрепления и числа отрывающихся дислокаций.

После достижения предела текучести дискретные импульсы АЭ могут быть вызваны процессами двойникования, образованием микротрещин либо прорывом препятствий дислокационными скоплениями.

В результате исследований АЭ при пластической деформации монокристаллов меди, алюминия и железа, чистых металлов и различных сплавов установлена зависимость, связывающая энергию АЭ с величиной зерна [371]. Авторы подчеркивают, что параметры сигналов АЭ связаны также и с исходным структурным состоянием металла. На основании вышеизложенного боль-

шой научный и практический интерес представляет изучение АЭ при различных схемах нагружения образцов из теплоустойчивых сталей с различными типами структур для оценки их жаропрочности.

6.1.2.2. Влияние типа исходной структуры стали 12Х1МФ на параметры сигналов АЭ. Для исследования влияния структуры на параметры АЭ были выбраны трубы с двумя типами структур (балл 3,7 «Шкалы микроструктур» Приложения к ТУ 14-3-460-75):

- Балл 3, отпущенный бейнит, перлит и 70...80% феррита (рис. 6.5);
- Балл 7, отпущенный бейнит, перлит и 95% и более феррита (рис. 6.6).

Величина зерна соответствовала баллу 5...7 ГОСТ 5639.

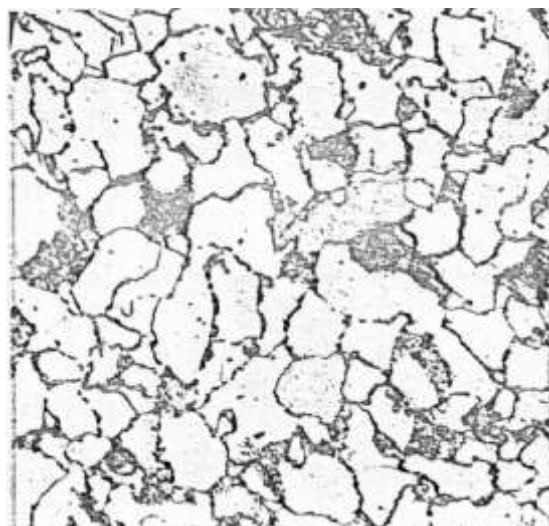


Рис. 6.5. Отпущенный бейнит, перлит и 70...80% феррита (балл 3, ТУ 14-3-460-75), $\times 300$

Содержание Cr и Mo в карбидном осадке составляло, для балла 3 – 18,1%, 25,6%, для балла 7 – 16,5% и 20,3%, соответственно. Определяли влияние типа исходной структуры стали 12Х1МФ на число импульсов АЭ (N_L), на активность АЭ (\bar{N}_L) и амплитуду сигналов АЭ при растяжении ($T_{исп} = 273$ °К) и при ползучести ($T_{исп} = 873$ °К, $\sigma = 200$ МПа) на установке ИМАШ 20-75.

С каждым типом структуры исследовано по 25 образцов при одинаковых условиях.

Анализ результатов исследования при растяжении и при ползучести показал, что активность АЭ (\bar{N}_L) на каждом уровне дискриминации изменяется скачкообразно с большим числом пиков и, поэтому, судить о влиянии структурного состояния стали на активность АЭ практически невозможно.

Число импульсов АЭ (N_L) на трех уровнях дискриминации у образцов с каждым типом структуры были статистически обработаны.

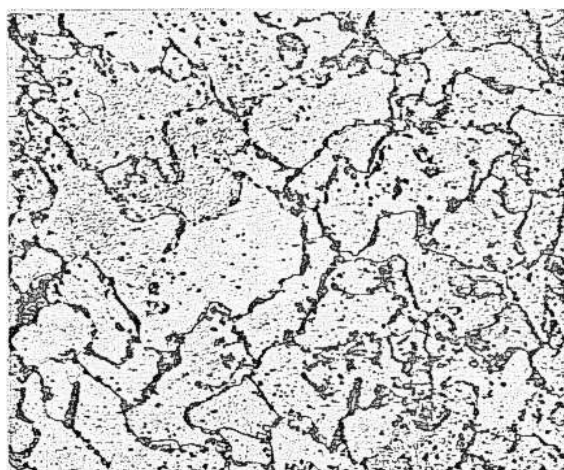


Рис. 6.6. Отпущенный бейнит, перлит и 95% и более феррита (балл 7, ТУ 14-3-460-75), $\times 300$

При вышеуказанных условиях испытания с амплитудой соответствующей максимальной чувствительности (0дБ) зафиксировано наибольшее число импульсов АЭ (в дальнейшем анализировали результаты испытаний, зафиксированные на этом уровне дискриминации).

Установлено, что число импульсов АЭ у образцов с исходной структурой (балл 7) несколько ниже, чем у образцов с исходной структурой (балл 3) при $T_{исп} = 293$ °К в 1,12 раза, при $T_{исп} = 873$ °К – в 1,28 раза.

Равенство дисперсий определяли по критерию Фишера [384]. При принудительном растяжении и при ползучести у образцов с разным типом структур дисперсии равны, т.е. можно принять, что исследованные образцы равноценны по однородности металла. Средние значения N_L сравнивали с помощью критерия Стьюдента. Средние значения при различных видах испытания образцов с разными типами структур не равны. Таким обра-

зом, можно принять, что исходное структурное состояние металла оказывает влияние на число импульсов АЭ при растяжении и ползучести.

В работе приведены испытания по оценке чувствительности электросопротивления к исходной структуре металла.

В процессе высокотемпературного деформирования проводили запись электросопротивления. В начальный период испытания происходило небольшое увеличение электросопротивления.

В процессе дальнейшей деформации в металле образуются первоначальные очаги разрушения и при переходе к процессу интенсивного образования дефектов происходит резкое увеличение электросопротивления (рис. 6.7).

При одинаковых условиях испытания образцов с различным типом структуры в исходном состоянии заметной разницы в характере изменения электросопротивления не обнаружено. Рассмотрим некоторые физико-механические аспекты возникновения АЭ.

Известно [368, 369], что каждый металл при каком-то данном структурном состоянии характеризуется вполне определенными акустико-эмиссионными свойствами. Как ранее отмечено, в процессе пластического деформирования материалов основными источниками сигналов АЭ являются различные дислокационные реакции. Основное влияние на формирование акустических сигналов высокой активности имеют процессы, связанные с резким изменением их скорости (образование скоплений дислокаций, аннигиляция дислокаций, выход дислокаций на поверхность).

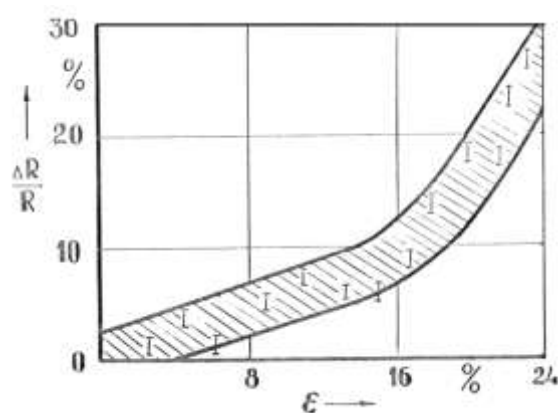


Рис. 6.7. Влияние степени остаточной деформации на электросопротивление при ползучести стали 12Х1МФ

В стали 12Х1МФ, как и в других сталях и сплавах, при пластической деформации происходит изменение дислокационной структуры. Из-за различия микроструктуры и прочности зерен феррита и бейнита, процессы деформации в них происходят по-разному.

Накопление дислокаций происходит, в первую очередь, в ферритных зернах, которые делятся на субзерна. При напряжениях выше предела текучести плотность дислокаций становится настолько большой, что процессы размножения и движения дислокаций в этих условиях затруднены [385]. В бейнитных зернах также происходят процессы перераспределения дислокаций, при этом размножение дислокаций в бейнитной структуре более ограничено, чем в ферритной.

Наличие связи между содержанием феррита в структуре и \bar{N}_L заставляет предполагать, что с увеличением содержания бейнита, при пластической деформации возрастает число источников АЭ, вызывающих формирование акустических сигналов высокой активности, таких как образование скоплений дислокаций, аннигиляция дислокаций, выход дислокаций на поверхность раздела.

Более низкие значения \bar{N}_L при высокотемпературной деформации, по-видимому, зависят от величины приложенного напряжения и скорости деформирования.

При ползучести \bar{N}_L было значительно ниже, чем при статическом нагружении.

Исследование АЭ при вдавливании проводили на образцах, вырезанных из тех же труб, что и при растяжении. Устанавливали влияние исходной структуры стали 12Х1МФ, диаметра отпечатка (d), расстояния (l) между индентором и преобразователем АЭ (ПАЭ), а также скорости нагружения на фиксируемые параметры акустической эмиссии. Из-за малых размеров образцов диаметр шарика был выбран $2,5 \times 10^{-3}$ м. Испытания проводили при нагрузках от 1,5 до 4,5 кН.

Время выдержки под нагрузкой составляло 10 с. Твердость металла труб в исходном состоянии составляла НВ 2,5/187, 5/5,10-154...168. Проведена статистическая обработка результатов исследования.

Установлено, что при расстоянии между ПАЭ и индентором до 2×10^{-3} м, число импульсов АЭ практически не изменяется, но заметно снижается с дальнейшим увеличением расстояния.

Сравнивали число импульсов АЭ на образцах с двумя типами структур. Максимальное число импульсов ($\bar{N}_L = 10370$) зафиксировано на образцах со структурой, соответствующей баллу 3 (ТУ 14-3-460-75), минимальное ($\bar{N}_L = 6100$) – со структурой, соответствующей баллу 7. Дисперсии при испытании образцов с разными структурами – однородны, однако средние значения N_L не равны и принадлежат различным генеральным совокупностям. Таким образом, тип исходной структуры влияет на параметры АЭ при вдавливании индентора.

Общее число импульсов АЭ и активность АЭ в значительной степени зависят от объема зоны упруго-пластического деформирования. В наших условиях при постоянном размере индентора ($2,5 \times 10^{-3}$ м) число сигналов АЭ связано с диаметром отпечатка (d). N_L определяли при нагрузках от 1,5 до 4,5 кН, диаметр отпечатка изменялся от 1,5 до $2,1 \times 10^{-3}$ м. На рис. 6.8 приведены зависимости между N_L и d для образцов из труб с двумя типами структур (балл 3, 7 ТУ 14-3-460-75). В исследуемом интервале изменений между \bar{N}_L и d существует линейная связь, однако следует обратить внимание на тот факт, что число импульсов АЭ, возникающее в металле со структурой соответствующей баллу 3 ТУ 14-3-460-75, несколько выше, чем в металле со структурой 7 балла ($\sim 1,2$ раза).

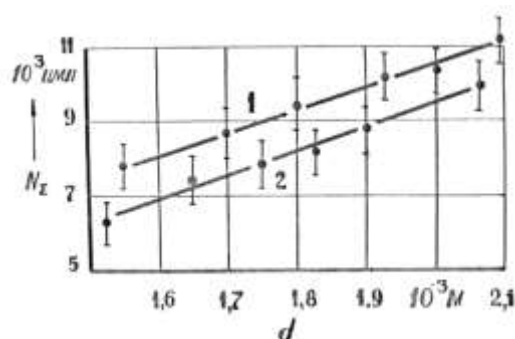


Рис. 6.8. Влияние диаметра отпечатка ($d = 2,5 \times 10^{-3}$) при различных нагрузках на число импульсов АЭ:
1 – балл 3; 2 – балл 7 (ТУ 14-3-60-75)

При исследовании влияния скорости нагружения (кН/с) на параметры АЭ установили, что в исследованном диапазоне скоростей нагружения число импульсов АЭ (\bar{N}_L) остается практически на одном уровне, однако максимальная активность (\bar{N}_L) с увеличением скорости нагружения возрастает (рис. 6.9) при $d = (1,9 + 0,1) \times 10^{-3}$ м.

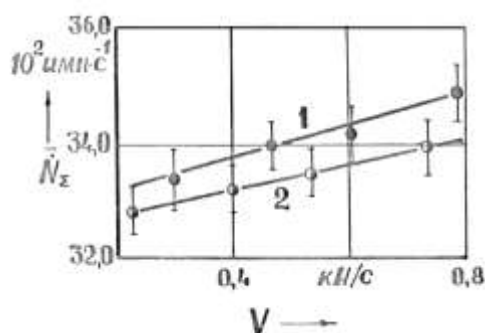


Рис. 6.9. Влияние скорости нагружения на активность АЭ при постоянном диаметре отпечатка ($d = 1,9 \times 10^{-3}$ м):
1 – балл 3; 2 – балл 7 (ТУ 14-3-460-75)

Рядом авторов [368, 369] показано, что для некоторых сталей рост максимальной активности АЭ происходит с увеличением скорости нагружения по линейному закону. Повышение скорости деформирования приводит к возрастанию пределов упругости и текучести, а так как более высоким напряжениям соответствуют более высокие скорости движения дислокаций, то возрастает и максимальная активность АЭ.

Во всех вышеприведенных исследованиях число импульсов АЭ и активность АЭ в металле труб со структурой, соответствующей баллу 3, несколько выше, чем в металле труб со структурой 7 балла по ТУ 14-3-460-75, однако характер изменения параметров АЭ одинаков.

Аналогичные исследования проводили и при склерометрировании. Чувствительность параметров АЭ на тип исходной структуры в этом случае оказалась статически незначима.

Рассмотрев влияние типа исходной структуры на основные параметры АЭ, перейдем к оценке влияния изменения жаропрочных свойств стали 12Х1МФ в процессе длительной эксплуатации на параметры АЭ при упругопластическом деформировании.

Одной из основных характеристик, определяющих жаропрочность материала, является длительная прочность. Для труб поверхностей нагрева котлоагрегатов электростанций длительную прочность определяют довольно редко, так как в условиях предприятий испытания ограничены сжатыми сроками, кроме того, отсутствует четкая информация о фактической температуре стенки труб.

В связи с выше изложенным, актуальным является вопрос оценки жаропрочности металла труб без проведения длительных испытаний.

Исследовали металл труб с различной длительной прочностью и после разного времени наработки (от исходного состояния до 148 тыс. часов эксплуатации).

Необходимо указать, что на воспроизводимость количественных характеристик АЭ от образца к образцу существенное влияние оказывают следующие факторы:

- условие контакта между ПАЭ и поверхностью образца;
- геометрические размеры и форма рабочей части образцов, влияющих на характер напряженно-деформированного состояния при упруго-пластическом деформировании;
- АЧХ используемых ПАЭ.

Для достоверной оценки параметров АЭ существенным и важным признаком является достижение хорошего акустического контакта между ПАЭ и исследуемым образцом.

Сигналы АЭ, являясь результатом происходящих в структуре различных микропроцессов, зависят от особенностей изменения напряженно-деформированного состояния.

Таким образом, из-за неоднородности поперечного сечения рабочей части образца могут появиться локальные участки микропластического течения, характеризующиеся интенсивным излучением сигналов АЭ вследствие неравномерности распределения напряжений.

В наших экспериментах применяли образцы, изготовленные допуском $(3 \pm 0,1) \times 10^{-3}$ м. Испытания показали, что вышеуказанные отклонения в размерах не оказывают существенного влияния на количественную оценку сигналов АЭ. Все испытания проведены с

ПАЭ, имеющими резонансную частоту ($f = 130$ кГц), лежащую в области излучаемого энергетического спектра сигналов АЭ.

6.1.2.3. Исследование связи жаропрочности с параметрами сигналов АЭ в условиях одноосного растяжения при температуре 293 К. Испытания проводили при деформации растяжением. Скорость перемещения захвата составляла $1,73 \times 10^{-6}$ м/с (6,24 мм/час). Время испытания образцов с максимальной длительной прочностью (149 МПа) составляло 1550...1780 с, образцов с минимальной длительной прочностью (28 МПа) – 1100...1370 с.

При растяжении фиксировали изменение активности и числа импульсов АЭ. Анализ результатов экспериментов показал, что активность АЭ при растяжении изменяется в процессе деформации скачкообразно и по активности АЭ практически невозможно выявить взаимосвязь длительной прочности и активности АЭ. За основной параметр был выбран N_L (число импульсов АЭ).

Результаты математической обработки числа импульсов АЭ (N_L) на первом уровне, соответствующем максимальной чувствительности прибора, приведены в табл. 6.1 [386, 387].

Таблица 6.1.

Число импульсов АЭ (N_Σ) при растяжении образцов с различной длительной прочностью

$\sigma_{10^4}^{600}$, МПа	$N_\Sigma \times 10^{-3}$, имп.	S_N^2
149	20,45±1,01	15,21
140	18,30±0,88	11,50
120	16,26±0,84	10,46
96	14,34±0,79	9,42
70	11,30±0,81	9,82
28	9,29±0,81	9,65

Примечание: абсолютную погрешность измерения N_Σ определяли при уровне надежности 0,95, объем выборки $n = 96$.

Во всех исследованных случаях кривая изменения N_L монотонно возрастала до точки потери пластической устойчивости.

В процессе дальнейшей деформации N_L оставалось на одном уровне и несколько увеличивалось перед разрушением.

При анализе зависимостей между N_L и деформацией обращает на себя внимание тот факт, что с уменьшением длительной прочности число импульсов АЭ снижается [410].

Из табл. 6.1 видно, что максимальное число импульсов АЭ – 20450 зафиксировано при принудительном растяжении образцов из стали 12Х1МФ с длительной прочностью 149 МПа, минимальное – 9290 импульсов.

При деформировании образцов с длительной прочностью 28 МПа, кроме того, со снижением длительной прочности и \bar{N}_L происходило уменьшение дисперсии числа импульсов АЭ от 15,21 (при максимальной длительной прочности) до 9,65 при длительной прочности 28 МПа.

Равенство (однородность) средних значений N_L проверяли с помощью критерия F , гипотезу о равенстве средних значений отклонили. Таким образом, длительная прочность исследованного металла до испытания оказывает значительное влияние на число импульсов АЭ при растяжении. Снижение дисперсии связано со стабилизацией структуры материала, с переходом системы в равновесное состояние после длительной эксплуатации; некоторое увеличение дисперсии при длительной прочности 70 МПа (табл. 6.1) можно объяснить стохастическими процессами сфероидизации и коагуляции карбидов, интенсивным развитием субструктуры.

Результаты экспериментов согласуются с данными работ [411, 412] по статистическому анализу длительной прочности. Экспериментальные данные были обработаны на основе линейного регрессионного анализа. Установлена зависимость между исследуемыми параметрами вида

$$\sigma_{10^4}^{600} = (325,5 \pm 2,7) \cdot \lg(\bar{N}_\Sigma \cdot 10^3) - (309 \pm 3,4). \quad (6.1)$$

При уровне значимости $g = 0,05$ линейность уравнения регрессии и значимость коэффициентов подтверждены (рис. 6.10). Представляет значительный интерес установление физической природы полученной зависимости.

Известно, что основными источниками АЭ являются процессы возникновения и движения дислокаций.

Возникновение и взаимодействие дислокаций при деформации исследуемого материала во многом зависит от его структурного состояния до испытания (дисперсности карбидов и расстояния между ними, объемной доли карбидов и т.д.

При оценке влияния параметров структуры стали 12Х1МФ с различной длительной прочностью на число импульсов АЭ при одноосном деформировании (рис. 6.11) установлено, что с возрастанием объемной доли карбидов (α) в структуре металла, с увеличением среднего линейного размера карбидов (H) уменьшается число импульсов АЭ.

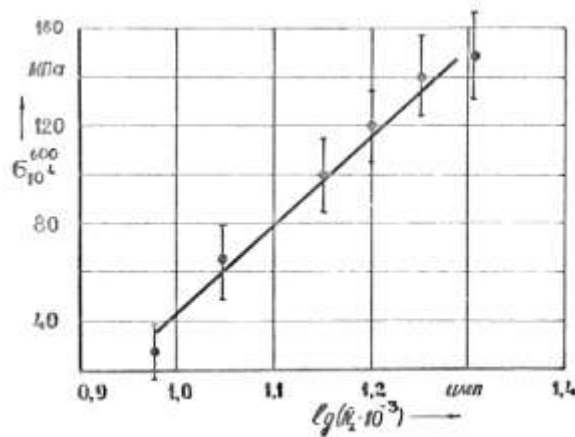


Рис. 6.10. Зависимость числа импульсов АЭ от длительной прочности стали 12Х1МФ

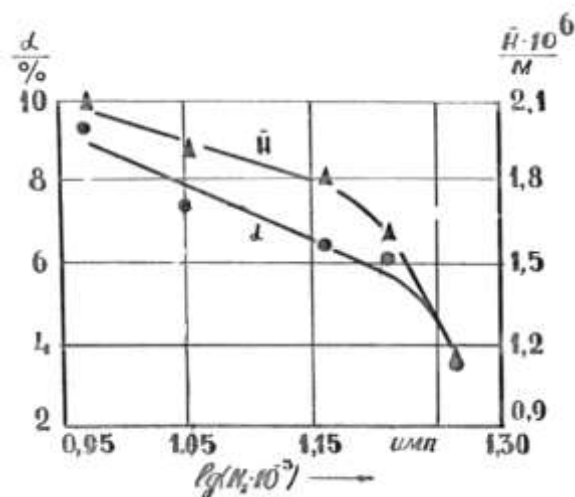


Рис. 6.11. Влияние параметров структуры стали 12Х1МФ на число импульсов АЭ при растяжении:
 α – объемная доля карбидов; H – средний линейный размер карбидов

Следовательно, для стали 12Х1МФ число импульсов АЭ зависит от структурного состояния металла до проведения испытаний [390].

6.1.2.4. Высокотемпературное исследование, связь параметров АЭ с длительной прочностью при ползучести.

Значительный практический интерес представляет исследование связи между параметрами сигналов АЭ и длительной прочностью стали 12Х1МФ при испытании на ползучесть. Исследование проводили при температуре 873 К.

При ползучести фиксировали изменение числа импульсов АЭ через каждые пять минут испытания. Для решения поставленной задачи выбирали оптимальный режим испытания (приложенное напряжение и необходимый уровень дискриминации прибора). Из металла трубы с длительной прочностью 97 МПа была изготовлена партия образцов и испытана на ползучесть при напряжениях 200, 160, 130 МПа [391].

Наибольшее число импульсов АЭ зарегистрировано на первом уровне (0дБ) при максимальной чувствительности аппаратуры.

С повышением приложенного напряжения от 130 МПа до 200 МПа число импульсов АЭ на первом уровне повышается от 1187 до 5121, на втором – от 197 до 385 и на третьем – от 130 до 308. Дисперсии на всех уровнях дискриминации неоднородны (по критерию Фишера) и уменьшаются со снижением приложенного напряжения (на первом уровне от 85,30 до 9,30, на втором уровне – от 1,96 до 0,40 и на третьем уровне – от 1,28 до 0,22). Следовательно, дисперсия числа импульсов АЭ в значительной степени зависит от приложенного напряжения, от ведущего механизма ползучести.

Как ранее было показано, в противоположность низкотемпературной деформации, которая обычно однородна, высокотемпературная деформация является неоднородной. В дополнении к скольжению, при высоких температурах обнаруживаются несколько новых видов деформации; наиболее важным из них является проскальзывание по границам зерен. В работе [392] показано, что для стали 12Х1МФ со снижением уровня приложенных напряжений при одной и той же температуре испытания в диапазоне 773...973 К происходит смена ведущего механизма ползучести.

В области повышенных напряжений контролирующими являются процессы скольжения дислокаций, а в области пониженных напряжений такие процессы, как переползание и проскальзывание по границам зерен.

Из работ [371, 393] следует, что при деформации и разрушении поликристаллических материалов границы зерен вносят незначительный вклад в акустическую эмиссию, за возникновение сигналов АЭ при пластической деформации ответственны в основном механизмы внутризеренного скольжения.

Таким образом, уменьшение числа импульсов АЭ при снижении напряжения вполне логично можно объяснить увеличением доли межзеренной в общей деформации при ползучести.

На исследованных образцах уже на начальной стадии деформирования ($\sim 1\%$) наблюдается развитие межзеренного скольжения, которое начинается вдоль границ, расположенных перпендикулярно оси приложения нагрузки. При деформации до 4...7% (рис. 6.12) выявляются границы зерен, ориентированные под углом $90\dots 45^\circ$, одновременно появляются следы скольжения внутри зерен, расположенные под другими углами, ускоряются процессы скольжения внутри зерен.

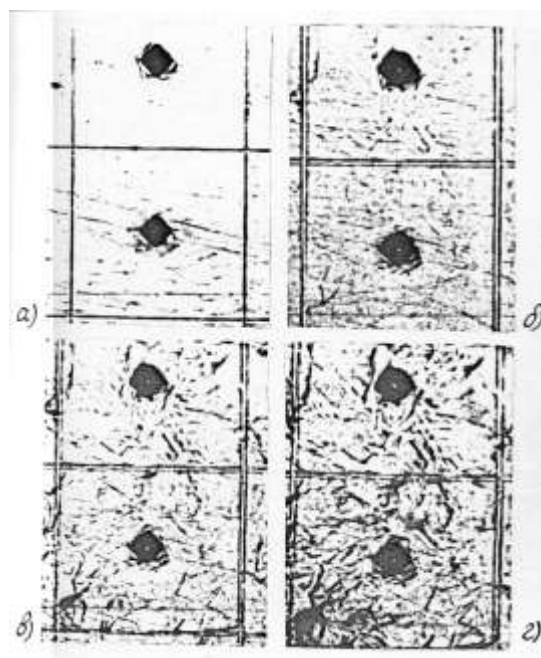


Рис. 6.12. Изменение микроструктуры стали 12X1МФ при испытании на ползучесть ($T = 873 \text{ }^\circ\text{K}$, $\sigma = 160 \text{ МПа}$), $\times 200$:
 $a - \varepsilon = 0\%$; $б - \varepsilon = 1\%$; $в - \varepsilon = 7\%$; $г - \varepsilon = 15\%$

При напряжении 200 МПа происходила значительная деформация зерен и отсутствие межзеренных повреждений в области шейки, что характерно для механизма транскристаллитного разрушения (рис. 6.13). При этом напряжении наблюдали максимальное число сигналов АЭ. Со снижением уровня напряжений характер разрушения изменялся; при напряжениях 130, 160 МПа и температуре 873 °К наблюдали интеркристаллитный или смешанный характер разрушения (рис. 6.14 \bar{N}_L 6.16).

Для решения вопроса о связи параметров акустической эмиссии с длительной прочностью стали 12Х1МФ исследования проводили при температуре 873 К и напряжении 200 МПа на трех уровнях дискриминации.

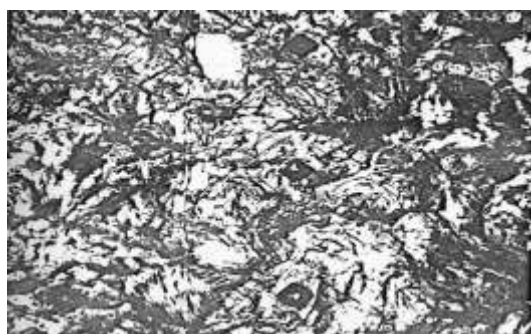


Рис. 6.13. Внутризеренная деформация стали 12Х1МФ ($\sigma = 200$ МПа)

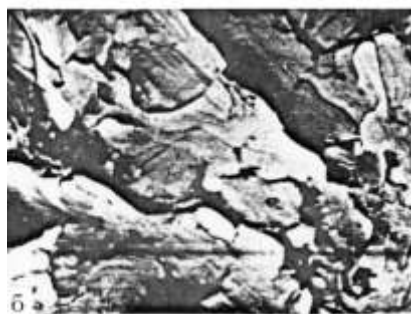


Рис. 6.14. Межзеренное разрушение, наблюдаются отдельные микродефекты, $\times 500$

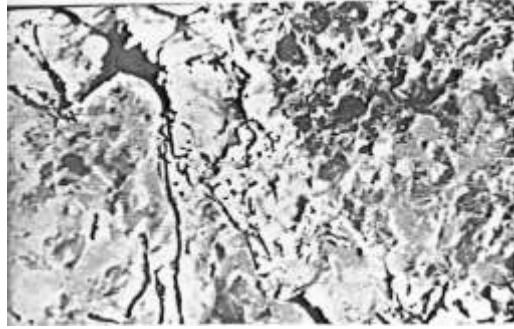


Рис. 6.15. Виды разрушения стали 12X1МФ: межзеренный характер разрушения ($\sigma = 130\text{МПа}$), $\times 1000$



Рис. 6.16. Виды разрушения стали 12X1МФ: смешанный характер разрушения ($\sigma = 160\text{МПа}$), $\times 1000$

В результате статистической обработки результатов эксперимента установили, что с уменьшением длительной прочности от 149 до 28 МПа \bar{N}_L снижается на всех трех уровнях дискриминации, причем на первом уровне число сигналов АЭ максимально: 8740 импульсов при длительной прочности 149 МПа и 3780 импульсов при длительной прочности 28 МПа.

Большее число импульсов АЭ, зафиксированное на первом уровне, вызвано процессами внутризеренного скольжения. По критерию Фишера проверяли равенство дисперсий на всех уровнях дискриминации.

В результате статистического анализа установлено, что число импульсов АЭ в процессе высокотемпературной деформации в

значительной степени зависит от структурного состояния металла до испытания.

Для сопоставления результатов экспериментов при испытании образцов с различной длительной прочностью, зависимость изменения числа импульсов АЭ от времени строили в относительных временных координатах [394].

С целью оценки связи числа импульсов АЭ и длительной прочности при высокотемпературном деформировании для каждого уровня дискриминации строили диаграммы (рис. 6.17–6.19), из которых по числу импульсов АЭ можно определить длительную прочность исследуемых образцов (τ/τ_0 – относительное время испытания, изменяется от 0,1 до 1,0).

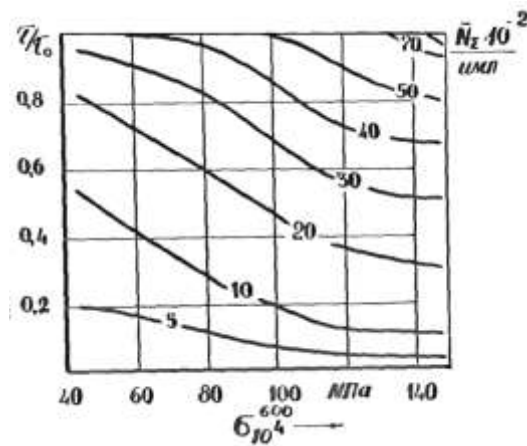


Рис. 6.17. Связь длительной прочности с числом импульсов АЭ при испытании на ползучесть на первом уровне (0дБ)

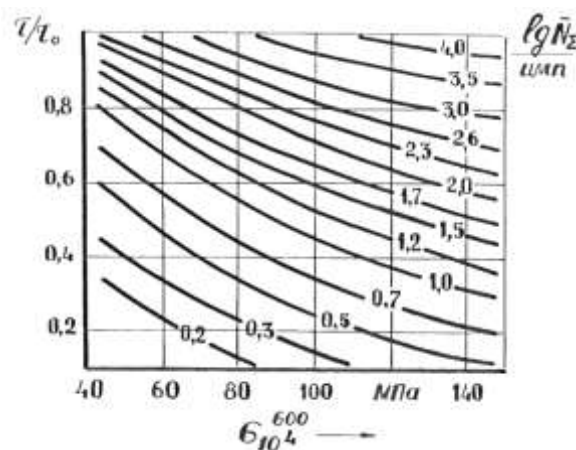


Рис. 6.18. Связь длительной прочности с числом импульсов АЭ при испытании на ползучесть на втором уровне (6дБ)

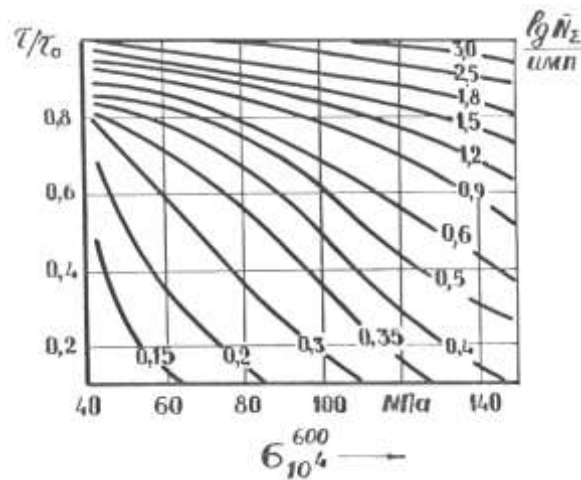


Рис. 6.19. Связь длительной прочности с числом импульсов АЭ при испытании на ползучесть на третьем уровне (12дБ)

Проведен линейный регрессионный анализ для опытных данных на первом уровне дискриминации. При этом получено следующее эмпирическое уравнение регрессии:

$$\sigma_{10^4}^{600} = (280 \pm 1,9) \cdot \lg(\bar{N}_{\Sigma}) - (946,8 \pm 5,1). \quad (6.2)$$

Таким образом, анализ параметров сигналов АЭ позволяет судить о структурно-механическом состоянии стали 12X1MF в условиях высокотемпературной ползучести.

6.1.2.5. Исследование связи параметров АЭ с твердостью металла при склерометрировании.

Испытание царапанием для определения твердости материала является одним из старейших способом оценки механических свойств, однако в энергетике этот вид испытаний не получил достаточного распространения, что связано, по-видимому, с широким внедрением метода вдавливания.

Методы испытания царапанием и вдавливанием не равноценны. Испытания методом царапания позволяют получать характеристики материала, недоступные для метода вдавливания.

Применение акустической эмиссии при царапании расширяет информативность склерометрии.

Известно [395], что для жаропрочных теплоустойчивых сталей твердость металла шва и околошовной зоны превышает твердость основного металла на НВ 60...80. Исследовали основной металл и сварные соединения 12 труб поверхностей нагрева.

Сварка была проведена по типовой технологии. Испытания проводили на шлифах, вырезанных из сварных соединений при нагрузке 1,962 Н.

Микроструктура основного металла всех исследованных образцов соответствовала баллу 3,4 «Шкалы микроструктур» Приложения к ТУ 14-3-460-75. Микроструктура околошовной зоны и металла шва феррито-карбидная смесь с ферритными прослойками (рис. 6.20).

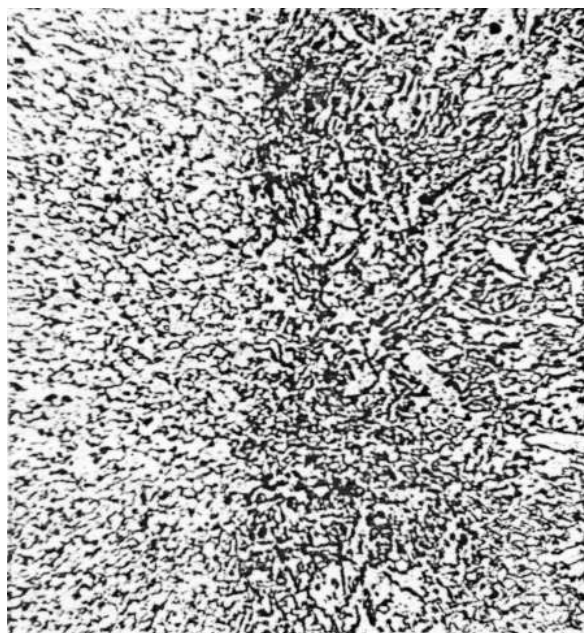


Рис. 6.20. Микроструктура околошовной зоны стали 12X1МФ, $\times 500$

Для оценки влияния твердости на число импульсов акустической эмиссии провели выборку результатов экспериментов при длине царапины $(1 \pm 0,1) \times 10^{-3}$ м. Установлено, что с увеличением твердости металла от НВ 151 до НВ 237 \bar{N}_L возрастает от 990 до 1720 импульсов.

Аналогичные результаты были получены при склерометрировании шлифов, вырезанных из двух сварных соединений труб главных паропроводов (рис. 6.21).

Оценку влияния переходных зон с резким изменением твердости на параметры АЭ проводили на композитных стыках из стали 12X2МФСР со сталью ДИ-50. (система Mn-Cr-Si-Ni).

Как известно [396], при сварке разнородных сталей в зоне термического влияния образуются хрупкие кристаллизационные

прослойки с высокой твердостью, причем в зависимости от способа сварки твердость прослоек значительно изменяется.

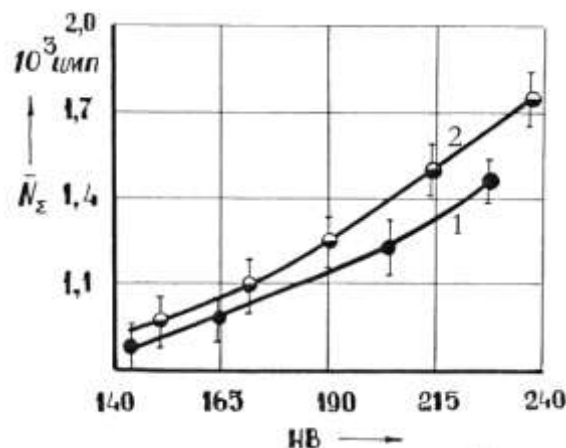


Рис. 6.21. Связь твердости с числом импульсов АЭ при склерометрировании при длине царапины $L = (1 \pm 0,1)$ м:
1 – контрольный участок; 2 – 12 труб поверхностей нагрева

Исследовали сварные соединения, заваренные ручной электродуговой сваркой по трем режимам [397]:

1. корень шва заварен в среде аргона, присадочная проволока св-Х18Н9, перекрытие производили электродами ЦТ-15;
2. корень шва заварен в среде аргона, присадочная проволока св-Х18Н9, перекрытие выполнено электродами АЭ-395/9;
3. сварка проведена электродами ЦТ-15.

По каждому режиму заварено пять стыков. Микротвердость измеряли в трех сечениях по длине шлифов. На графике (рис. 6.22) показаны усредненные значения микротвердости. Максимальную микротвердость в зоне сплавления наблюдали на образцах, заваренных по 3 режиму, минимальную – на образцах, заваренных по 2 режиму.

Микроструктура зоны сплавления приведена на рис. 6.23, здесь виден резкий переход от перлитной стали к аустенитному металлу шва. По линии сплавления расположены хрупкие кристаллизационные прослойки.

При склерометрировании царапины пересекали линию сплавления под прямым углом, длина царапин составляла $(3 \dots 5) \times 10^{-3}$ м. На каждом шлифе проводили не менее 60 царапин. При исследовании фиксировали активность акустической эмиссии

вдоль линии царапания, среднее число импульсов АЭ на 1×10^{-3} м длины царапины в металле шва и на участке перлитной стали.

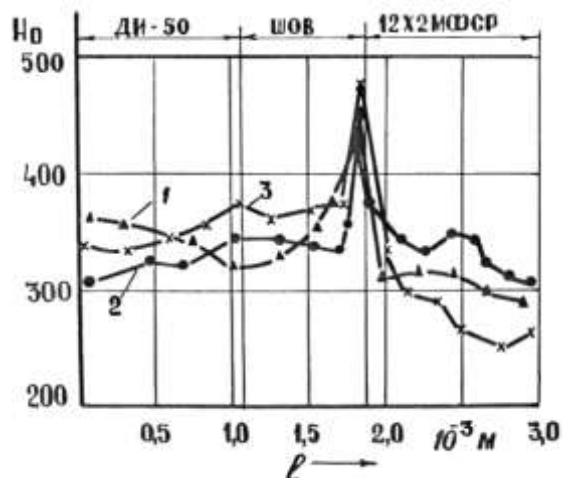


Рис. 6.22. Распределение микротвердости по сечению композитного стыка

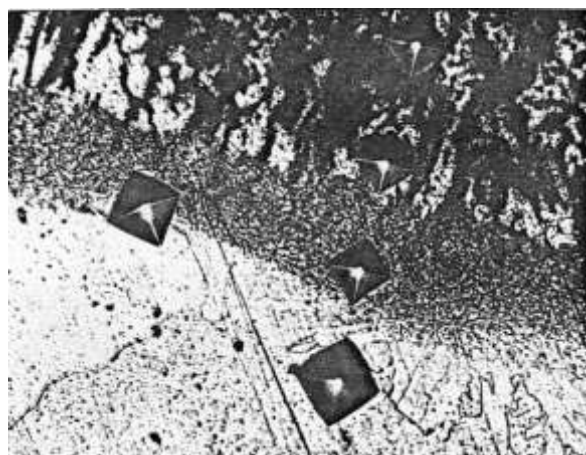


Рис. 6.23. Микроструктура зоны сплавления сталей ДИ-50 и 12Х2МФСР, $\times 500$

Анализ результатов исследования показал, что в металле шва \bar{N}_L значительно больше (\sim на 800 имп.), чем в стали 12Х2МФСР.

Активность АЭ в момент пересечения индентором линии сплавления резко возросла (рис. 6.24).

Показано, что максимальной активности в зоне сплавления соответствует максимальная микротвердость. Это наглядно представлено на рис. 6.25.

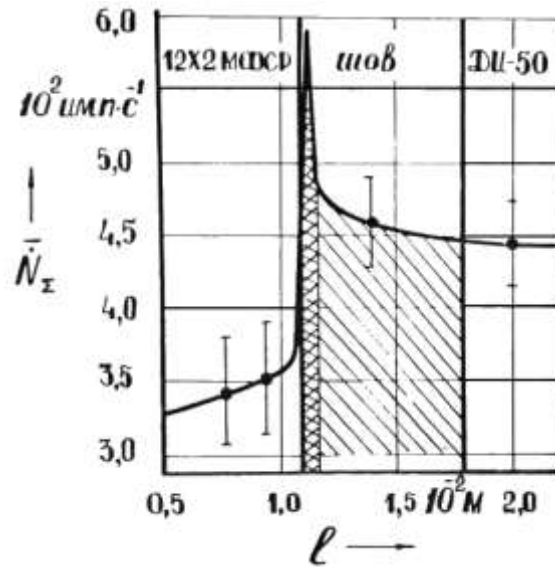


Рис. 6.24. Влияние сварного соединения на активность АЭ при царапании

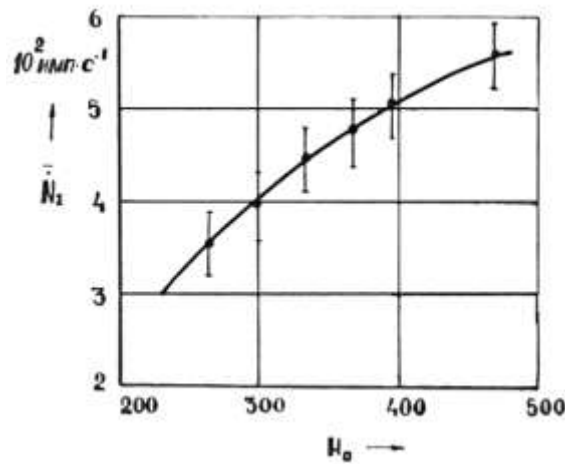


Рис. 6.25. Связь микротвердости с активностью АЭ при царапании

Таким образом, установлено, что с повышением твердости исследованных сталей, применяемых в теплоэнергетике, значительно увеличивается число импульсов на единицу длины царапины, активность АЭ при царапании является очень чувствительной характеристикой изменения твердости и микротвердости.

Для проверки полученных закономерностей исследовали металл поврежденных сварных соединений паропроводов котла № 12 Томь-Усинской ГРЭС.

Трещины в обоих случаях кольцевые, расположены в зоне термического влияния сварки (рис. 6.26) и имеют протяженность до половины периметра стыков. Ширина раскрытия трещины на наружной поверхности достигает $(2...3) \times 10^{-3}$ м.

При разрушении металла трещины развивались с наружной поверхности.

Микроструктура основного металла состоит из зерен феррита, участков бейнита отпуска и перлита. Металл шва мелкозернистый, наблюдается незначительная столбчатая ориентация кристаллов. Границы валиков четкие. Структура околошовной зоны – феррито-карбидная. Ширина зоны термического влияния сварки (ЗТВ) $(2...4) \times 10^{-3}$ м.



Рис. 6.26. Эксплуатационное повреждение паропровода котла №12 Томь-Усинской ГРЭС

Микроисследование показало, что трещины расположены в зоне перехода от участков мелкого зерна к структуре с неполной перекристаллизацией. Трещины развивались по границам зерен. Микротвердость металла швов составляла Н 175...220, околошовной зоны Н 231...254. Участки мелкого зерна и зоны неполной перекристаллизации имели микротвердость Н 112...127, основного металла Н 140...160.

По характеру развития трещин и их расположению подобные повреждения классифицируются как разрушения по «мягкой» прослойке – зоне с пониженной прочностью. В исследованных стыках такими зонами являются зоны неполной перекристаллизации. Известно [395], что «мягкая» прослойка является зоной с пониженным сопротивлением ползучести и в процессе длительной эксплуатации именно в этой зоне существует вероятность возникновения трещин.

При склерометрировании на каждом шлифе наносили по 90 царапин длиной до 2×10^{-2} м. Величина нагрузки составляла 1,962 Н. Царапины пересекали основной металл, зону термического

влияния сварки и металл шва со стороны трещины. Характер изменения активности АЭ по длине царапин приведен на рис. 6.27. На участке с «мягкой» прослойкой наблюдается резкий спад активности (АЭ).

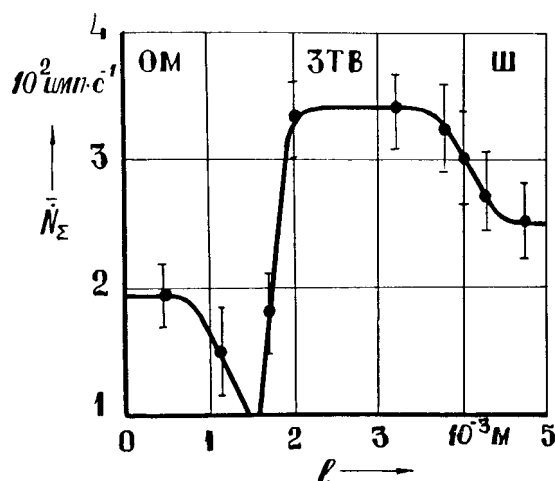


Рис. 6.27. Влияние «мягкой» прослойки в сварном шве на активность АЭ при склерометрировании

Применение метода царапания с одновременной записью сигналов АЭ позволяет выявить «мягкие» прослойки в сварных соединениях без дополнительного металлографического исследования.

На основании вышеизложенного можно сделать следующий вывод: параметры сигналов АЭ тесно связаны со структурно – механическим состоянием материалов, применяемых в тепловой энергетике при различных схемах напряженно – деформированного состояния и разных температурах. Акустико-эмиссионный контроль может служить экспрессным методом оценки жаропрочности теплоустойчивых сталей.

6.2. Оценка остаточного ресурса металлоконструкции по вязкости разрушения. Определение критических размеров дефектов

Известно, что эксплуатационные трещины могут быть трех типов: сквозные, несквозные или поверхностные и внутренние подповерхностные трещины. Наиболее опасными являются поверхностные и внутренние трещины, так как у них степень стес-

нения деформации по фронту трещины очень велика, поэтому они распространяются в условиях плоской деформации и они обычно имеют эллиптическую или полуэллиптическую форму.

Ирвин [398] вывел зависимость между коэффициентом интенсивности напряжений и глубиной трещины в предположении именно к такой форме.

$$K_{1c} = \frac{1,21\pi\alpha\sigma^2}{F^2 - 0,212(\sigma/\sigma_{0,2})^2}, \quad (6.4)$$

где σ – напряжение, действующее перпендикулярно к поверхности трещины, F – полный эллиптический интеграл второго рода, зависящий от отношения глубины поверхностной трещины α к ее длине $2c$.

В случае, когда трещина внутренняя, то α ее полуширина, а коэффициент 1,21 в числителе заменяется на 1.

Данное уравнение связывает три параметра: K_{1c} , рабочее напряжение σ , размер трещины α с учетом ее геометрии. Зная два параметра, можно рассчитать третий.

Обозначим знаменатель через выражение $Q = F^2 - 0,212(\sigma/\sigma_{0,2})^2$ (тогда критическая глубина поверхностной трещины для данного материала, при известном K_{1c} при заданном рабочем напряжении запишется

$$(\alpha/Q)_{кр} = K_{1c}^2 / 1,21\pi\sigma^2, \quad (6.5)$$

а для внутренней трещины

$$(\alpha/Q)_{кр} = K_{1c}^2 / 1,21\pi\sigma^2, \quad (6.6)$$

Для сквозной трещины критический размер дефекта можно определить [298]:

$$K_c = 1,77\sigma\sqrt{\alpha} \left[1 - 0,1 \left(\frac{2\alpha}{W} \right) + \left(\frac{2\alpha}{W} \right)^2 \right],$$

при $2\alpha/W < 0,6$, где W – ширина образца, α – полудлина трещины.

Уравнение (6.4), связывающие три параметра (K_{Ic} , σ , α) можно решить графически или представить в виде таблиц для удобства пользования.

Полученные результаты можно использовать и для обоснования выбора рабочих напряжений.

Пример. При неразрушающем контроле металла, трещин размером более 4 мм не выявлено (чувствительность метода позволяет выявлять такие дефекты), то при напряжении 20 кгс/мм² и вязкости разрушения кгс/мм² разрушение не произойдет пока зародышевые микротрещины не достигнут величины 4 мм, если эти трещины не будут вообще распространяться, то это напряжение можно принять за рабочее без учета коэффициента запаса. При коэффициенте запаса равному 2 рабочие напряжения должны быть равными 10 кгс/мм².

При достижении трещиной критической величины – разрушение произойдет мгновенно, причем практически неважно в каких условиях трещина развивалась – в результате ли знакопеременных нагрузок, либо в результате воздействия агрессивных сред, или при совместном воздействием обоих факторов.

Определение запаса прочности по критическим размерам трещин и по длительности нагружения.

В работе [265] в качестве примера рассматривают сосуд высокого давления, изготовленного из материала с известным K_{Ic} и содержащий полуэллиптические поверхностные дефекты размером меньше чувствительности методов неразрушающего контроля.

Необходимо оценить возможность разрушения сосуда при выбранных рабочих напряжениях в процессе длительной эксплуатации. Так как рабочие напряжения и вязкость разрушения известны легко находим критические размеры дефекта по формуле (6.5). Используя экспериментальные, ранее полученные данные, находим скорость распространения микротрещины от момента зарождения до критического размера и, следовательно, число циклов, либо длительность эксплуатации сосуда при различных характерах нагружения.

Скорость распространения полуэллиптической трещины при усталостном нагружении определяется

$$\frac{d(\alpha Q)}{dN} = C \left(\frac{\sigma_0}{\sigma} \right)^2 (1 + \lambda)^m \Delta K^n \times \left(1 - \frac{K_{\max}}{K_{1c}} \right)^{-P}, \quad (6.7)$$

где m, n, P – экспериментально полученные постоянные, σ_0 – произвольно выбранное максимальное напряжение цикла, для которого определяется постоянная C , зависящая от материала и условий испытаний.

Интегрируя (6.7) и подставляя различные значения возможных дефектов (от 0 до $\alpha_{кр}$) получим число циклов, в течении которых трещина вырастит до критических размеров. По этим данным строят кривые зависимости наработки от начального размера дефекта. Имея такие кривые легко предсказать число циклов до разрушения в зависимости от уровня рабочих напряжений и размера первоначального дефекта.

Запас прочности конструкции по критическим размерам трещины определяется как отношение критического напряжения, приводящего к немедленному разрушению материала с заданными размером дефекта и вязкостью разрушения, к рабочему.

Рассмотренный пример показывает возможности методов линейной механики разрушения они позволяют количественно оценить надежность различных металлоконструкций.

6.2.1. Прогнозирование срока службы металлоконструкций

Долговечность различных объектов зависит от вероятного прироста трещины от начальной длины, определенной методами неразрушающего контроля, до критической $\alpha_{кр}$ и от сопротивления распространению трещины до критических размеров.

Долговечность, например, сосуда, непосредственно зависит от $\alpha_{кр}$ и α_j . Исследования образцов с поверхностными трещинами, изготовленных из того же материала, что и сосуд позволяют построить диаграммы, по которым, зная размеры исходного дефекта и вычисленное значение критической трещины, можно прогнозировать срок службы оборудования.

Долговечность объекта тем выше, чем меньше размер исходного дефекта при прочих равных условиях.

Такие диаграммы позволяют определять текущие размеры трещины при любой наработке. Так, если для исходной трещины величина $\alpha_j/Q_j = 0,2$, то через ΔN циклов трещина будет иметь размеры $\alpha_j/Q_j = 0,4$. Такой подход к прогнозированию различных объектов правомерен и подтвержден результатами исследований различных авторов [265].

Определение влияния длительного статического нагружения на долговечность проводят путем исследования тех же образцов, как и при изучении закономерностей развития усталостных трещин, и строят такие же диаграммы. Особенностью этих диаграмм является то, что на них показана область, в которой трещина не растет, как бы долго не продолжалось разрушение. Это пороговое значение коэффициента интенсивности $K_{Iкр}$ является параметром материала

И окружающей среды. Результаты расчетов показывают, что с позиций механики разрушения можно довольно точно предсказать условия разрушения объектов, особенно это важно в тех случаях, когда кроме механики разрушения нет других аналитических подходов к оценке надежной и безопасной эксплуатации оборудования.

6.2.2. Надежность объектов повышенной опасности при пробных испытаниях

Большую часть объектов повышенной опасности, согласно требований Правил Госгортехнадзора России периодически подвергают испытаниям нагрузками, превышающими рабочие.

Фактически пробное испытание устанавливает максимально возможный предел для размеров исходной трещины, что следует из существования функциональной зависимости между напряжением и размером трещины, определяемой критическим коэффициентом интенсивности напряжений.

Так, котельные агрегаты подвергаются испытанию повышенным давлением, превышающим рабочее на 1,25%, трубопроводы испытывают при давлениях на 1,25%, превышающих рабочие, сосуды давления на 30% и т.д. Грузоподъемные краны испытываются при повышенных динамических и статических нагруз-

ках. Если [265] при пробном испытании оборудование не разрушилось, то максимально возможный размер дефекта в объекте можно определить по напряжениям при пробном испытании и значению K_{1c} примененного материала. Зная критический размер трещины, и имея кривую изменения числа циклов от размеров дефектов для изучаемого объекта можно определить число циклов до разрушения и назначить необходимый коэффициент запаса.

Этот метод рекомендуется использовать в тех случаях, когда дефект выявлен методами неразрушающего контроля при техническом диагностировании объекта и необходимо принять решение о возможности и сроках дальнейшей эксплуатации данного оборудования.

При пробном испытании отношение максимального исходного коэффициента интенсивности напряжений K_{1j} к критическому K_{1c} равно $1/\beta$, где β – гарантированный пробным давлением запас прочности.

При этом отношение максимального размера исходной трещины к размеру критической трещины $(\alpha/Q)_j/(\alpha/Q)_{кр}$ равно $1/\beta^2$. Эти оба значения не зависят ни от фактического напряжения при пробном испытании, ни от фактической вязкости разрушения, что важно в том смысле, что фактическое пробное напряжение может изменяться как из за особенностей конструкции, так и из за различных технологических факторов.

Кроме того, необходимо иметь в виду, что вязкость разрушения основного металла и сварного шва, а также околошовной зоны в исходном состоянии могут значительно отличаться. Авторы [339] проводили оценку надежности сосудов высокого давления из высокопрочной стали и показали, что существует надежная корреляция между поведением корпусов сосудов при опробовании их повышенным давлением и результатами исследования и испытания, изготовленных из них образцов. Потенциальная полезность методов механики разрушения заключается в возможности предсказания критического размера трещины по известному K_{1c} материала данного объекта, или в предсказании разрушаю-

щего напряжения при данных размерах трещины в детали и известном K_{1c} .

6.2.3. Связь вязкости разрушения с другими механическими характеристиками

Вопросам установления зависимостей вязкости разрушения с обычными механическими характеристиками посвящено большое число работ [340]. Для многих материалов найдены корреляционные зависимости между вязкостью разрушения и свойствами металлов при растяжении, изгибе, ударном и циклическом нагружении. Многие из полученных связей являются частными, они справедливы лишь для определенного класса материалов и конкретного параметра механических свойств. Наблюдаемая корреляция не всегда достаточно тесная. Разброс результатов иногда составляет 30%.

При исследовании нескольких высокопрочных сталей [398] при растяжении установлено, что K_{1c} увеличивается с возрастанием поперечного сужения образца. Однако наличие большой полосы разброса в корреляционном поле $K_{1c}-\varphi$, свидетельствует о том, что такую зависимость можно применять лишь как качественную взаимосвязь.

Рассматривали титановые сплавы и не выявили корреляции вязкости разрушения с характеристиками пластичности, высокие конструкционные свойства часто получают при низких значениях относительного удлинения и относительного сужения.

Авторы [399] при испытании стали A517, установили, что переход к плоскодеформированному напряженному состоянию при испытании на вязкость разрушения и при медленном изгибе стандартных образцов Шарпи происходит при одной и той же температуре.

Результаты экспериментов показали, что при ударных испытаниях образцов Шарпи, и критическая температура хрупкости, и работа разрушения повышаются по сравнению с теми же параметрами, полученными при испытании на медленный изгиб.

Было также обнаружено, что K_{1c} при статическом нагружении коррелирует с величиной работы разрушения при медленном

нагружении образцов Шарпи с усталостной трещиной, а значения K_{1c} при динамическом нагружении – с величиной работы разрушения при динамическом нагружении образцов Шарпи с усталостной трещиной.

В области критической температуры и верхних значений работы разрушения наблюдается корреляция значений K_{1c} при медленном изгибе и результатов стандартных ударных испытаний образцов Шарпи. Для указанных областей кривой предложены следующие зависимости:

$$K_{1c} / E = 2A^{3/2}$$

для области вязко-хрупкого перехода и

$$\left(\frac{K_{1c}}{\sigma_{0,2}} \right) = \frac{5}{\sigma_{0,2}} \left(A - \frac{\sigma_{0,2}}{20} \right)$$

для области верхних значений запасенной энергии. В работе [398] построены корреляционные зависимости вязкости разрушения и ударной вязкости КСУ, работой распространения трещины при ударном и статическом изгибах. Тесной корреляции не наблюдается, поэтому следует говорить лишь о качественном изменении упомянутых величин в одну сторону.

Из анализа многочисленных литературных данных следует [400–402], что независимо от состава сплава, как правило, с ростом прочностных характеристик (предел прочности, предел текучести) такие характеристики, как K_{1c} , КСУ, работа распространения трещины при ударном и статическом изгибах уменьшаются. Проведены многочисленные исследования по оценке K_{1c} , задаваясь распределением напряжений и деформаций в пластической зоне впереди вершины трещины и критерием разрушения.

6.2.4. Распространение трещин сколом

Розенфельд и Хан [403] предложили для расчета K_{1c} в сталях следующую эмпирическую формулу

$$K_{1c} = 0,39(\sigma_{cl} - \sigma_{0,2}),$$

где σ_{cl} – напряжения скола.

Они же [404] показали, что

$$K_{1c} = \frac{1,094}{(0,7\sigma_{0,2})^2} \left(\frac{0,7\sigma_{cl}}{2,35} \right)^3.$$

Отсюда видно, что при развитии трещины по механизму скола основными переменными являются σ_{cl} – напряжение скола и предел текучести. Как известно, предел текучести зависит от температуры, скорости деформации, размера зерна, степени легирования, термической обработки и т.д. Напряжение скола зависит, преимущественно, от размера зерна феррита.

6.2.5. Вязкое развитие трещин

При распространении трещины по вязкому механизму вершина трещины затупляется, этот процесс рассматривается, как первый этап вязкого разрушения.

В работе [405] предложена зависимость оценки K_{1c} :

$$K_{1c} = d\sqrt{2E\sigma_{0,2}}$$

где d – диаметр димпла. Эта зависимость применима для материалов, у которых димплы образуются на грубых включениях. Крафт [406] ввел новый параметр d_t – размер зоны, в которой происходят процессы, приводящие к разрушению (численно равный расстоянию между включениями) и показал, что разрушение произойдет тогда, когда равномерная деформация ε_l , равная коэффициенту деформационного упрочнения n , достигается на расстоянии d_t впереди вершины трещины:

$$K_{1c} = En\sqrt{2\pi d_t} = E\varepsilon_l\sqrt{2\pi d_t}$$

При исследовании зависимости между K_{1c} и свойствами материала при растяжении в работе получено следующее соотношение:

$$K_{1c} = n^2\varepsilon\sqrt{2/3E\sigma_{0,2}},$$

где E – модуль Юнга, n – коэффициент деформационного упрочнения, ε – истинная деформация до разрушения гладкого образца.

Расчетные значения K_{1c} , полученные из данного уравнения находятся в согласии с экспериментальными результатами.

Всесторонний анализ данных по вязкости разрушения позволяет утверждать, что существует качественная зависимость между прочностью, текучестью, пластичностью с одной стороны и вязкостью разрушения с другой.

В работе [407] показано, что независимо от химического состава сплава, режима термической обработки, способа получения заготовки, температуры испытания или ориентировки трещины вязкость разрушения растет, если прочность и пластичность повышаются, вязкость падает при увеличении предела прочности и предела текучести и снижении пластичности.

Применение указанных корреляционных связей вполне оправдано при экспресс-анализах различного оборудования, при сопоставлении различных вариантов обработки материалов и технологий.

Большой вклад в разработку методов оценки трещиностойкости металла энергооборудования внесли ученые и специалисты НПО ЦКТИ им. Ползунова. А. А. Ланин, А. В. Медведев и др. [408, 409] разработали руководящие указания, распространяющиеся на черные, цветные металлы, сплавы и их сварные соединения. Они разработаны в развитие ГОСТ 25.506-85 и стандартов ASTM. Указания устанавливают методы испытаний на трещиностойкость при ползучести, регламентируют последовательность определения характеристик трещиностойкости при распространении трещины по механизму отрыва берегов.

В [409] приведены методы оценки трещиностойкости материалов при динамическом и кратковременном статическом нагружении, в условиях ползучести, релаксации напряжений и в коррозионно-активных средах.

6.3. Основные направления развития технического диагностирования

6.3.1. Система оперативной диагностики грузоподъемных машин

Проблема обеспечения безопасной и надежной эксплуатации грузоподъемных машин (ГПМ) в настоящее время приобретает все большее значение. Решить эту задачу можно только путем оперативного и качественного диагностирования их технического состояния. Автором [410] предложена концептуальная модель системы технической диагностики (СТД) ГПМ.

В структуру СТД входят две сложные системы: измерительный диагностический комплекс (ИДК) и автоматизированная система определения работоспособности (АСОР) ГПМ. ИДК обеспечивает проведение диагностических процессов, т.е. регистрацию и оценку параметров диагностирования, АСОР – анализ их и логический вывод процесса диагностирования.

ИДК позволяет получать диагностические параметры от ГПМ с помощью технических средств диагностирования (ТСД), представляющих ряд блоков, установленных в автомобиле «Дефектоскопия» или в помещении на расстоянии до 500 м от крана, и датчиков, которые крепятся на кране. Информация с датчиков передается по радиоканалам.

Автономные блоки ИДК, установленные на ГПМ, – первичные приборы акустической эмиссии – (динамометр, виброграф, бортовой регистратор режимов работы ГПМ и др.). Информация, поступающая с этих приборов в блоки выносной аппаратуры, частично обрабатывается, преобразуется в удобную форму, регистрируется на носителе и передается дальше в АСОР.

Метод акустической эмиссии наиболее целесообразен для определения остаточного ресурса металлоконструкций, так как из всех известных методов он дает наиболее достоверную информацию о кинетике роста трещин и их опасности. Информация с датчиков анализируется с помощью ПЭВМ и определяются координаты источников излучения акустических волн.

Для непрерывной регистрации массы перегружаемых грузов применен динамометр, представляющий собой специально скон-

струированную крюковую подвеску с закрепленным внутри нее автономным тензоусилителем с радиопередатчиком. Динамометр не ограничивает работу крановщика. Использование радиоканала позволяет снизить сложность электроники, уменьшить энергопотребление и довести непрерывную работу динамометра до 130...150 часов на одном комплекте батарей.

В комплект выносной аппаратуры входит быстродействующий аналого-цифровой преобразователь, позволяющий регистрировать переходные колебания системы «груз-трос» и, таким образом, получать информацию о динамическом нагружении металлоконструкций.

Вертикальная вибрация мостов кранов, возникающая в результате действия динамических нагрузок при рабочих операциях крана, используется в качестве динамического параметра.

Это обосновано установленной зависимостью времени затухания колебаний от сроков эксплуатации. Параметры вибрации измеряют виброметром сейсмического типа.

Бортовой регистратор режимов работы ГПМ представляет собой контроллер для измерения и первичной обработки параметров, характеризующих режимы работы приводных механизмов крана в соответствии с требованиями правил Госгортехнадзора России.

АСОР ГПМ базируется на ПЭВМ с большой анализирующей программой на языке высокого уровня, обрабатывает полученную информацию и выдает результаты анализа и рекомендации относительно дальнейшей эксплуатации диагностируемого крана. В работе АСОР принимают участие компетентные специалисты (эксперты), представители организации – владельца крана и специалисты экспертной организации, проводящие диагностирование крана. Основа прикладной информации - методика обследования ГПМ, а ее элементы – методики решения частных задач, например влияние на работоспособность усталостных трещин, остаточных прогибов, коррозионных повреждений, режимов работы и т. д.

СТД ГПМ – ряд самостоятельных систем, объединенных в единое целое функциональными и логическими связями. Каждая из подсистем может работать самостоятельно и быть совместимой с остальными подсистемами.

ИКД и АСОР – «открытые» системы с точки зрения развития и дополнения их подсистем и компонентов. Автор утверждает, что АСОР ГПМ имеет развитые средства диалога, диагностики и устранения ошибок, что дает быстрое освоение программных средств непрофессиональными пользователями, комфортность и надежность работы.

СТД ГПМ может стать незаменимым консультантом по эксплуатации и диагностированию ГПМ в каждом регионе, обслуживаемом соответствующим инженерным центром. СТД может и будет оказывать практическую помощь во внедрении прогрессивной стратегии планово-предупредительных ремонтов и обслуживанию по техническому состоянию ГПМ, а не по календарному времени или по наработке, как это принято в настоящее время.

6.3.2. Акустические методы

В последнее время акустические методы находят все большее применение при НК и техническом диагностировании различных технических устройств. Следует особо подчеркнуть значительную перспективность широкого использования методов АЭ в практику диагностирования, что связано с их универсальностью и наличием зависимостей между структурным состоянием контролируемого материала и параметрами сигналов АЭ. Основным препятствием всестороннего применения методов АЭ, пока является высокая стоимость аппаратуры. Как ранее было отмечено, в настоящее время признается необходимость приоритетного развития интеллектуализированных средств, которые могли бы обеспечить диагностику преддефектного состояния и контроль физико-механических свойств материала объектов повышенной опасности до появления макродефектов, обнаруживаемых традиционными средствами дефектоскопии.

Один из ведущих специалистов в области неразрушающего контроля В. В. Ключев в своем докладе «Неразрушающий контроль и диагностика – фундамент технической безопасности 21 века» [411] отметил: «Значительно большее внимание будет уделяться диагностике преддефектного состояния материала, контролю его физико-механических свойств до появления нарушений сплошности».

Если сравнивать затраты на диагностику в США и России, то можно увидеть, что в США они как минимум в три раза выше в процентах от стоимости сооружений и в атомной энергетике, и в аэрокосмической технике, и в воздушном, водном, железнодорожном транспорте и в других отраслях промышленности.

Интеллектуализация методов и средств НК и диагностики базируется на оптимизации выбора входного физического эффекта и обработке получаемой информации с учетом накопленной статистики. По любому крупному техническому объекту должен создаваться банк данных возможных аварийных ситуаций, наиболее опасных узлов и режимов работы, дефектов материала и конструкций, допускаемых отклонений физических параметров и режимов эксплуатации.

На этой основе должно разрабатываться программное обеспечение для решения неформализованных задач контроля и диагностики с учетом неоднозначности и неполноты исходных данных и знаний, а также большой размерности пространства возможных решений и большого динамического диапазона изменения данных».

Разработка методов и технических средств определения физико-механических характеристик материалов, влияющих на параметры надежности технических устройств, в настоящее время ведутся достаточно интенсивно, однако, насколько известно, в России они до надежных инженерных решений не доведены.

Одна из основных причин этого заключается в том, что оценка состояния материала производится на основе анализа ограниченного числа акустических параметров, аппаратно или программно выделенных из всего массива первичной акустической информации и далеко не исчерпывающих весь «акустический портрет» материала, на который влияет весь комплекс структурных особенностей.

В связи с вышеизложенным особое значение приобретает разработка современных многофункциональных систем технического диагностирования состояния конструкционных материалов, использующих в своих алгоритмах всю исходную акустическую информацию, благодаря применению приемов спектрально-импульсной структурометрии.

Успех использования предлагаемого подхода к прогнозированию индивидуального остаточного ресурса объектов повышенной опасности в значительной степени определяется уровнем аппаратно-программных средств поддержки спектрально-акустического метода.

В России разработана автоматизированная спектрально-акустическая система «АСТРОН», удовлетворяющая вышеизложенным требованиям.

Аппаратно-программные компоненты системы обеспечивают возможность ее использования в различных режимах:

- многоцелевой режим сбора и обработки акустической информации;
- режим определения упругих постоянных металлов;
- режим измерения объемных упругих напряжений;
- режим измерения поверхностных упругих напряжений, определение локальных пластических деформаций, определение механических характеристик;
- режим поиска поврежденности металла (пор);
- режим толщинометрии и профилографии обратной (недоступной для наблюдения) поверхности объекта и т.д.

В. М. Рощупкин [412] используя систему «АСТРОН» исследовал турбинные лопатки, отработавшие свой расчетный срок. Из опыта эксплуатации турбинных лопаток известно, что наиболее часто повреждения наблюдаются ближе к замку лопатки. Эта область лопатки должна наиболее активно накапливать микроповрежденность в процессе длительной эксплуатации. Исследуемые лопатки подвергались неразрушающему контролю традиционными методами. Микротрещин, длиной 1 мкм и более не выявлено. Измерение времени распространения упругой волны в разных точках лопатки показали, что в нагруженной области ее значение больше на 3%, чем на ненагруженной. Аналогичные исследования проведены на новой неработающей лопатке. Установлено, что разница значений времени распространения волны по всей длине лопатки не превышает 0,3%.

Анализ результатов экспериментов показывает, что зоны лопатки, где в процессе эксплуатации были приложены более интенсивные циклические нагрузки, обладают повышенной микро-

поврежденностью, и соответственно скорость ультразвука здесь меньше, чем у пера лопатки. Полученные результаты согласуются как с опытом эксплуатации лопаток, так и с результатами многочисленных исследований повреждаемости лопаток при циклических нагрузениях.



Рис. 6.28. Общий вид разрушенного гиба

А. Н. Смирнов с соавторами [413] исследовали металл паропроводных и пароперепускных труб котельных агрегатов после выработки паркового ресурса и аварийно разрушенные трубы.

В процессе длительной эксплуатации энергооборудования при высоких температурах и давлениях в металле происходят сложные физико-химические процессы, связанные в первую очередь с распадом перлитной составляющей микроструктуры, коагуляцией и сфероидизацией карбидов, образованием микропор, либо клиновидных микротрещин.

Скорость распада микроструктуры, образования и роста микроповрежденности зависит как от температуры, так и от рабочего давления, кроме того, существенную роль оказывает число пусков и остановов оборудования.

Наибольшую опасность с точки зрения надежности энергооборудования представляют гибы (отводы) паропроводных и пароперепускных труб, в которых, несмотря на одинаковую температуру эксплуатации с прямыми участками, скорость накопления микроповрежденности значительно выше [414], что можно объяснить высоким уровнем действующих напряжений. Здесь кроме напряжений от внутреннего давления суммируются напряжения, зависящие от формы сечения гиба, компенсационные напряжения, напряжения от весовых нагрузок и др., что подтверждается прочностными расчетами.

Отсюда аварийные разрушения гибов паропроводных или пароперепускных труб, не настолько редкие явления.

В энергетике существует система контроля за металлом, но до настоящего времени не разработан метод оценки накопления микроповрежденности металла непосредственно на оборудовании без вырезки участка трубопровода для механических испытаний и металлографического исследования. Изучение микроструктуры металла непосредственно на объекте довольно сложная и трудоемкая задача.

Авторами сделана попытка решения задачи по разработке ускоренного неразрушающего метода оценки микроповрежденности металла на объекте диагностирования.

При анализе состояния вопроса и проведения серий экспериментов с применением различных физических методов исследования для дальнейшей работы был выбран метод акустической структуроскопии, выгодно отличающийся от многих других методов.

С помощью автоматизированной спектрально-акустической системы «АСТРОН» исследовали поврежденный гиб необогреваемого трубопровода Западно-Сибирской ТЭЦ после 116 тыс. часов эксплуатации (рис. 6.28).

Материал – сталь 12Х1МФ. Разрушение произошло в результате длительной эксплуатации трубопровода при повышенных действующих напряжениях. Анализ микроструктуры показал, что в зоне разрыва (растянутой образующей гiba – участке концентрации напряжений) произошел распад бейнитной составляющей микроструктуры, на границах зерен наблюдается концентрация крупных глобул карбидов. На границах зерен, а в некоторых участках и по телу зерен образовались микронадрывы. В междуузлиях – микропоры (рис. 6.29).

Авторы провели серию экспериментов для оценки степени поврежденности (наличие микронадрывов и микропор) металла гiba по акустическим характеристикам.

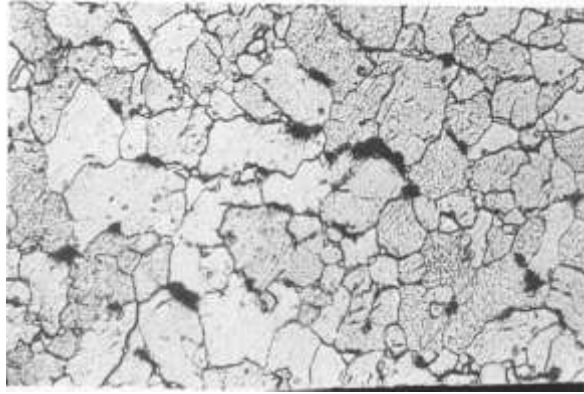


Рис. 6.29. Микроструктура металла поврежденногогиба на расстоянии 10 мм от кромки разрыва. x500

Ранее [412] показано, что размер трещины имеет функциональную связь со временем задержки импульса. Следовательно, с помощью ультразвука и измерителя временных интервалов можно сделать попытку выявить микродефекты на стадии их зарождения.

Ультразвуковые волны в отличие от многих других методов обладают свойством интегрировать эффект по мере накопления микроповрежденности в металле. Это свойство и применимо в ситуациях, когда металл имеет не одиночные трещины, а множество рассеянных по определенному объему микроповреждений, размеры каждого из которых меньше порога чувствительности ультразвукового контроля и других методов неразрушающего контроля.

В данном случае использовали «излучатель-приемник» поверхностных волн с фиксированной базой между излучателем и приемником, который устанавливается на поверхности исследуемой детали. Основные характеристики системы: АЦП – 12 разрядов, дискретизация по времени – 5,4 нс со стабильностью фронта 100 пкс, число точек в импульсе 1024...4096. Основные параметры, характеризующие распространение колебаний в материале – амплитуда и время прихода импульса.

Из разрушенной трубы было вырезано три «кольцевых» участка шириной по 100 мм – из зоны максимального раскрытиягиба и из двух зон окончания разрыва (устья видимого распространения трещины).

Акустические характеристики регистрировали через 5 мм по всему периметру всех трех образцов. Измерения проводили вдоль направления текстуры, т.е. параллельно образующей трубы. По-

сле детального изучения акустических характеристик образцы разрезали для дальнейшего исследования.

Исследовали характер изменения микроструктуры по сечению и периметру гiba, а также выполнили прецизионное измерение плотности металла.

Известно [344], что существуют корреляционные связи между уровнем поврежденности и скоростью ползучести длительно работающей стали 12X1MФ, кроме того, ранее показано [415], что процесс накопления микроповрежденности наиболее интенсивно протекает в растянутых зонах гибов труб.

В. И. Куманин [415] установил наличие линейной связи между плотностью материала и логарифмом времени до его разрушения и зависимость плотности длительно работающего металла от степени его поврежденности, т.е. от числа микронесплошностей.

Измерение плотности проводили методом гидростатического взвешивания по методике ВЗМИ.

Результаты экспериментов были обработаны методами математической статистики. Реальная погрешность составляет не более 10%.

На рис. 6.30 приведена зависимость между плотностью стали 12X1MФ – (ρ), расстоянием от кромки разрыва – (l) и разницей между временем задержки релеевских волн в неповрежденном, прямом участке гiba (на расстоянии 500 мм от разрыва) и задержками релеевских волн, зафиксированных по периметру сечений исследованного гiba (ΔT).

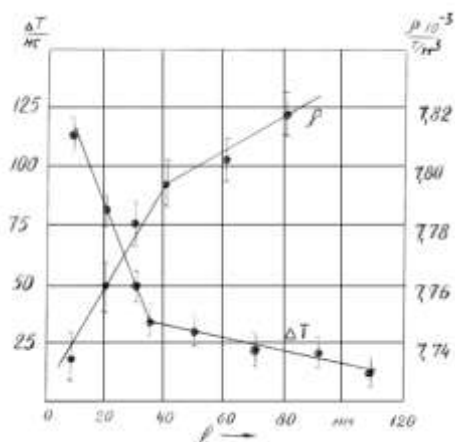


Рис. 6.30. Характер изменения акустического параметра ΔT и плотности металла – ρ от расстояния до кромок разрыва – l .

Результаты замеров и характер изменения регистрируемых параметров на всех исследованных образцах различаются незначительно, поэтому построена одна зависимость.

Из графика видно, что с увеличением расстояния от кромок разрыва происходит монотонное увеличение плотности металла до точки перегиба кривой, с которой рост плотности снижается. Изменение акустического параметра ΔT происходит по такому же закону.

Результаты микроструктурного анализа, проведенного при увеличениях до 1000 раз показывают, что в микроструктуре металла поврежденного гiba рядом с кромками разрыва наблюдается максимальное число микроповреждений (микропоры, микротрещины), по мере удаления от кромок количество микроповреждений снижается, размеры их заметно уменьшаются.

И на расстоянии 35...50 мм от разрыва микроповреждения уже не выявляются методами оптической микроскопии. Это расстояние соответствует точке перегиба кривой на рис. 6.30. Дальнейшее некоторое увеличение плотности и уменьшение ΔT свидетельствует о влиянии степени распада микроструктуры (числа и размеров карбидов, доли бейнитной составляющей) на регистрируемые параметры.

Таким образом предложенный метод прецизионного измерения времени распространения ультразвуковых импульсов может служить надежным неразрушающим экспресс-методом оценки степени поврежденности металла теплоэнергетического оборудования во время его остановов для проведения профилактических работ. Для определения критерия предельного состояния различных объектов повышенной опасности требует проведения поисковых работ в следующих направлениях.

Изучение взаимосвязи между структурным состоянием сталей (наиболее широко применяемых на объектах повышенной опасности) перлитного класса 10, 20, 17ГС, 19Г2С, 12Х1МФ, 12Х2МФСФ, 15Х1М1Ф, 12МХ и аустенитных сталей типа 18-8 в исходном состоянии после различных режимов термической обработки с акустическими характеристиками.

Исследование влияния срока эксплуатации металла и изменения структурного состояния вышеперечисленных материалов на акустические характеристики.

Изучение влияния напряженного состояния материалов при различных схемах нагружения на акустические характеристики.

Исследование влияния различных агрессивных сред на стали после различных сроков эксплуатации (либо после различных режимов старения) на акустические характеристики.

Изучение влияния накопления микроповрежденности (пор, микротрещин) при коррозионном растрескивании, межкристаллитной коррозии, ползучести, усталостных и термоусталостных процессах при различных схемах нагружения и различных напряжениях в сталях перлитного и аустенитного классов и в разнообразных структурных состояниях на акустические характеристики.

Разработка математических моделей и установление зависимостей между степенью микроповрежденности, структурным состоянием сталей, их эксплуатационными характеристиками и акустическими параметрами.

Определение критериев предельного состояния объектов повышенной опасности по акустическим характеристикам, разработка методик технического диагностирования и их апробирование на промышленном оборудовании, создание банка данных.

6.3.3. Требования к неразрушающим испытаниям и рекомендуемые направления дальнейших исследований

В последнее время во всем мире происходит ускоренное развитие неразрушающих методов, такое положение сохранится и дальнейшем.

В области неразрушающих испытаний необходимы фундаментальные исследования, без них запас новых идей постепенно иссякнет, что может привести к замедлению технического прогресса и экономическому спаду.

Как ранее отмечалось методы неразрушающих испытаний должны не только выявлять реальные дефекты, но и оценивать влияние этих дефектов (несплошностей) на поведение материала или элемента конструкции в процессе длительной эксплуатации в сложных напряженных условиях.

Решение этой проблемы следует искать, изучая взаимосвязь между изменениями физических и механических свойств. К со-

жалению много не изученного имеется в структуре материалов, так что эта задача – одна из наиболее сложных и трудоемких.

Рекомендации дальнейших исследований.

1. Улучшение чувствительности и разрешающей способности методов, применяемых в настоящее время.

2. Использование ранее не применяемых физических явлений с целью создания новых эффективных методов неразрушающих испытаний на их основе.

3. Разработка новой аппаратуры и испытательных систем для неразрушающих испытаний.

4. Применение новых информационных технологий.

5. Изучение на современном уровне взаимосвязи свойств материалов и физических явлений.

СПИСОК РЕКОМЕНДУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Надежность и эффективность в технике: Справочник. Н17 В 10 т. / Ред. Совет: В. С. Авдуевский и др. – М.: Машиностроение, 1987. – (В пер.). Т.9. Техническая диагностика/ Под общ. Ред. В.В. Ключева, П.П. Пархоменко. – 352 с.
2. Ключев, В. В. Технические средства диагностирования: Справочник / В. В. Ключев, П. П. Пархоменко и др.; Под общей ред. В. В. Ключева. – М.: Машиностроение, 1989. – 672 с.
3. Антикайн, П. А. Изготовление объектов котлонадзора. Справочное издание / П. А. Антикайн, А. К. Зыков – М.: Металлургия, 1988. – 328с.
4. Антикайн, П. А. Краткий справочник по металлам для объектов котлонадзора. – М.: НПО ОБТ, 1998 – 195с.
5. Ланская, К. А. Жаропрочные стали. – М.: Металлургия, 1969. – 245 с.
6. Крутасова, Е. И. Надежность металла энергетического оборудования. – М.: Энергоиздат, 1981. – 237 с.
7. Березина, Т. Г.. Влияние структуры на развитие третьей стадии ползучести хромомолибденованадиевых сталей / В кн.: Жаропрочность и жаростойкость металлических материалов. // Т. Г. Березина, И. И. Минц и др. – М.: Наука, 1976. – С. 149–152.
8. Химушин, Ф. Ф. Нержавеющие стали. – М.: Металлургия, 1967. – 799 с.
9. Бабков, А. А. Коррозионно-стойкие стали и сплавы / А. А. Бабков, М. В. Приданцев – М.: Металлургия, 1971. – 320 с.
10. Коломбье, Л. Нержавеющие и жаропрочные стали / Л. Коломбье, Н. Гохман, пер. с франц. – М.: Металлургия, 1958. – 479 с.
11. Газезьян, Л. Н. Применение стали X17H2 в машиностроении / Л. Н. Газезьян, Е. Н. Китаев // Филиал ВИНТИ. Передовой и научно-технический и производственный опыт. Тема 18. – М.: 1958.

12. Шварц, Г. Л. Методы определения склонности сталей X23H23M3ДЗ, X23H27M3Д3Т, X23H27M2Т к межкристаллитной коррозии / Г. Л. Шварц, Ю. С. Кузнецова // Труды НИИХИММАШ, вып. 25. Коррозия и износ конструкционных материалов химического машиностроения. – М.: НИИХИММАШ, 1958. – С. 47–56.

13. Шварц, Г. Л. Сплавы стойкие в серной кислоте и других агрессивных средах / Г. Л. Шварц, Ю. С. Сидоркина // Труды НИИХИММАШ, вып. 27. Коррозия и износ металлов. – М.: НИИХИММАШ, 1959. – С. 54–61.

14. Шварц, Г. Л., Материалы, применяемые для оборудования некоторых процессов гидрометаллургии цветных металлов / Г. Л. Шварц, Ю. С. Сидоркина // Труды НИИХИММАШ, вып. 27. Коррозия и износ металлов. – М.: НИИХИММАШ, 1952. – С. 62–74.

15. Сидоркина Ю. С. Методика определения склонности сталей X23H28M3Д3Т, OX23H28M3Д3Т к коррозионному раскисыванию // Труды НИИХИММАШ, вып. 37. Коррозия и износ металлов. – М.: НИИХИММАШ, 1961. – С. 55–61.

16. Посысаева, Л. И. Межкристаллитная коррозия в низкоуглеродистой нержавеющей стали / Л. И. Посысаева, А. А. Бабков, В. А. Петровская // МиТОМ. 1969, №7. – С. 51–54.

17. Посысаева, Л. И. Разработка стали для производства экстракционной фосфорной кислоты / Л. И. Посысаева, А. А. Бабков, В. А. Петровская. – М.: АН СССР, Защита металлов. 1969. Т. V. №6. – С. 623.

18. Бабков, А. А. Новая высоколегированная антикоррозионностойкая сталь 000X21H21M4Б / А. А. Бабков, Л. И. Посысаева, В. А. Петровская – М.: Изд-во АН СССР Защита металлов. 1971. Т. V11. №2. – С. 99–103.

19. Акшенцова, А. П. Металлография коррозионностойких сталей и сплавов. – М.: Metallurgia, 1991. – 286 с.

20. Коттерилл, П. Водородная хрупкость металлов. – М.: Metallurgizdat, 1963, – 117 с.

21. Галактионова, Н. А. Водород в металлах. – М.: Metallurgia, 1967. – 303 с.

22. Гельд, В. П. Водород и физические свойства металлов и сплавов / В. П. Гельд, Р. А. Рябов – М.: Наука, 1985. – 232 с.

23. Миндюк, А. К. Об углерод-водородном влиянии на прочностные и коррозионные свойства стали. – Львов, 1978. – 403 с.
24. Методы определения и исследования состояния газов в металлах. – М.: ГЕОХИ АН СССР, 1973. – 196 с.
25. Гаврилов, А. Ф. Загрязнение и очистка поверхностей нагрева котельных установок / А. Ф. Гаврилов, Б. М. Малкин – М.: Энергия, 1980. – 328 с.
26. Zappe, C. A. Hydrogen theory for brittle shipplate // *Met. Progr.* – 1941. – 39, N6. – P. 802–808.
27. Zappe, C. A. Hydrogen embrittlement in engineering materials, internal stress and defect in steel // *Trans. ASME.* – 1941. – 145. – P. 225–259.
28. Бастьен, П. И. Хрупкость сталей, вызванная водородом, особенно под воздействием среды, содержащей водород / П. И. Бастьен, П. Амико // *Тр. IV Между нар. нефтяного конгр.* – 1956. – 8. – С. 14–23.
29. Карпенко, Г. В. Вплив водню на механічні властивості сталі – К.: Изд-во АН УРСР, 1960. – 71 с.
30. Bastien, P., Azou P. Effect of hydrogen on properties of iron and steel / P. Bastien, P. Azou // *ProG. First world metallurg. Congr. Amer. Soc. Metals.* – 1951. – P. 535–541.
31. Грдина, Ю. В. Взаимодействие растворенного в стали водорода с дислокациями / *Изв. вузов. Чер. металлургия.* – 1959. – № 5. – С. 69–72.
32. Потак, Я. М. Хрупкие разрушения стали и стальных деталей. – М.: Оборонгиз, 1955. – 390 с.
33. Petch, N. I. The lowering of fracture-stress due to surface adsorption // *Phil. Mag.* – 1956. – 1, N 4. – P. 331–337.
34. Petch, N. I., Stables P. Delayed fracture of metals under static load / N. I. Petch, P. Stables // *Nature.* – 1952. – 169. – P. 842–843.
35. Мороз, Л. С. Водородная хрупкость металлов / Л. С. Мороз, Б. Б. Чечулин. – М.: Металлургия, 1967. – 256 с.
36. Попов, К. В. Динамическое деформационное старение металлов и хрупкость водородного типа. – Новосибирск: Наука, 1969. – 96 с.

37. Ялова, А. Я. Исследование газообразных продуктов термоллиза термического разложения комплексона и комплексонатов в прямоточном котле сверхкритического давления / А. Я. Ялова, А. Ю. Булавка, О. И. Палтышева и др. // Теплоэнергетика. – 1973. – № 7. – С 73–76.

38. Алтунджи, В. С. Временные зависимости развития трещин в присутствии поверхностно-активной примеси / В. С. Алтунджи, Б. Я. Любое, В. А. Соловьев // Проблемы металловедения и физики металлов. – М.: Metallurgy, 1976. – С. 251–255.

39. Карпенко, Г. В. Влияние водорода на структуру и свойства сталей / Г. В. Карпенко, Р. Н. Крипякевич. – М.: Metallurgizdat, 1962. – 198 с.

40. Карпенко, Г. В. К вопросу о механизме водородной хрупкости / Г. В. Карпенко, А. К. Литвин, В. И. Ткачев и др. // Физико-хим. механика материалов. – 1973. – № 4. – С. 6–12.

41. Литвин, А. К. Явление облегчения деформирования и разрушения металла в присутствии водорода / А. К. Литвин, В. И. Ткачев // Физико-хим. механика материалов. – 1976. – № 2. – С. 27–34.

42. Попович, В. В. Адсорбционное облегчение деформирования и разрушения железа в присутствии водорода // Физико-хим. механика материалов. – 1981. – № 6. – С. 36–39.

43. Федченко, В. С. О характере адсорбционного снижения прочности стали водородосодержащими газами // Физико-хим. механика материалов. – 1978. – № 5. – С. 41–45.

44. Ogurt, K. The effect of hydrogen on the flow stress of iron with various purities / K. Ogurt, Y. Kimura // Ser. Met. – 1980. – 14, N 9. – P. 1077–1080.

45. Вайнман, А. Б. Водородное охрупчивание элементов котлов высокого давления / Вайнман А. Б., Мелехов Р. К., Смиян О. Д.; Отв. ред. Василенко И. И.; АН УССР. Физико-механич. ин-т. им. Г. В. Карпенко. – К.: Наук, думка, 1990. – 272 с.

46. Арчаков, Ю. И. Водородная коррозия стали. – М.: Metallurgy, 1985. – 192 с.

47. Арчаков, Ю. И. Водородоустойчивость стали. – М.: Metallurgy, 1978. – 152 с.

48. Арчаков, Ю. И. Современные проблемы защиты металлов от водородной коррозии // Физико-хим. механика материалов. – 1986. – №3. – С. 15–18.

49. Арчаков, Ю. И. Кинетика водородной коррозии углеродистой стали при повышенной температуре и давлении водорода / Ю. И. Арчаков, Л. Н. Горчаков // Защита металлов. – 1985. – № 3. – С. 444–448.

50. Menyhard, M. Direct measurement of the gas content of formed by hydrogen attack during steam corrosion in a low alloy steel / M. Menyhard, G. Zolnay // Met. Trans. – 1983. – A14, N 7–12. – P. 2187–2189.

51. Natan, M. An experimental investigation of the internal methane pressure in hydrogen attack / M. Natan, H. H. Johnson // Met. Trans. – 1983. – A14, N 1–6. – P. 963–971.

52. Sundararaian, G.T. The kinetics of hydrogen attack of steels / G. T. Sundararaian, P. S. Shewnon // Met. Trans. – 1981. – A12, N 10. – P. 1761–1775.

53. Panda, B. Kinetics of methane bubble growth in A 1020 steel / B. Panda, P. Shenmon // Met. Trans. – 1984. – A15, N 1–6. – P. 487–494.

54. Арчаков, Ю. Я. О природе водородного охрупчивания стали / Ю. Я. Арчаков, Н. Д. Гребешкова // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1985. – № 8. – С. 2–7.

55. Вайнман, А. Б. Водородное охрупчивание элементов паровых котлов высокого давления / А. Б. Вайнман, Р. К. Мелехов // Итоги науки и техники: Коррозия и защита от коррозии. – М.: ВИНТИ, 1988. – Т. 14. – С. 123–173.

56. Василенко, И. И. Коррозионное растрескивание сталей / И. И. Василенко, Р. К. Мелехов. – К.: Наук, думка, 1979. – 256 с.

57. Колотыркин, Я. М. Металл и коррозия. – М.: Металлургия, 1985. – 88 с.

58. Grain, B. D. A fracture topographical feature eharacteristic of hydrogen em-brittlement // Corrosion. – 1981. – 37, N 9. – P. 530–532.

59. Колотыркин, Я. М. Успехи и задачи развития теории коррозии // Защита металлов. – 1980. – 16, № 6. – С. 660–673.

60. Колотыркин, Я. М. Роль неметаллических включений в коррозионных процессах / Я. М. Колотыркин, Л. И. Фрейман // Итоги науки и техники: Коррозия и защита от коррозии. – М.: ВИНТИ, 1978. – Т. 6. – С. 5–52.

61. Мелехов, Р. К. Исследование коррозионных повреждений труб поверхностей нагрева котлов / Р. К. Мелехов, О. Д. Смян, А. В. Василик // Энергетика и электрификация. – 1984. – №4. – С. 4–8.

62. Neumann, T. H. The physical chemistry of metallic solutions and intermetallic compounds / Her Majesty's Stationery Office. Pap. 2 C. – 1959. – 1. – P. 57.

63. Troiano, A., Trans. Am. Soc. Metals, 1960, v. 52, p. 54.

64. Uhlig, H.H., Trans. Electrochem. Soc., 1945, v. 87, p. 193.

65. Johnson, H. Trans. Am. Inst. Min. Metall. Eng., 1958, v. 212, p. 528.

66. Плассеев, А. В. // Защита металлов. – 1975. – Т. 11. – № 4. – С. 410.

67. Колотыркин, Я. М. // Коррозия и защита от коррозии. – М.: ВИНТИ. – 1978. – Т. 6. – С. 5–52.

68. Bohnenkamp, K. In Proceedings of Conference Fundamental Aspects of Stress Corrosion Cracking, National Association of Corrosion Engineers, Houston, Texas, 1969, P. 374.

69. Baerlecken, E., Hirsch W., Stahl u. Eisen, 1953, Bd. 73, S. 785.

70. Wilson, L., Corrosion, 1965, V. 21, P. 125.

71. Scheil, M., in Symposium on Stress-Corrosion Cracking of Metals, ASTM-AIME, Philadelphia, Pa., 1945, P. 433.

72. Uhlig, H., Cook E., Jr., J. Electrochem. Soc., 1969, V. 116, P. 173.

73. Beck, T., Blackburn M., Am. Inst. Aeronaut. Astronaut. J., 1968, V. 6, P. 326.

74. Дадонов, Ю. А. Коррозионное растрескивание магистральных трубопроводов и возможные меры по предупреждению аварийности / Ю. А. Дадонов, С. Н. Мокроусов // Безопасность труда в промышленности. – 1999. – №4. – С. 43–50.

75. Дадонов, Ю. А. Коррозионное растрескивание магистральных трубопроводов и возможные меры по предупреждению аварийности / Ю. А. Дадонов, С. Н. Мокроусов // Безопасность труда в промышленности. – 1999. – №5. – С. 39–43.

76. Дадонов, Ю. А. Коррозионное растрескивание магистральных трубопроводов и возможные меры по предупреждению аварийности / Ю. А. Дадонов, С. Н. Мокроусов // Безопасность труда в промышленности. – 1999. – №6. – С. 25–27.

77. Schroeder, W. «Intercrystalline Cracking of Boiler Steel and its Prevention», Bur. of Mines Bulletin 443, U. S. GPO, Washington, D. C., 1941, P. 8–51.

78. Holzworth, M. et al.. Mater. Prot., Jan. 1968, V. 7, P. 36.

79. Pollard, R., in Symposium on Stress-Corrosion Cracking of Metals, ASTM-AIME, Philadelphia, Pa., 1944, P. 43.

80. Uhlig, H. H., Sava J., Trans. Am. Soc. Metals, 1963, V. 56, P. 361.

81. Long, M., Uhlig H., J. Electrochem. Soc., 1965, V. 112, P. 964.

82. Parkins, R., J. Iron Steel Inst., 1952, V. 172, P. 149.

83. Uhlig, H. H., in Physical Metallurgy of Stress Corrosion Fracture, edited by T. Rhodin, Interscience, New York, 1959, P. 1–17.

84. Coleman, E., Weinstein D., Rostoker W., Acta Metall., 1961, V. 9, P. 491.

85. Griffith, A., Philos. Trans., 1920, V. A220, P. 163.

86. Langmuir, I., J. Am. Chem. Soc., 1916, V. 38, P. 2221; *ibid.*, 1918, V. 40, P. 1361.

87. Mears, R., Brown R., Dix E., Jr., in Symposium on Stress-Corrosion Cracking of Metals, ASTM-AIME, Philadelphia, Pa., 1945, P. 323.

88. Fischer, F., Kunststoffe, 1965. Bd. 55. S. 453.

89. Brown, B. et al.. Marine Corrosion Studies (Third Interim Report of Progress), NRL Memorandum Report 1634, Naval Research Laboratory, Washington, D. C., July 1965.

90. Bohnenkamp, K. in Proceedings of Conference Fundamental Aspects of Stress Corrosion Cracking, National Association of Corrosion Engineers, Houston, Texas, 1969, P. 374.

91. Baerlecken, E., Hirsch W., Stahl u. Eisen, 1953, Bd. 73, S. 785.

92. Uhlig, H., Elayaperumal K., Talerman M., Corrosion, 1974, V. 30, P. 229.

93. Agarwala, V., M. S. thesis. Department of Metallurgy and Materials Science, M. I. T., 1966, P. 123–151.

94. Калинин, В. А. Прогрессивные материалы в машиностроении: Учеб. пособие для СПТУ / В. А. Калинин, И. М. Буланов – М.: Высш. шк., 1988. – 71 с.

95. Улиг Г. Г. У. Коррозия и борьба с ней. Введение в коррозионную науку и технику / Г. Г. Улиг, Р. У. Реве; год ред. А. М. Сухотина. – Л.: Химия, 1989. – Пер. изд., США, 1985. – 456 с.

96. Whitvsham, D., Evans U., J. Iron Steel Inst., 1950, V. 165, P. 72.

97. Endo, K., Miyao Y., Bull. Jpn. Soc. Mech. Engrs., 1958, V. 1, P. 374.

98. Revie, R., Uhlig H., Acta Metall., 1974, V. 22, P. 619; Corros. Sci., 1972, V. 12, P. 669.

99. Uhlig, H., J. Electrochem. Soc., 1976, V. 123, P. 1699.

100. Treseder, R., Wachter A., Corrosion, 1949, V. 5, P. 383.

101. Kowaka, M., Nagata S., Corrosion, 1968, V. 24, P. 427; Brown A., Harrison J., Wilkins R., Corros. Sci., 1970, V. 10, P. 547.

102. Buchholtz, H., Pusch R., Stahl u. Eisen, 1942, Bd. 62, S. 21.

103. Фридман, Я. Б. Механические свойства металлов. Изд. 3 перераб. и доп. В двух частях. Часть вторая. Механические испытания. Конструкционная прочность. – М.: Машиностроение, 1974. – 354 с.

104. Тимошенко, С. П. История науки о сопротивлении материалов с краткими сведениями из истории теории упругости в теории сооружений. Пер. с англ. Под ред. А. Н. Митинского. – М.: Гостехиздат, 1957. – 536 с.

105. Прочность при малом числе циклов нагружения. Вопросы механической усталости. Отв. ред. С. В. Серенсен. – М., «Наука», 1969. – 267 с.

106. Серенсен, С. В. Несущая способность и расчеты деталей машин на прочность / С. В. Серенсен, В. П. Когаев, Р. М. Шнейдерович; изд. 2-е переработ. и дополн. Под ред. С. В. Серенсена. – М., Машгиз, 1963. – 451 с.

107. Сопротивление деформированию и разрушению при малом числе циклов нагружения [Сборник статей]. Отв. ред. С. В. Серенсен и Р. М. Шнейдерович. – М., «Наука», 1967. – 170 с.
108. Sorenson G. R. Low-Cicle Fatigue in Small Turbines / G. R. Sorenson, H. R. Clemett. – «Experimental Mechanics», v. 2, No 12, Dec. 1962. – P. 353-358.
109. Прочность металлов при циклических нагрузках. Материалы IV совещания по усталости металлов, 14-17 марта 1966 г. Отв. ред. В. С. Иванова. – М.: «Наука», 1967. – 247 с.
110. Иванова, В. С. Усталостное разрушение металлов. – М.: Metallurgizdat, 1963. – 272 с.
111. Кузьменко, В. А. Звуковые и ультразвуковые колебания при динамических испытаниях материалов. – К.: Изд-во АН УССР, 1963. – 152 с.
112. Марин, Н. И. Статическая выносливость элементов авиационных конструкций. – М.: Машиностроение, 1968. – 161 с.
113. Ратнер, С. И. Разрушение при повторных нагрузках. – М.: Оборонгиз, 1959. – 352 с.
114. Серенсен, С. В. Несущая способность и расчеты деталей машин на прочность / С. В. Серенсен, В. П. Когаев, Р. М. Шнейдерович; изд. 2-е переработ. и дополн. Под ред. С. В. Серенсена. – М., Машгиз, 1963. – 451 с.
115. Иванова, В. С. Усталость и хрупкость металлических материалов / В. С. Иванова, С. Е. Гуревич, И. М. Копьев и др. – М.: Наука, 1968. – 215 с.
116. Писаренко, Г. С. Прочность металлов при высоких температурах / Г. С. Писаренко, В. Н. Руденко, Г. Н. Третьяченко и др. – К.: Наук. думка, 1966. – 795 с.
117. Toolin, P. – «Proc. ASTM», 1954, V. 54, P. 786.
118. Toolin, P., Mochel K. – «Proc. ASTM», 1947, V. 47, P. 677.
119. Franklin, A. W., Ward E. O. – «Revue de Metallurgie», 1958, №10, P. 927.
120. Одинг, И. А. Допускаемые напряжения в машиностроении и циклическая прочность металлов. Изд. 4-е испр. и дополн. – М.: Машгиз, 1962. – 260 с.
121. Orowan, A – «Proc. Roy. Soc.», ser. A, 1939, V. 171, P. 79.

122. Жданов, Г. С. Физика твердого тела. – М.: изд-во МГУ, 1962. – 501 с.
123. Barret, C. S. – «Metal Progress», 1937, V. 2, P. 677.
124. Лебедев, Т. А. – «Труды Ленинград, политех. института», 1953, №4, С.138–144.
125. Одинг, И. А. – «Изв. АН СССР. ОТН. Metallургия и топливо», 1960, № 3, с. 3–10.
126. Одинг, И. А. Допускаемые напряжения в машиностроении и циклическая прочность металлов. – М.: Машгиз, 1962. – 258 с.
127. Одинг, И. А. // «Заводская лаборатория», 1937, т. VI, № 4, С. 741–743.
128. Иванова, В. С. Природа усталости металлов / В. С. Иванова, В. Ф. Терентьев. – М.: Metallургия, 1975. – 456 с.
129. Давиденков, Н. Н. // ЖТФ, 1953, т. XXIII, вып. 5, С.741–756.
130. Одинг, И. Л. // МиОМ, 1955, № 2, с. 4–7; ДАН СССР, 1955, т. 105, №6, с. 1238–1242.
131. Ратнер, С. И. Разрушение при повторных нагрузках. – М.: Оборонгиз, 1959. – 348 с.
132. Ратнер, С. И. // ДАН СССР, 1956, т. 106, № 2, С. 246–249.
133. Афанасьев, Н. Н. Статистическая теория усталостной прочности металлов. – К.: изд-во АН УССР, 1953. – 128 с.
134. Болотин, В. В. Статистические методы в строительной механике. – М.: Стройиздат, 1961. – 202 с.
135. Weibull, W. // «Proc. Roy. Swed. Inst. Eng. Res.», № 151, 1939, P. 33.
136. Freudental, A. M. // «Handbuch der Physik», Encyclopedia of Physics. Berlin, 1958, V. VI, P. 591.
137. Когаев, В. П. // В кн.: Вопросы механической усталости. – М., Машиностроение, 1964, С. 67–100.
138. Fujita, F. L. // «Sci. Repts. Res. Inst. Tohoku Univ.», 1954, v. A6, № 6, P. 565.
139. Mott, N. F. // «Acta Metallurgica», 1958, V. 6, № 3, P. 195.

140. Атомный механизм разрушения. Материалы Международной конференции по вопросам разрушения, состоявшейся в апреле 1959 г. в Свомпскотте (США). Пер. с англ. Под ред. М. А. Штремеля. М., Металлургиздат, 1963. – 660 с.

141. Усталость металлов [Сборник статей]. Пер. с англ. Под ред. и с предисл. Г. Ужика. – М.: Изд. иностр. лит., 1961. – 378 с.

142. Усталость и выносливость металлов [Сборник статей]. Пер. с англ. Под ред. и с предисл. Г. В. Ужика. – М.: Изд. иностр. лит., 1963. – 497 с.

143. Усталость металлов и сплавов [Сборник статей]. Отв. ред. В. С. Иванова и С. Е. Гуревич. – М.: Наука, 1971. – 123 с.

144. Исследование прочности материалов лопаток турбин. – М.: ЦНИИТМАШ, кн. 103, 1961. – 227 с.

145. Wever, F., Hempel M. // «Wirtschafts und Verkehrsministeriums», Nordrhein-Westfalen, № 312, 1956.

146. Вагапов, Р. Д. О влиянии типа нагружения на усталостную прочность / Р. Д. Вагапов, Я. Б. Фридман // Заводская лаборатория, 1961, № 2, С. 183–188.

147. Вагапов, Р. Д. Методика оценки усталостной прочности при разделении процесса циклического нагружения на две стадии // Заводская лаборатория, 1964, № 6, С. 733–738.

148. Фридман, Я. В. Строение и анализ изломов металлов / Я. В. Фридман, Т. А. Гордеева, А. М. Зайцев. – М.: Машгиз, 1960. – 128 с.

149. Видман, Д. Н. // Вестник машиностроения, 1948, № 9, С. 18–22.

150. Одинг, И. А. Допускаемые напряжения в машиностроении и циклическая прочность металлов. – М.: Машгиз, 1962. – 258 с.

151. Гребеник, В. М. Усталостная прочность и долговечность металлургического оборудования. – М.: Машиностроение, 1969. – 256 с.

152. Березина, Т. Г. Диагностика причин разрушения деталей энергооборудования: Курс лекций. – Челябинск: ЧПУ, 1997. – 145 с.

153. Жаропрочные сплавы при изменяющихся температурах и напряжениях [Сборник статей]. Под ред. Гецова Л. Б. и Таубиной М. Г. – Л.: Госэнергоиздат, 1960. – 288 с.

154. Прочность и деформация в неравномерных температурных полях [Сборник статей]. Под ред. Фридмана Я. Б. – М.: Госатомиздат, 1962. – 256 с.

155. Прочность и деформация материалов в неравномерных физических полях [Сборник статей]. Под ред. Фридмана Я. Б. – М.: Атомиздат, 1968, вып. II. – 276 с.

156. Manson, S. S. Thermal stress and low-cycle Fatigue. – New York, McCraw-Hill, 1966. – 404 p.

157. Coffin, L. F., Scheneatady N. Y. An investigation of thermal-stress Fatigue as related to high-temperature piping flexibility / L. F. Coffin, N. Y. Scheneatady. – Trans. of the ASME, 1957, vol. 79, N 7, P. 1637–1651.

158. Coffin, L. F. The study of the effects of cyclic thermal stresses in ductile metals / Trans. of the ASME, 1954, vol. 76, P. 931–950.

159. Инденбом, В. Л. // ПМТФ, 1965, № 1, С. 160–168 с.

160. Лепин, Г.Ф. Ползучесть металлов и критерии жаропрочности. – М.: Metallургия, 1976. – 344 с.

161. Reed-Hill, R. E., Dahlberg E. P. //«Trans. Metallurg. Soc. AIME», 1966, V. 236, № 5, P. 679–685.

162. Andrade, E. N., The dependence of deformation from the time on the first stage of creep / Proc. Roy. Soc., 1910, A81, P. 329.

163. Даниловская В. И. // Изв. АН СССР. ОТН, 1955, № 5, С. 102–107 с.

164. Johnson, A. E. Complex-Stress Creep, Relaxation and Fracture of Metallic Alloys / A. E. Johnson, J. Henderson, V. Khan. – Her Majesty's Statinery Office, Edinburgh, 1962. – 76 p.

165. Балина, В.С., Ланин А.А. Прочность и долговечность конструкций при ползучести / В. С. Балина, А. А. Ланин. – СПб.: Политехника, 1995. – 182 с.

166. Флимен, И. В кн.: Механические свойства металлов. Реология. Теория и приложение. Пер. с англ. / И. Флимен, Г. Дж. Дине – М.: ИЛ, 1962. – С. 249–294 с.

167. Химушин, Ф. Ф. Жаропрочные стали и сплавы. – М.: Metallургия, 1964. – 672 с.

168. Виртман, Дж. Механические свойства, зависящие от температуры / Дж. Виртман, Дж. Р. Виртман // В кн.: Физическое металловедение. Т. 3. М.: Мир, 1968. – С. 216–247.

169. Laks, H. // *Journal of Applied Mechanics*, 1957, V. 24, № 2, P. 207–213.

170. Бокштейн, С. З. Структура и механические свойства легированной стали. – М.: Металлургиздат, 1964. – 279 с.

171. Розенберг, В. М. Ползучесть металлов. – М.: Металлургия, 1967. – 267 с.

172. Ланская, К. А. Исследование превращений переохлажденного аустенита в котельных сталях и их свойства. / К. А. Ланская, Э. Н. Горчакова // В кн.: Специальные стали и сплавы. – М.: Металлургия, 1965. – С. 112–115.

173. Трусков, Л. П. Изменение свойств металла паропроводных труб из стали 12Х1МФ в процессе длительной эксплуатации / Л. П. Трусков, И. Л. Миркин, М. Н. Горюшина // *Теплоэнергетика*, 1972, № 6. – С. 7–10.

174. Servi, J., Grant N. // *Journ. Metals*, 1951. V. 10, P. 909.

175. Ке Тин-суи // В сб. «Упругость и неупругость металлов», ИЛ, 1954. – С. 198–325.

176. Davies, P. W. // *Acta Metallurgica*, 1965, V. 13, № 3, P. 353.

177. Davies, P. W. // *Journ. Inst. Metals*, 1964, V. 93, № 1, P. 25.

178. Cottrell, A. H. The structure processes in creep / Report of Sump. organized by the Iron & Steel Inst. and inst. Metals, 1961, P. 1.

179. МакЛин, Д. Механические свойства металлов. – М.: Металлургия, 1965.

180. Chang Н. С. // *Trans. AIME*, 1956, V. 206, P. 544.

181. Розенберг, В. М. Ползучесть металлов. – М.: Металлургия, 1967. – 267 с.

182. Chang, H. C. // *Trans. AIME*, 1956, V. 206, P. 1241.

183. Деформация и разрушение теплостойких сталей и сплавов. Мат-лы конф. – М.: 1981. С. 41–45.

184. Диффузия, фазовые превращения, механические свойства металлов и сплавов. Мат-лы конф. Вып. 4. – М.: 1980. С. 90–102.

185. Деформация и разрушение теплоустойчивых сталей. Мат-лы конф. – М.: 1983.

186. Березина, Т. Г. Работоспособность и долговечность металла энергетического оборудования / Т. Г. Березина, Н. В. Бугай, И. И. Трунин. – М.: Энергоиздат, 1994. – 272 с.

187. Биргер, И. А. Расчет резьбовых соединений. – М.: Оборонгиз, 1959. – 252 с.
188. Одинг, И. А. // МиТОМ, 1959, №4, – С. 2–8 с.
189. Одинг И. А. // Вестник машиностроения, 1946, № 5-б, С. 25–35 с ил; № 7-8, С. 1–10 с ил.; № 9-10, С. 1–10 с ил.
190. Одинг, И. А. // ДАН СССР, 1950, № 5, т. 71, С. 883–886.
191. Биргер, И. А. Расчет резьбовых соединений. – М.: Оборонгиз, 1959. – 252 с.
192. Хейн, Е. А. // Энергомашиностроение, 1964, № 11, – С. 33–36.
193. Wiegand, H. In Relaxationsverhalten Hochfester Schraubenverbindungen / H. Wiegand, K. H. Beelich. – Konstruktion, 1965, 17, Heft 8, – S. 315–320.
194. Лепин, Г. Ф. // Физика и химия обработки материалов, 1967, № 4, – С. 119–125.
195. Либерман, Л. Я. // Заводская лаборатория, 1966, № 9, – С. 1118–1123.
196. Гецов, Л. Б. // Изв. АН СССР. Металлы, 1966, № 2, – С. 110–115.
197. Милейко, С. Т. // В кн.: Ползучесть и длительная прочность. – Новосибирск: Изд. СО АН СССР, 1963, – С. 88–95.
198. Криштал, М. А. Ползучесть и разрушение сплавов / М. А. Криштал, И. Л. Миркин. – М.: Металлургия, 1966. – 191 с.
199. Либерман, Л. Я. // Труды ЦКТИ, 1965, вып. 56, – С. 58–67.
200. Никитина, Л. П. // Заводская лаборатория, 1963, № 11, – С. 1348–1352.
201. Либерман, Л. Я. // Заводская лаборатория, 1961, № 6, – С. 724–729.
202. Griffith, A. A. // Phil. Trans. Roy. Soc., 1920, A221, – P. 163–198.
203. Лихтман, В. И. // УФН, 1958, т. 66, № 2, – С. 213.
204. Щукин, Е. Д. // ДАН СССР, 1959, т. 124, – С. 307.
205. Плишкин, Ю. М. // ПМТФ, 1962, № 2, – С. 95.
206. Stepanow, A. W. (Степанов А. В.) // Z. Phys., 1934, Bd 92, N1 und 2, – S. 3–42.

207. Журков, С. Я. // Вестник АН СССР, 1957, № 11, – С. 78–80; 1968, № 3, – С. 46–49; Неорганические материалы, 1967, № 3, – С. 10–15.
208. Ярошевич, В. Д. // ФММ, 1975, т. 39, № 3, – С. 618–623.
209. Джонстон, Т. В сб. «Разрушение твердых тел» / Т. Джонстон, Е. Паркер. – М.: Metallurgia, 1967. – 76 с.
210. Stokes, R. J. // a. Li C. H. Phil. Mag., 1959, v. 4, N 44, – P. 920.
211. Иванова, В. С. Разрушение металлов. Серия «Достижения отечественного металловедения». – М.: Metallurgia, 1979. – 168 с.
212. Регель, В.Р. Кинетическая природа прочности твердых тел / В. Р. Регель, А. И. Слуцкер, Э. Е. Томашевский. – М.: Наука, 1974. – 560 с.
213. Журков, С. Н. // ДАН СССР, 1955, т. 101, № 2, – С. 1215–1217.
214. Журков, С. Н. // ДАН СССР, 1978, т. 239, № 6, – С. 1316–1319.
215. Орлов, А. Н. // Труды Ленинградского политехнического института», 1975, № 341, – С. 3–34.
216. Прочность при малоцикловом нагружении. – М.: Наука, 1975. – 285 с.
217. Структурные факторы малоциклового разрушения. – М.: Наука, 1977. – 143 с.
218. Финкель, В. М. Физика разрушения. – М.: Metallurgia, 1970. – 376 с.
219. Владимиров, В. И. Физическая теория прочности и пластичности. Ч. 2. (Точечные дефекты. Упрочнение и возврат). – Л.: ЛПИ 1975. – 152 с.
220. Разрушение. Т. 1. Микроскопические и макроскопические основы механики разрушения. – М.: Мир, 1973. – 616 с..
221. Averbach, B. L. // Fracture Mech., 1, 272 (1965).
222. Hahn, G. T. In Fracture / B. L. Averbach, D. K. Felbeck, G. T. Hahn, D. A. Thomas. – Wiley, New York, 1959. – P. 91–116,
223. Halm, G. T. Iron Steel Inst. – London, 200, 634 (1962).

224. Владимиров, В.И. Физическая теория прочности и пластичности. Ч. 2. (Точечные дефекты. Упрочнение и возврат). – Л.: ЛПИ, 1975. – 152 с.
225. Смирнов Б. И. Физическая природа хрупкого разрушения металлов / Б. И. Смирнов, В. Д. Ярошевич. – К.: Наук. думка, 1965, – С. 6.
226. Иванова, В. С. Усталостное разрушение металлов. – М.: Metallurgizdat, 1963.
227. Иванова, В.С. Роль дислокаций в упрочнении и разрушении металлов. – М.: Изд-во АН СССР, 1956.
228. Степанов, А. В. Основы практической прочности кристаллов. – М.: Наука, 1974. – 132 с.
229. Красовский, А. Я. // Проблемы прочности» 1977, № 9, – С. 65–72.
230. Ермишкин, В. А. // Проблемы прочности». 1978, № 4, – С. 90–95.
231. Иванова, В. С. Прочность и пластичность тугоплавких металлов и кристаллов / В. С. Иванова, В. А. Ермишкин. – М.: Metallurgiya, 1976. – 79 с.
232. Гарбер, Р. И. // ФТТ, 1960, т. 2, № 5, – С. 974.
233. Куксенко, В. С. // ФТТ, 1967, т. 9, № 8, – С. 2390.
234. Одинг, И.А. // Изв. АН СССР, Metallurgiya и топливо, 1962, № 6, – С. 125.
235. Одинг, И.А. // Изв. АН СССР, Metallurgiya и топливо, 1964, № 2, – С. 85.
236. Северденко, В. П. // ДАН СССР, 1964, т. 158, № 8, – С. 1318.
237. Bendler, H.A. // *Acta metall.*, 1960, V. 8, № 6, P. 402.
238. Hoenig, S.A. // *Mater. Res. a. Stand.*, 1963, V. 3, № 11, – P. 899. (ЭИ МТ, 1964, № 3, реф. 73).
239. Clarke, F. J. // *Phil. Mag.*, 1960, V. 5, № 55, – P. 697.
240. Орлов, А.Н. // ФТТ, 1961, т. 3, № 2, – С. 500.
241. Cell, M. // *Acta metall*, 1964, V. 12, № 1, – P. 108.
242. Tetelman, A.S. // *Acta metall.*, 1963, V. 11, № 5, – P. 415.
243. Tetelman, A.S. // *Acta metall.*, 1964, V. 12, № 3, – P. 324.
244. Cell, M. // *Acta metall.*, 1966, V. 14, № 11, – P. 1625.
245. Tetelman, A.S. // *Acta metall.*, 1964, V. 12, № 9, – P. 993.

246. Иванова, В.С. Природа усталости металлов / В. С. Иванова, В. Ф. Терентьев. – М.: Металлургия, 1975. – 456 с.
247. Розенберг, В. М. // ФММ, 1966, т. 22, № 3, – С. 438–446.
248. Владимиров, В. И. // ФММ, 1975, т. 40 № 4, – С. 704–713.
249. Павлов, В. А. // ЖТФ, 1949, т. 19, № 4, – С. 465.
250. Bruckner, W. // Weld J., 1950, V. 29, № 9, – P. 467.
251. Lorig, C. // Trans. ASM, 1952, № 44, – P. 30.
252. Финкель, В. М. // ФММ, 1963, т. 16, №3, – С. 448.
253. Пашков, П.О. // Сборник, посвященный 70-летию академика А.Ф. Иоффе, Изд. АН СССР, 1950.
254. McClintock, F. A. In «Proceedings of the 9th International Congress on Applied Mechanics». – University of Brussels, 1957. vol. 8, – P. 51–58,
255. ASTM, Symposium on Fracture Toughness Testing and Its Applications, STP 381, ASTM, Philadelphia, 1965. Русский перевод: «Прикладные вопросы вязкости разрушения». – М.: Мир, 1968.
256. Wessel, E. T. Report 66-9B4-315RL, Westinghouse Research Laboratory, Pittsburgh, 1966.
257. Irvin, G. R. // Fracturing of Metals. Cleveland, ASM. 1948, – P. 147–164.
258. Orovaan, E. // Fatigue and Fracture of Metals. – N. Y., Wiley, 1950, – P. 139.
259. Иванова, В. С. // Проблемы прочности, 1970, № 3, – С. 17–19.
260. Иванова, В.С. // Проблемы прочности, 1972, № 5, – С. 29–35.
261. Романив, О. Н. // Физико-химическая механика материалов, 1974, № 4, – С. 26-31.
262. Иванова, В. С. Природа усталости металлов / В. С. Иванова, В. Ф. Терентьев. – М.: Металлургия, 1975. – 455 с.
263. Бычкова, Н. Я. // Проблемы прочности. 1973. № 5, С. 111–116.
264. Смоленцев, В. И. // Заводская лаборатория», 1972, № 6, С. 734–736.
265. Романив, О.Н. // Физикохимическая механика материалов, 1975, т. 11, № 5, – С. 23–25.

266. Otsuka, A. // Eng. Fracture Mech., 1975, № 7, – P. 429–439.

267. Ботвина, Л.Р. // Изв. АН СССР. Металлы, 1977, № 1, – С. 161–164.

268. Proc. of the second International Conference on Mechanical Behavior of Materials, 16-20 August, 1976. Boston, Massachusetts, USA, «Federation of Materials Societies», 1976. – 2051 p.

269. Ботвина, Л. Р. // Физико-химическая механика материалов, 1976, т. 12, № 2, – С. 23–26.

270. Марковцев, В. Д. Техническое диагностирование объектов повышенной опасности / В. Д. Марковцев, А. Н. Смирнов, В. Т. Пшеничный // Безопасность труда в промышленности, 1996, №10.

271. Гофман, Ю. М. Диагностика работоспособности поверхностей нагрева // Теплоэнергетика, 1999, №4.

272. Балаховская, М. Б. О роли водорода в усталостном повреждении элементов энергетического оборудования при умеренных температурах / М. Б. Балаховская, Л. В. Надцына // Физико-хим. механика материалов. – 1981. – № 1. – С. 26–28.

273. Балаховская, М. Б. Повышение надежности и оценка ресурса гибов необогреваемых питательных труб и паропроводов / М. Б. Балаховская, Н. А. Хусаинова // Тр. Урал, филиала ВТИ. – 1981. – Вып. 29. – С. 20–23.

274. Минц, И. И. Причины разрушения гибов необогреваемых котельных труб из стали 20 по растянутой зоне / И. И. Минц, С. А. Закомалдина // Теплоэнергетика. – 1984. – № 5. – С. 51–53.

275. Нахалов, В. А. Повреждение гибов труб на электростанциях ФРГ / Энергохозяйство за рубежом. – 1986. – № 2. – С. 14–18.

276. Туляков, Г. А. Термическая усталость в теплоэнергетике. – М.: Машиностроение, 1978. – 197 с.

277. Шурова, И. В. Анализ характера повреждений гибов водоопускных труб из стали 20 / И. В. Шурова, Р. Х. Бараз // Тр. Урал. филиал ВТИ. – 1981. – Вып. 29. – С. 121–128.

278. Вайнман, А. Б. О влиянии водорода на хрупкие разрушения, пароперегревателей котлов высокого давления / А. Б. Вайнман, Р. К. Мелехов, О. Д. Смян и др. // Энергетик. – 1988. – № 3. – С. 11–14.

279. Наумов, В. П. Бездеформационные повреждения труб поверхностей нагрева котлов / В. П. Наумов, А. Н. Смирнов, Т. А. Миронова // Энергетик, 1991, №9, – С. 17–21.

280. Аксельрод, М. А. Алгоритм продления эксплуатации оборудования сверх заданного срока службы / М. А. Аксельрод, Н. А. Хапонен // Безопасность труда в промышленности, №10, 1998. – С. 31–33.

281. Аксельрод, М. А. Обеспечение надежной эксплуатации объектов котлонадзора при оптимальных трудозатратах / М. А. Аксельрод, Н. А. Хапонен // Безопасность труда в промышленности, №11, 1997. – С. 41–44.

282. Герике Б. Л. Концепция технического диагностирования объектов повышенной опасности / Б. Л. Герике, А. Н. Смирнов // Вестник КузУНЕ, № 6(13), 1999. – С. 15–19.

283. Бритвин, О. В. Живучесть тепловых электростанций: основы, опыт, перспективы. Научно-практический опыт совершенствования управления технической политикой ТЭС. Сборник статей. – М.: РАО «ЕЭС России». Апрель 1998. – С. 57–61.

284. Должанский, П. Р. Контроль надежности металла объектов котлонадзора: Справочное пособие. – М.: Недра, 1985. – 263 с.

285. Выборнов, Б. И. Ультразвуковая дефектоскопия. – М.: Металлургия, 1974.

286. Гурвич А. К. Ультразвуковой контроль сварных швов / А. К. Гурвич; П. Н. Ермолов. – К.: Техника, 1972.

287. Румянцев, С. В. Неразрушающие методы контроля сварных соединений / С. В. Румянцев, В. А. Добромислов, О. И. Борисов и др. – М.: Машиностроение, 1976.

288. Марковец, М. П. Определение механических свойств металлов по твердости. – М.: Машиностроение, 1979. – 191 с.

289. Марковец, М. П. Исследование связи ударной вязкости стали с характеристикам растяжения / М. П. Марковец, В. М. Матюнин // Доклады АН СССР. Техническая физика, 1970, т. 191, №1, – С. 79–81.

290. Марковец, М. П. Построение диаграмм твердости при вдавливании шара / М. П. Марковец, В. М. Матюнин, В. И. Дегтярев // В кн. «Металл в современных энергоустановках». – М.: «Энергия2, 1972, – С. 75–76.

291. Дегтярев, В. И. Автоматическая запись диаграмм твердости / В. И. Дегтярев, В. М. Матюнин // Труды МЭИ, «Теплоэнергетика и энергомашиностроение», 1972, вып. 104, – С. 86–89.

292. Матюнин, В. М. Неразрушающий безобразцовый контроль механических свойств металла по характеристикам твердости // В кн. «Теплоэнергетика и теплотехника». – М.: «Энергоатомиздат», 1987, – С. 332–354.

293. Матюнин, В. М. Деформационные характеристики и константы материалов при испытаниях ступенчатым и непрерывным вдавливанием индентора // Заводская лаборатория, 1992, №1, – С. 56–58.

294. Матюнин, В. М. Методы и средства оперативной оценки механических свойств материалов элементов конструкций и машин / Автореф. дисс. докт. наук. – М., 1993.

295. Бекешко, Н. А. Некоторые вопросы развития методов и средств теплового НК // Дефектоскопия, 1986, №12, – С. 49–55.

296. Инфракрасная дефектоскопия / Приборы, средства автоматизации и системы управления // Экспресс-информация, 1987, вып. 7.

297. Толпкна, С.П. Достижения и перспективы развития промышленной томографии. – М., 1988. – (Обзор, информ. / ИНФОРМПРИБОР. ТС-7; Вып. 2).

298. Вайнберг, Э. И. Опыт разработки и применения вычислительных томографов для дефектоскопии / Э. И. Вайнберг, М. М. Файнгойз и др. // Дефектоскопия. – 1987. – № 9. – С. 20–22.

299. РД 34.17.446-97 Методические указания по техническому диагностированию труб поверхностей нагрева паровых и водогрейных котлов с использованием магнитной памяти металлов. – М., 1997.

300. Современная вихретоковая дефектоскопия / Приборы, средства автоматизации и системы управления // Экспресс-информация, 1986, вып. 7.

301. Полонская, С. М. Электронно-фрактографическое исследование литой низкоуглеродистой стали // Металловедение и термическая обработка металлов, – 1980, – № 1, – С. 55–56.

302. Бернштейн, М. Л. Разработка и экспериментальная проверка методики количественного анализа растровых изображений изломов стали // Металловедение и термическая обработка металлов, – 1976, – № 8, – С. 50–54.

303. Гоулдастейн, Дж. Растровая электронная микроскопия и рентгеновский микроанализ. – М.: Мир, 1984, т. I, – 303 с., т. II, – 348 с.

304. Рентгеноструктурное исследование мартенсита с различным содержанием углерода, подвергнутого поверхностному пластическому деформированию.

305. Романив, О. Н. Электронная фрактография в изгибных сталях / О. Н. Романив, Ю. В. Зима, Г. В. Карпенко. – К.: Наук. думка, 1974.

306. Счастливец, В. М. Электронно-микроскопическое исследование структуры мартенсита конструкционных сталей // Физика металлов и металловедение, 1974, т. 38, вып. 4, – С. 793–802.

307. Фридман, Я. Б. Строение и анализ изломов металлов / Я. Б. Фридман, Т. А. Гордеева, А. М. Зайцев. – М.: Машгиз, 1960. – 128 с.

308. Электронно-микроскопическая фрактография: Альбом / Под ред. Л. М. Утевского. – М.: Металлургия, 1973. – 44 с.

309. Hall, L. R. On Plane Strain Cyclic Flow Growth Rates / L. R. Hall, R. C. Chan // Engineering Fract Mechanics, 1971, V. 3, N. 2, P. 169–189.

310. Broek, D. Some Contributions of Electron Fractography to the Theory of Fracture // International Metallurgical Review, 1974, V. 19, Sept., P. 135–182.

311. Brooksbank, D. Stress Fields Around Inclusions and their Relation to Mechanical Properties / D. Brooksbank, K. W. Andrews // Iron and Steel Institute, 1972, V. 210, N. 4, – P. 28–37.

312. Cooke, R. Y. Stow Fatigue Crack Propagation in Pearlitic Steels / R. Y. Cooke, C. Y. Beevers // Mater. Sci. and Eng., 1974, 13, N. 2, – P. 595–602.

313. Forsythe, P. J. Fatigue Fracture / P. J. Forsythe, D. A. Rider // Aircraft Engineering, 1960, V. 32, N. 374, – P. 96–99.

314. Klecnil, M Dislocation Arrangement in the Surface Layer of a Iron Glains During Cyclic Loading / M. Klecnil, P. Lukas // Journal of the Iron and Steel Inst., 1965, V. 203, part 10, – P. 1043–1046.

315. Lankford, J. Oxide Inclusions in Steel Effect Fatigue Failure / Inst. Metal Rev., 1977, V. 22, Sept., – P. 221–228.

316. MakDonald, D. E. Application of the SEM to Study of Mechanisms of Metal Fatigue / D. E. MakDonald, W. A. Wood // Proc. of the Fourth Annual Scanning Electron Microscopy Symposium. II v. Res. Inst.: Chicago Illinois, U. S. A., April, 1974, – P. 121–128.

317. Pelloux, R. M. N. Application of the Scanning Electron Microscope to Electron Fractography / Proceedings of the Third Annual Scanning Electron Microscope Symposium. IIv. – Research Institute: Chicago, Illinois, U. S. A., 1970, April, – P. 281–288.

318. Тайра, С. Анализ поверхности излома рентгеноконтруктурным методом. – Тэцу то хагане, 1979, т. 65, № 3, – С. 450–460.

319. Waldron, G. W. J. Application of SEM to the Study of Surface Topography of Fatigue Fractures / Proceedings of the Third Annual Scanning Electron Microscope Symposium. II v. – Research Institute: Chicago, Illinois, U. S. A., April, 1970, – P. 297–304.

320. Wanhill, R. J. H. Fractography of Fatigue Crack Propagation In 2024 – T3 and 7075 – T6 Aluminium Alloys in Air and Vacuum. – Met. Trans., 1975, V. A6, N. 8, – P. 1587–1596.

321. Wei, R. P. Some Aspects of Environment Enhanced Fatigue - Crack Growth / Eng. Fract. Mech., 1970, I, N. 4, – P. 633–651.

322. Wright, R. Fatigue Crack Growth in Si-Fe / R. Wright, A. Argon // Metallurgical Transactions, 1970, V. I, N. II, – P. 3065–3071.

323. Бугай Н.В. Неразрушающий контроль металла теплоэнергетических установок / Н.В. Бугай, М.И. Шкляров. – М.: Энергия, 1978. – 117 с.

324. Крутасова, Е.И. Надежность металла энергетического оборудования. – М.: Энергоиздат, 1981. – 237 с.

325. Куманин, В.И. Об изменении состояния границ зерен в котельной стали в процессе эксплуатации / МиТОМ, 1987, № 3, – С. 37–39.

326. Злепко, В.Ф. Изменение свойств и некоторые критерии оценки металла теплотехнического оборудования / В.Ф. Злепко, Н.В. Бугай // Энергетик, 1969. № 3, – С. 11–13.

327. Коллакот, Р.А. Диагностирование механического оборудования. Пер. с англ. – Л.: Судостроение, 1980. – 296 с.

328. Попков, В.И. Виброакустическая диагностика и снижение виброактивности судовых механизмов. – Л.: Судостроение, 1974. – 224 с.

329. Рунов, Б.Т. Исследование и устранение вибрации паровых турбоагрегатов. – М.: Энергоиздат, 1982. – 352 с.

330. Цеханский, К.Р. Исследования качества крепления пьезодатчиков на их технические характеристики. В кн.: Вибрационная техника, вып. 1. – М.: МДНТП, 1969. – С. 123–128.

331. Brown, S. D. Template matching – an approach for the machine sorting of eddy current data. // Materials Evaluation. – 1985. – V. 43, № 12. – S. 1553–1561, 1565.

332. McMaster, R. C. The Present and future of eddy current testing. // Materials Evaluation. – 1985. – V. 43, – № 12. – S. 1512–1521.

333. Resistivity Testing for quality control // Material Evaluation (США). – 1986. – Vol. 44. – P. 1066–1074.

334. Современная зарубежные приборы и установки неразрушающего контроля / Приборы, средства автоматизации и системы управления // Экспресс-информация, 1987, вып. 6.

335. Состояние, номенклатура и перспективы развития оборудования для неразрушающего контроля в НРБ / Доклад Центрального машиностроительного института. – Декабрь, 1986. – 20 с.

336. Селезнев, А. Н. Акустико-эмиссионная диагностика конструкций / А. Н. Селезнев, Л. Н. Степанова, В. В. Муравьев и др. / под ред. Л. Н. Степановой – М.: Радиосвязь, 2000, – 286 с.

337. Салтыков, С. А. Стереометрическая металлография. – М.: Металлургия, 1970. – 370 с.

338. Металловедение и термическая обработка стали: Справ, изд. - 3-е изд., перераб. и доп. В 3-х т. Т. 1. Методы испытаний и исследования / Под ред. Бернштейна М. Л., Рахштадта А. Г. – М.: Металлургия, 1983. – 352 с.

339. Вязкость разрушения высокопрочных материалов. Пер. с англ. – М.: Металлургия, 1973. – 303 с.

340. Иванова, В. С. Итоги науки и техники. «Металловедение и термическая обработка», 1970, ВИНТИ, – С. 54–102.

341. Фрактография и атлас фрактограмм / Спр. изд. Пер с англ.

342. Качалов, Л. М. Теория ползучести. – М.: Физматгиз, 1970. – 456 с.

343. Малинин, Н. Н. Прикладная теория пластичности и ползучести. – М.: Машиностроение, 1975. – 395 с.

344. Куманин, В.И. Об изменении состояния границ зерен в котельной стали в процессе эксплуатации. – МиТОМ, 1986, № 3, – С. 37–39.

345. Бугай, Н. В. Неразрушающий контроль металла теплоэнергетических установок / Н. В.Бугай, М. И. Шклярков. – М.: Энергия, 1978. – 117 с.

346. Борисов В. Г. Контроль металла в энергетике / В. Г. Борисов, Н. В. Бугай, Ф. И. Измаилов. – К.: Техника, 1980. – 135 с.

347. Работнов, Ю. П. Ползучесть элементов конструкций. – М.: 1966. – 752 с.

348. Трунин, И. И. Механическое уравнение состояния металлических материалов и прогнозирование характеристик жаропрочности / Проблемы прочности. – 1976, – № 9, – С. 9–14.

349. Ковпак В. И. Об эквивалентной повреждаемости при испытаниях на длительную прочность / В. И. Ковпак, О. И. Марусий // Проблемы прочности, – 1972, – № 4, – С.15–17.

350. Ковпак В. И. Некоторые особенности высокотемпературной ползучести сплавов на никелевой основе / В. И. Ковпак, А. Н. Олисов // Проблемы гнучности, – 1973, – №2, – С. 21–25.

351. Ковпак, В. И. О пересчете показателей жаропрочности на различные температуры / Заводская лаборатория, – 1971, – № 12, – С. 1113–1119.

352. Ковпак, В. И. К вопросу об оценке и прогнозировании статистик характеристик длительной прочности жаропрочных металлических материалов / Проблемы прочности, – 1977, – №7, – С. 49–57.

353. Ковпак, В. И. К вопросу о прогнозировании остаточной долговечности металлических материалов / Проблемы прочности, – 1981, – № 10, – С. 95–99.

354. Антикайн, П. А. Металлы и расчет на прочность котлов и трубопроводов. – М.: Энергия, 1980. – 422 с.

355. Куманин, В.И. Об изменении состояния границ зерен в котельной стали в процессе эксплуатации. – МиТОМ, 1986, №3, – С. 37–39.

356. Злепко, В. Ф. О связи длительных и кратковременных свойств прочности трубных сталей / В. Ф. Злепко, Н. В. Бугай // Энергетик, – 1970, – №11, – С.14–17.

357. Кривенюк, В. В. О связи кратковременных механических характеристик с длительной прочностью / Проблемы прочности, – 1974, – №3, – С. 31–35.

358. Методические рекомендации по оценке длительной прочности жаропрочных сплавов по результатам кратковременных испытаниях / Институт проблем прочности АН УССР: Сост. В. В. Кривенюк. – К.: 1978. – 37 с.

359. Бугай, Н. В. Об использовании кратковременных механических характеристик для оценки длительных прочностных свойств стали 12Х1МФ / Н. В. Бугай, В. В. Кривенюк, Д. С. Авраменко // Проблемы прочности, – 1980, – №3, – С. 54–56.

360. Men, N. P. International Conference on Fatigue of Metals, 1966, session 4.

361. Бочвар, А. А. Зависимость жаропрочности алюминиевых сплавов от времени старения / Известия АН СССР, – 1947, – №10, – С. 2–4.

362. Векслер, Е. Я. Определение длительной прочности стали 12Х1МФ методом горячей длительной твердости / Е. Я. Векслер, С. П. Голянский // Электрические станции, – 1965, – №2, – С. 23–26.

363. Рохлин, И. Н. Ускоренный метод определения длительной прочности путем измерения твердости / Заводская лаборатория, – 1960, – №7, – С. 850–852.

364. Крутасова, Е. И. Надежность работы металла паропроводов после расчетного срока службы / Е. И. Крутасова, Т. М. Талова // Электрические станции, – 1968, – №2, – С. 15–19.

365. Злепко, В. Ф. Критерий эксплуатационной надежности стали 12Х1МФ / В. Ф. Злепко, А. И. Захарова // Электрические станции, – 1970, – №4, – С. 32–34.

366. Злепко, В. Ф. О корреляции структуры, физических свойств и жаропрочности хромомолибденованадиевой стали в условиях ползучести. – В кн.: Жаропрочность и жаростойкость металлических материалов / В. Ф. Злепко, В. П. Самсонов, Т. А. Швецова и др. – М.: Наука, 1976, – С. 156–159.

367. Гофман, Ю. М. Ускоренный метод определения длительной прочности металла паропроводов из стали 12МХ после продолжительной эксплуатации / Энергетик, – 1969, – №6, – С. 31–32.

368. Акустическая эмиссия и ее применение для неразрушающего контроля в атомной энергетике. Под ред. К. Б. Вакара. – М.: Атомиздат, 1980. – 216 с.

369. Грешников, В. А. Акустическая эмиссия / В. А. Грешников, Ю. Б. Дробот. – М.: Изд-во стандартов, 1976. – 271 с.

370. Иванов, В. И. Акустико-эмиссионный контроль сварки и сварных соединений / В. И. Иванов, В. М. Белов. – М.: Машиностроение, 1981. – 184 с.

371. Смирнов, Е. Г. Акустическая эмиссия. – В кн.: Итоги науки и техники. Металловедение и термическая обработка металлов. – М.: ВИНТИ, 1981, – С. 111–152.

372. Финкель, В. М. Физические основы торможения разрушения. – М.: Металлургия, 1977. – 358 с.

373. Гусев, О. В. Акустическая эмиссия при деформировании монокристаллов тугоплавких металлов. – М.: Наука, 1982, – 105 с.

374. Вакар, К. Б. Изучение статистических характеристик акустико-эмиссионного излучения / К. Б. Вакар, В. Р. Ржевкин // Автоматическая сварка, – 1982, – №9, – С. 39–41.

375. James, V. R. The source of acoustic emission in deforming single crystals / In Intern. Conf. on Mechanical Behavior of Materials, 1971, Kyoto, Abstr., Vol. 3, – P. 960–961.

376. Jedgwich, R. T. Acoustic emission from single crystals of LiF and KCl / In Appl. Phys., 1968, Vol. 39, №3, – P. 1728–1740.

377. Нацик, В. А. Излучение рэлеевских волн краевой дислокацией, выходящей на поверхность кристалла / В. А. Нацик, А. Н. Бурканов // Физика твердого тела, – 1972, – т. 14, – №5, – С. 1289–1295.

378. Новиков, Н. В. О физической природе акустической эмиссии при деформировании металлических материалов / Н. В. Новиков, В. Е. Вайнберг // Проблемы прочности, – 1977, – № 12, – С. 65–69.

379. Вайнберг, В. Е. Об источниках акустической эмиссии / В. Е. Вайнберг, Л. И. Шрайфельд // Заводская лаборатория, – 1979, – №3, – С. 237–239.

380. Новиков, Н. В. Определение момента страгивания трещин акустическим методом при испытании образцов с надрезом на внецентренное растяжение / Н. В. Новиков, С. И. Лихацкий, А. А. Майстренко // Проблемы прочности, – 1973, – №9, – С. 21–25.

381. Юдин, А. А. К теории акустической эмиссии при пластической деформации металлов / А. А. Юдин, В. И. Иванов // 1-я Всесоюзная конференция. – Ч. 1 – Ростов-на-Дону. 1989. – с. 138–143.

382. Манохин, А. И. Энергетический анализ природы сигналов акустической эмиссии / А. И. Манохин, Л. И. Маслов, А. В. Белов и др. // 1-я Всесоюзная конференция. – Ч. 1 – Ростов-на-Дону, 1989. – С. 154–161.

383. Дробот, Ю. Е. Неразрушающий контроль усталостных трещин акустико-эмиссионным методом / Ю. Е. Дробот, А. М. Лазарев. – М.: Изд-во стандартов, 1987. – 127 с.

384. Степнов, М. Н. Статистическая обработка результатов механических испытаний. – М.: Машиностроение, 1972. – 231 с.

385. Минц, И. И. Исследование механизма ползучести и повреждаемости в низколегированных теплоустойчивых сталях при длительном высокотемпературном нагружении. – В кн.: Жаропрочность и жаростойкость металлических материалов / И. И. Минц, Т.Г. Березина, Л. Е. Ходыкина – М.: Наука, 1976, – С. 145–149.

386. Смирнов, А. Н. О корреляции механических свойств остаточной деформации и акустической эмиссии при исследовании трубных поверхностей нагрева. – В кн.: Система контроля и оценка надежности и долговечности металла в энергоустановках: Тез. докл. – М., 1986, – С. 85–86.

387. Николенко, В. В. Особенности акустической эмиссии при деформировании поликристаллических материалов. – В кн.: Молодые ученые и специалисты Кемеровской области – народному хозяйству / В. В. Николенко, Н. И. Червова, А. Н. Смирнов, Г. А. Червов. – Тез. докл. Кемерово, 1977, – С. 215–217.

388. Ковпак, В. И. Прогнозирование жаропрочности металлических материалов. – Киев: Наукова думка; 1981. – 238 с.

389. Булыгин, И. П. Статистическая оценка характеристик жаропрочности металлов для газотурбинных двигателей. Сообщение 2. Изменение дисперсии характеристик длительной прочности и ползучести в зависимости от температуры и длительности испытаний / И. П. Булыгин, Н. И. Парфенова, Л. Н. Тимофеева // Проблемы прочности, – 1970, – №10, – С. 20–24.

390. Смирнов А. Н. Связь жаропрочности и структурного состояния стали 12Х1МФ с параметрами АЭ при растяжении / А. Н. Смирнов, Н. А. Челышев // Известия вузов. Черная металлургия, – 1986, – №10. – С. 54–55.

391. Самойлов В.М. Оценка ресурсов работоспособности металла с применением установок тепловой микроскопии. – В кн.: Система контроля и оценка надежности и долговечности металла в энергоустановках / В.М. Самойлов, А.М. Левиус, С. Н. Береговая и др. – Тез. докл., 1986, – С. 61.

392. Березина, Т. Г. Ползучесть теплоустойчивых сталей в различных температурно-силовых условиях / Т. Г. Березина, И.И. Трунин, С. И. Кратер // Проблемы прочности, – 1981, – №3, – С. 42–47.

393. Соседов, В. Н. Исследование связи характеристик сигналов АЭ со структурой материала / В. Н. Соседов, В. Е. Вайнберг // Заводская лаборатория, – 1978, – №3, – С. 243–248.

394. Смирнов, А. Н. Влияние структурно-механического состояния стали 12Х1МФ на параметры сигналов акустической эмиссии при высокотемпературном деформировании / А. Н. Смирнов, В. В. Муравьев, А. Г. Васильев // Проблемы машиностроения и надежности машин, 1997, – С. 112–115.

395. Земзин В.Н. Термическая обработка и свойства сварных соединений / В.Н. Земзин, Р. З. Шрон. – Л.: Машиностроение, 1978. – 367 с.

396. Земзин, В. Н. Сварные соединения разнородных сталей. – М.: Машиностроение, 1966. – 231 с.

397. Смирнов, А. Н. Сварка разнородных сталей 12Х2МФСР и системы Mn-O-Zn-V / А. Н. Смирнов, Е. И. Белоголов // Сварочное производство, – 1978, – №6, – С.14.

398. Brook, R. Fracture Toughness, London, Iron and Steel Inst. S. a., 67–87.

399. Барсом, Дж. Ударные испытания металлов. Пер. с англ. / Дж. Барсом, С. Рольф. – М.: Мир, 1973, – С. 277–296.

400. Knoll, A. H. Proc. ASTM, 1962, V. 62, P. 778–782.

401. Zinkham, R. E. Eng. Fract. Mech., 1968, V. 1, № 2, P. 275–283.

402. Ланге, Э. Ударные испытания металлов. Пер. с англ. / Э. Ланге, Ф. Лосс. – М.: Мир, 1973, С. 242–256.

403. Hahn, G. T. Trans. Amer. Soc. Metals, 1966, V. 59, P. 909–910.

404. Hahn, G. T. Met. Trans, 1971, V. 2, P. 537–541.

405. Schwalbe, K. H. Eng. Fract. Mech., 1977, V. 9, P. 795–832.

406. Krafft, J. M. Appl. Mat. Res., 1964, V. 3, № 2, P. 88–96.

407. Hahn, G. T. ASTM STP, N 432, 1968, P. 5–32.

408. Методы оценки трещиностойкости металлов и сплавов на малых образцах. Руководящие указания. Вып. 60. (НПО ЦКТИ), 1992. – 52 с.

409. Метод оценки трещиностойкости при ползучести на малых образцах. Руководящие указания. Вып. 61. (НПО ЦКТИ), 1994. – 27 с.

410. Сероштан, В. И. Система оперативной диагностики грузоподъемных машин / Безопасность труда в промышленности, 1999, №6. – С. 16–18.

411. Ключев, В.В. Неразрушающий контроль и диагностика-фундамент технической безопасности 21 века. Тезисы выступления на юбилейной конференции, посвященной 30-летию НИИ интроскопии, 6 мая 1994 г., Москва, МНПО «СПЕКТР». – Дефектоскопия, 1994, №5, – С. 8–24.

412. Родюшкин, В. М. Об ультразвуковом методе выявления микротрещин / Дефектоскопия, 1999, №8.

413. Смирнов А. Н. Оценка степени поврежденности длительно работающего металла энергооборудования акустическим методом / А. Н. Смирнов, А. Г. Васильев, Е. В. Шевелев // Вестник КузГТУ, №5(18), 2000. – С. 46–49.

414. Гофман, Ю. М. Оценка работоспособности металла энергооборудования ТЭС. – М.: Энергоатомиздат, 1990. – 135 с.

415. Куманин, В. И. О характере разрушения гибов паропроводных труб / В. И. Куманин, М. И. Шкляров, Л. А. Ковалева // Теплоэнергетика, 1979, №7. с. 56-58.

СОДЕРЖАНИЕ

	Стр.
ВВЕДЕНИЕ	3
1. ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ТЕХНИЧЕСКОЙ ДИАГНОСТИКИ.....	5
1.1. Предмет технической диагностики.....	5
1.2. Задачи организации диагностического обеспечения.....	6
1.3. Техническая диагностика и прогнозирование.....	9
2. МАТЕРИАЛЫ, ПРИМЕНЯЕМЫЕ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ОБЪЕКТОВ ПОВЫШЕННОЙ ОПАСНОСТИ.....	15
2.1. Материалы, применяемые для паровых и водогрейных котлов, трубопроводов пара и горячей воды, сосудов, работающих под давлением.....	15
2.2. Материалы, применяемые для подъемных сооружений и сварных металлоконструкций.....	26
2.3. Коррозионостойкие материалы, применяемые в химической, нефтехимической и других отраслях промышленности.....	28
2.4. Дефекты металлургического и технологического производства.....	31
2.4.1. Внутренние дефекты.....	31
2.4.2. Дефекты поверхности.....	44
2.4.3. Технологические дефекты изготовления объектов повышенной опасности.....	56
2.5. Новые перспективные материалы.....	63
2.5.1. Стеклопластики.....	64
2.5.2. Органопластики.....	64
2.5.3. Углепластики.....	65
2.5.4. Боропластики.....	65
2.5.5. Металлические армированные композиционные материалы (МКМ).....	66
3. ПРОЦЕССЫ, ПРОТЕКАЮЩИЕ В МАТЕРИАЛАХ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ ОБЪЕКТОВ ПОВЫШЕННОЙ ОПАСНОСТИ.....	67
3.1. Коррозия металлов.....	67

3.1.1. Химическая коррозия.....	71
3.1.2. Электрохимическая коррозия.....	72
3.1.3. Коррозия металлов в различных условиях.....	75
3.1.4. Подземная коррозия.....	77
3.1.5. Водородное охрупчивание.....	79
3.1.6. Межкристаллитная коррозия (МКК).....	84
3.1.7. Коррозионное растрескивание под напряжением (КРН).....	87
3.1.8. Коррозионное растрескивание магистральных трубопроводов и возможные меры по предупреждению аварийности.....	91
3.1.9. Коррозионная усталость.....	92
3.2. Усталость металлов.....	96
3.2.1. Закономерности усталостного разрушения металлов и сплавов.....	102
3.2.2. Структурные изменения при усталости.....	105
3.2.3. Разрушение от усталости.....	110
3.2.4. Высокотемпературная малоцикловая усталость.....	116
3.2.5. Термическая усталость.....	118
3.3. Ползучесть.....	121
3.3.1. Установившаяся стадия ползучести.....	123
3.3.2. Механизм разрушения при ползучести.....	126
3.3.3. Особенности вязкого разрушения при ползучести.....	127
3.3.4. Разрушение при образовании и росте клиновидных трещин.....	128
3.3.5. Механизм порообразования при ползучести.....	130
3.3.6. Особенности диффузионного роста пор в легированных хромомолибденовых и хромомолибденованадиевых сталях.....	136
3.4. Релаксация.....	140
3.5. Разрушение.....	147
3.5.1. Деформация и разрушение.....	147
3.5.2. Образование микротрещин.....	152
3.5.3. Докритическое подрастание трещин.....	158
3.5.4. Образование макроскопических трещин.....	164
3.5.5. Вязкость разрушения и развитие трещин в	

различных условиях.....	168
3.5.6. Определение вязкости разрушения по усталостным испытаниям.....	174
3.5.7. Закономерности развития трещин.....	176
3.5.8. Распространение трещин в условиях длительного статического нагружения.....	177
4. ПОВРЕЖДЕНИЯ ОБЪЕКТОВ ПОВЫШЕННОЙ ОПАСНОСТИ.....	185
4.1. Состояние объектов котлонадзора и подъемных сооружений на промышленных предприятиях Кузбасса.....	185
4.2. Классификация повреждений поверхностей нагрева котельного оборудования.....	188
4.2.1. Ускоренное развитие ползучести.....	188
4.2.2. Кратковременный перегрев.....	189
4.2.3. Длительный перегрев.....	193
4.2.4. Прочие виды разрушения.....	197
4.3. Классификация повреждений сварных соединений	202
4.3.1. Типы эксплуатационных повреждений сварных соединений.....	202
4.4. Типичные повреждения объектов повышенной опасности.....	216
4.4.1. Повреждения паропроводов.....	217
4.4.2. Бездеформационные повреждения труб поверхностей нагрева.....	227
4.4.3. Повреждения сварных соединений.....	233
4.4.4. Разрушение сосудов и баллонов.....	236
4.4.5. Разрушения подъемных сооружений.....	241
4.4.6. Коррозионное растрескивание магистральных трубопроводов и возможные меры по предупреждению аварийности.....	244
4.4.7. Разрушение подъемных сооружений.....	245
4.4.8. Повреждения барабанов котлов высокого давления.....	255
5. ТЕХНИЧЕСКОЕ ДИАГНОСТИРОВАНИЕ.....	262
5.1. Методы контроля, применяемые при техническом диагностировании.....	262
5.1.1. Классификация методов ТД.....	262

5.1.2. Визуально-измерительный контроль.....	267
5.1.3. Радиационный метод.....	269
5.1.4. Акустические методы.....	273
5.1.5. Магнитные методы контроля.....	285
5.1.6. Капиллярные методы.....	287
5.1.7. Вихретоковые методы.....	291
5.1.8. Безобразцовые методы испытаний.....	294
5.2. Перспективные направления развития неразрушающего контроля.....	298
5.3. Разрушающие испытания.....	309
5.3.1. Макроскопические исследования (макроанализ).....	309
5.3.2. Микроскопические исследования (микроанализ).....	311
5.3.3. Просвечивающая электронная и растровая микроскопия.....	313
5.3.4. Статические испытания металлов.....	317
5.3.5. Циклические испытания механических свойств.....	326
5.3.6. Динамические испытания.....	328
5.3.7. Определение сопротивления разрушению.....	332
5.4. Фрактографические исследования.....	334
6. СУЩЕСТВУЮЩИЙ ПОДХОД К ТЕХНИЧЕСКОМУ ДИАГНОСТИРОВАНИЮ ОБЪЕКТОВ ПОВЫШЕННОЙ ОПАСНОСТИ И ОЦЕНКЕ ОСТАТОЧНОГО РЕСУРСА. ПЕРСПЕКТИВНЫЕ МЕТОДЫ ТЕХНИЧЕСКОГО ДИАГНОСТИРОВАНИЯ.....	354
6.1. Система технического диагностирования в тепловой энергетике.....	363
6.1.1. Методы оценки работоспособности длительно работающего металла энергооборудования.....	368
6.1.2. Использование акустико-эмиссионной диагностики при испытаниях жаропрочных материалов.....	372
6.2. Оценка остаточного ресурса металлоконструкции по вязкости разрушения. Определение критиче-	

ских размеров дефектов.....	397
6.2.1. Прогнозирование срока службы металлоконструкций.....	400
6.2.2. Надежность объектов повышенной опасности при пробных испытаниях.....	401
6.2.3. Связь вязкости разрушения с другими механическими характеристиками.....	403
6.2.4. Распространение трещин сколом.....	404
6.2.5. Вязкое развитие трещин.....	405
6.3. Основные направления развития технического диагностирования.....	407
6.3.1. Система оперативной диагностики грузоподъемных машин.....	407
6.3.2. Акустические методы.....	409
6.3.3. Требования к неразрушающим испытаниям и рекомендуемые направления дальнейших исследований.....	417
СПИСОК РЕКОМЕНДУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ.....	419
СОДЕРЖАНИЕ.....	449