П.А.Антикайн

МЕТАЛЛЫ и расчет на прочность котлов и трубопроводов

3-е издание, переработанное

МОСКВА
ЭНЕРГОАТОМИЗДАТ
1990

ББК 31.361
А72
УДК 621.181:669.018.29

Рецензент: Г. А. Туляков

Редактор издательства: А. А. Кузнецов

Антикайн П. А.

А 72 Металлы и расчет на прочность котлов и трубопроводов.— 3-е изд., перераб.— М.: Энергоатомиздат, 1990.—368 с.: ил.

ISBN 5-283-00065-6

В книге рассматриваются требования Госгортехнадзора СССР к металлам паровых и водогрейных котлов и трубопроводов. Даны стали, сплавы и наплавочные материалы, применяемые для изготовления поверхностей нагрева, барабанов, камер, трубопроводов, арматуры и крепежных деталей. Изложены основные положения нормативных методов расчета на прочность.

Первое издание книги вышло в 1969, второе — в 1980 г. Третье издание переработано с учетом опыта изготовления, эксплуатации и ремонта оборудования, требований нормативных документов.

Книга предназначена для персонала электростанций, работников монтажных, ремонтных организаций и котлостроительных заводов.

А $\frac{2203050000\text{-}522}{051(01)\text{-}90}$ 191-89 **ББК 31.361**

ISBN 5-283-00065-6

© Автор, 1990

СОДЕРЖАНИЕ

Предисловие 5

Глава первая. **Воздействие эксплуатационных механических нагрузок на стали для паровых и водогрейных котлов и трубопроводов** 8

1.1. Условия работы металла паровых и водогрейных котлов и трубопроводов 8
1.2. Упругая и пластическая деформация котельных сталей 10
1.3. Хрупкое разрушение сосудов и трубопроводов 15
1.4. Влияние высоких температур на механические свойства сталей 18
1.5. Ползучесть и длительная прочность 22
1.6. Релаксация напряжений 42
1.7. Усталость и термическая усталость 46

Глава вторая. **Котельные стали и полуфабрикаты из них** 53

2.1. Углеродистые стали 53
2.2. Легированные жаропрочные и жаростойкие стали 61
2.3. Котельные стальные листы 78
2.4. Стальные трубы, работающие под давлением 85
2.5. Прокат для крепежных деталей и пружин 97
2.6. Стальные поковки 102
2.7. Стальные и чугунные отливки 103

Глава третья. **Изменения структуры и свойств котельных сталей в процессе изготовления, монтажа и ремонта** 108

3.1. Основные требования и конструкции сварных соединений и технологии сварки 108
3.2. Электродуговая сварка 113
3.3. Автоматическая сварка под слоем флюса 125
3.4. Аргонодуговая сварка 126
3.5. Контактная сварка 127
3.6. Ацетилено-кислородная газовая сварка 129
3.7. Электрошлаковая сварка 132
3.8. Кислородная резка 133
3.9. Термическая обработка сварных соединений 134
3.10. Дефекты и контроль качества сварных соединений 138
3.11. Влияние пластической деформации на механические свойства и работоспособность сталей для котлов и трубопроводов 147
3.12. Гибка труб и основные технические требования к гибам 152
3.13. Штамповка днищ, вальцовка и штамповка обечаек 157

Глава четвертая. **Изменения структуры и свойств металла котлов и трубопроводов в процессе эксплуатации** 159

4.1. Трубопроводы тепловых электростанций 159
4.2. Изменения структуры металла и контроль за паропроводами 161

4.3. Повреждения элементов котлов и трубопроводов от тепловой усталости 188
4.4. Эксплуатационная надежность гибов необогреваемых труб, транспортирующих воду, пароводяную смесь и насыщенный или слабоперегретый пар 190
4.5. Коррозия труб экранных поверхностей нагрева 209
4.6. Коррозия металла труб ширмовых и конвективных пароперегревателей 227
4.7. Подшламовая коррозия и водородное охрупчивание 240
4.8. Эксплуатационная надежность труб топочных экранов при водяной очистке 246
4.9. Сернистая коррозия металла хвостовых поверхностей нагрева и стальных коробов газоходов 247
4.10. Стояночная коррозия и способы консервации котлов 255
4.11. Эксплуатационная надежность барабанов энергетических и промышленных котлов и корпусов котлов малой производительности 259
4.12. Эрозионные повреждения энергооборудования 277
4.13. Регенерация структуры и свойств перлитных жаропрочных сталей путем восстановительной термической обработки 288
4.14. Анализ причин повреждений котлов и трубопроводов и некоторые типичные дефекты 300

Глава пятая. **Расчет на прочность элементов котлов и трубопроводов** 315
5.1. Нормативный метод расчета 315
5.2. Коэффициенты запаса прочности и допускаемые напряжения 320
5.3. Расчетные давление и температура 326
5.4. Расчет на прочность труб поверхностей нагрева и трубопроводов, нагруженных внутренним давлением 328
5.5. Расчет на прочность барабанов и камер 337
5.6. Расчет на прочность тройников 347
5.7. Расчет на прочность конических переходов 348
5.8. Расчет на прочность выпуклых днищ 351
5.9. Расчет на прочность плоских днищ и заглушек 357
Список литературы 362

ПРЕДИСЛОВИЕ

Тепловые электрические станции, оснащенные мощными энергетическими блоками с паровыми котлами сверхкритических и высоких параметров пара, обеспечивают большую часть вырабатываемой в настоящее время электрической энергии и поддержание их высокой надежности и экономичности — важная народнохозяйственная задача, которую можно решить только в случае правильного выбора материалов и технологических процессов, используемых при изготовлении, монтаже и ремонте оборудования.

Ввод новых мощных энергетических блоков сопровождается повышением блочности их изготовления и комплектности заводской поставки энергооборудования, повышением качества изготовления и технического уровня котлов, вспомогательного оборудования, деталей трубопроводов и арматуры.

Если в предыдущие годы наблюдалось непрерывное повышение параметров пара, то в 1981—1986 гг. произошла их стабилизация на уровне 23,5 МПа и 540/540° С для мощных энергоблоков. Эти параметры оказались близкими к оптимальным. Определенный, пока не использованный резерв, не требующий разработки новых сталей для поверхности перегрева, представляет возможность повышения температуры промежуточного перегрева до 560—570° С.

Дальнейшее повышение температуры перегрева свежего пара и промежуточного перегрева сдерживается отсутствием подходящих сталей для высокотемпературной части пароперегревателей и паропроводов. Переход на более высокий уровень температур связан с необходимостью применения дорогих и малотехнологичных сталей и сплавов, содержащих высокий процент таких дефицитных легирующих элементов, как никель, вольфрам, молибден и др.

Для установления предельных возможностей эксплуатируемых блоков целесообразно выполнить проверочный расчет высокотемпературных элементов трубных систем этих блоков на прочность при циклических нагрузках в условиях ползучести, разработать рекомендации по совершенствованию объемов и методов

контроля металла в эксплуатации, дать обоснованные рекомендации по организации водно-химического режима, а также по изменению нормативов ремонтного обслуживания.

Непрерывно возрастает доля котлов и трубопроводов, отработавших свой проектный ресурс, что требует разработки нормативно-технической документации, регламентирующей этот процесс. Возрастают объемы фактически выполняемых работ по дефектоскопии и контролю состояния металла. Существовавшая во всем мире практика проектирования котлов и трубопроводов на срок службы до 100 тыс. ч не оправдала себя. В настоящее время разработана таблица допускаемых напряжений, позволяющих производить расчет элементов котлов и трубопроводов на 200 и даже на 300 тыс. ч. Осуществляется выпуск паропроводов на расчетный срок службы 200 тыс. ч.

В промышленной и малой энергетике Советского Союза в последние годы проходят освоение и опробование топки с кипящим слоем, разрабатываются проекты котлов с топками с кипящим слоем производительностью до 420 т/ч. В эксплуатации находится большая номенклатура котлов-утилизаторов, в которых происходит снижение температуры сбросных газов различных химических и металлургических производств. Поэтому требуется проведение исследований, позволяющих обосновать правильный выбор материалов, а также дать рекомендации по совершенствованию конструкции и режимов эксплуатации энергооборудования. Удачный выбор химического состава жаропрочной стали недостаточен для обеспечения ее надежной работы в эксплуатации. Большую роль играют технология металлургического производства (шихтовка, способ выплавки, режимы прокатки, термической обработки и др.), а также технология изготовления и монтажа элементов котельного агрегата (гибка, сварка, последующая термическая обработка). И только при высоком уровне технологии и культуры производства и эксплуатации можно обеспечить надежную работу современного котла.

Первое издание настоящей книги было выпущено в свет издательством «Энергия» в 1969 г., второе переработанное издание вышло в 1980 г. Книга получила определенное признание у работников тепловых электрических станций, научно-исследовательских институтов и котлостроительных заводов.

За время, прошедшее после второго издания, накоплен дополнительный экспериментальный материал по влиянию длительной эксплуатации на структуру и свойства котельных сталей, по коррозионной стойкости сталей в продуктах сгорания энергетических топлив, воде и паре; по влиянию на надежность поверхностей нагрева водных обмывок для удаления шлака сильно шлакующих топлив; по влиянию консервации на предотвращение стояночной коррозии барабанов и трубной системы котлов. Разработаны и широко применяются новые конструктивные и

технологические решения, влияющие на надежность котлов и трудопроводов, внедрены штампованные тройники и гибы, цельносварные экранные панели, появились новые типы котлов и новые типоразмеры трубопроводов. Выпущены новые инструкции по контролю металла котлов и трубопроводов в процессе эксплуатации, по продлению срока службы сверх расчетного. Введены новые руководящие технические материалы по расчетам на прочность элементов котлов и трубопроводов.

В данной книге рассматриваются строение и свойства сталей, используемых для изготовления паровых и водогрейных котлов, трубопроводов пара и горячей воды, а также сосудов, работающих под давлением, описываются применяемые в энергетике стали и влияние технологических процессов и условий эксплуатации на структуру и показатели прочности металла. Значительное внимание уделяется строению и свойствам сварных соединений, сообщаются основные результаты исследований высокотемпературной газовой коррозии экранов, ширмовых пароперегревателей и конвективных поверхностей нагрева мощных паровых котлов; помещена информация о коррозионных процессах в водной среде и низкотемпературной сернистой коррозии, излагаются мероприятия, позволяющие защитить трубную систему котлов от интенсивных коррозионных поражений, основные положения нормативных методов расчета на прочность элементов котлов, трубопроводов и сосудов, работающих под давлением.

Наряду с литературными данными в книге обобщены результаты исследований автора. Отличительной особенностью книги является то, что вопросы металловедения, прочности, коррозии и технологии изготовления рассмотрены во взаимосвязи.

Задача настоящей монографии — ознакомить инженеров, техников, работающих в области проектирования, монтажа, эксплуатации и ремонта котлов, с особенностями строения жаропрочных сталей, с процессами изменения их структуры и свойств в эксплуатации, а также с основными принципами и методами расчета на прочность современных паровых котлов и трубопроводов.

Замечания по книге следует направлять по адресу: 113114, Москва, М-114, Шлюзовая наб., 10, Энергоатомиздат.

Глава первая

ВОЗДЕЙСТВИЕ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ МЕХАНИЧЕСКИХ НАГРУЗОК НА СТАЛИ ДЛЯ ПАРОВЫХ И ВОДОГРЕЙНЫХ КОТЛОВ И ТРУБОПРОВОДОВ

1.1. Условия работы металла паровых и водогрейных котлов и трубопроводов

Металл элементов паровых или водогрейных котлов и трубопроводов работает в разнообразных и в ряде случаев тяжелых условиях.

Каркас котла, его обшивка, детали котельно-вспомогательного оборудования эксплуатируются при комнатной или умеренно повышенной температуре и относительно невысоких напряжениях. Для изготовления деталей каркаса чаще всего используются углеродистые стали обыкновенного качества, которые являются наиболее дешевым и технологичным конструкционным материалом.

В более тяжелых условиях находится металл элементов котлов и трубопроводов, работающих под давлением. Повреждение этих элементов связано с повышенной опасностью. Основные положения по технологии изготовления, требования к конструкции и безопасной эксплуатации элементов котлов и трубопроводов регламентированы «Правилами устройства и безопасной эксплуатации паровых и водогрейных котлов» и «Правилами устройства и безопасной эксплуатации трубопроводов пара и горячей воды». Правила утверждаются Госгортехнадзором СССР, согласовываются с ВЦСПС и обязательны для исполнения всеми должностными лицами, инженерно-техническими работниками и рабочими, имеющими отношение к проектированию, изготовлению, монтажу, ремонту и эксплуатации паровых котлов и трубопроводов горячей воды и пара.

Внутреннее давление и дополнительные усилия, вызванные весовыми нагрузками, тепловыми расширениями и рядом других трудно учитываемых факторов, приводят к тому, что элементы котлов работают в сложнонапряженном состоянии.

Детали котлов и трубопроводов имеют конструкционные концентраторы напряжений в виде отверстий для приварки штуцеров, патрубков, резкие переходы сечений и т. п. При пусках, остановах, переходных режимах в трубной системе и барабанах котлов возникают циклические напряжения. Поэтому для снятия пиков местных напряжений в условиях сложного напряженного состояния без опасности образования трещин металл этих элементов должен обладать высокими пластическими свойствами.

Трубы поверхностей нагрева омываются горячими топочными газами с одной стороны и паром или водой с другой стороны. В современных паровых котлах пар перегревается до температуры 545—570° С. Температура металла труб поверхностей нагрева существенно выше температуры пара на выходе из котла. Это определяется неравномерной раздачей пара по змеевикам и неравномерным обогревом труб газами, а также неизбежным перепадом температур между наружной обогреваемой и внутренней охлаждаемой поверхностями труб и теплоносителем.

Металл при высоких рабочих температурах снижает прочность, возникают новые явления, которые не наблюдаются при комнатной температуре: металл начинает накапливать пластическую деформацию при относительно низких напряжениях, снижаются его пластические свойства при длительном нагружении, ухудшается структура, а на поверхности интенсивно протекают коррозионные процессы.

В более тяжелых температурных условиях работают необогреваемые стойки и подвески труб поверхностей нагрева и элементы конструкций горелок. К их материалам предъявляются высокие требования в отношении коррозионной стойкости.

Хвостовые поверхности нагрева и стальные газоходы паровых котлов, в которых сжигаются топлива с большим содержанием серы, подвержены низкотемпературной сернистой коррозии. На этих относительно холодных поверхностях происходит конденсация паров серной кислоты.

При сжигании сильно забалластированных топлив происходит интенсивный эрозионный износ труб поверхностей нагрева в результате воздействия абразивных частиц золы.

Эрозионному износу из-за влияния потоков воды или пара подвержены регулирующие и запорные органы пароводяной арматуры, рабочие элементы питательных насосов и т. п.

На внутренних поверхностях труб котла, барабанов, камер и трубопроводов протекает коррозия в воде или паре, происходит образование отложений, забивание гибов труб поверхностей нагрева продуктами коррозии. При этом ухудшается теплообмен, так как слой оксидов, обладающий низкой теплопроводностью, вносит добавочное термическое сопротивление.

Все перечисленные факторы влияют на надежность котла в целом. Под термином *надежность* понимается свойство объ-

екта выполнять заданные функции, сохраняя свои эксплуатационные показатели в заданных пределах в течение требуемого промежутка времени или наработки. Надежность котлов обеспечивается путем правильного выбора материалов, стабильности свойств материалов как результата отработанности и неизменности металлургического цикла их производства и технологического цикла на котлостроительном заводе, совершенства конструкции, высокого качества монтажа, эксплуатации и ремонта.

Правильный выбор материалов котла является важным условием его надежности и экономичности в эксплуатации, рационального расходования металла, а также технологичности при изготовлении, монтаже и ремонте.

1.2. Упругая и пластическая деформация котельных сталей

В деталях котлов и трубопроводов под воздействием внутреннего давления и других нагрузок возникают напряжения, вызывающие деформацию.

Деформация может быть упругой, исчезающей после снятия нагрузки, пластической, остающейся после снятия нагрузки. Начальные малые деформации являются всегда упругими. Только после достижения определенной упругой деформации в стали возникают остаточные явления, вызывающие пластическую деформацию. Рассмотрим несколько подробнее, что происходит в кристаллической решетке металла при его нагружении.

В кристаллической решетке любого металла атомы располагаются правильными рядами. Между положительно заряженными ионами металла в кристаллической решетке существуют электростатические силы отталкивания. Одновременно действуют электростатические силы притяжения между положительно заряженными ионами и отрицательно заряженными электронами, образующими электронный газ. Взаимодействие между ионами и электронами осложняется быстрым перемещением электронов. В результате этого возникают электродинамические силы. Когда ионы металлов отстоят друг от друга на расстоянии, равном параметру решетки, силы притяжения и отталкивания уравновешиваются. Приложение небольшого напряжения сдвига вызовет смещение одновременно всей верхней части кристалла относительно нижней. Такой сдвиг называется синхронным.

Обозначим через τ напряжение, сдвигающее верхнюю часть кристалла относительно нижней. При нарастании атомы верхней части кристалла будут смещаться (рис. 1.1), испытывая сопротивление сил межатомного взаимодействия до тех пор, пока верхний ряд не сместится на половину параметра решетки. Далее верхняя часть кристалла самопроизвольно начнет перемещаться вправо в следующее возможное устойчивое положение равновесия: каждый атом верхнего ряда будет стремиться занять место напротив атома нижнего ряда, но на один параметр решетки правее.

В первом приближении можно принять, что напряжение, действующее на

верхний ряд атомов, в зависимости от смещения вдоль оси меняется по синусоидальному закону

$$\tau = A \sin \frac{2\pi x}{a}, \tag{1.1}$$

где A — коэффициент пропорциональности; a — параметр решетки.

В то же время при малых упругих деформациях справедлив закон Гука

$$\tau = G\frac{x}{a}, \tag{1.2}$$

где G — модуль сдвига.

При $x \to 0$ $\sin 2\pi x = 2\pi x$, и из (1.1) и (1.2) находим:

$$A = G/2\pi.$$

Подставляя значение A в (1.1), получаем

$$\tau = \frac{G}{2\pi} \sin \frac{2\pi x}{a}.$$

Теоретическое критическое напряжение сдвига, которое необходимо приложить к верхнему ряду атомов, чтобы вызвать пластическую деформацию, составит:

$$\tau_{кр} = G/2\pi.$$

Для чистого железа $G = 69\,000$ МПа, $\tau_{кр} = 11\,000$ МПа.

Однако реальное напряжение сдвига для технически чистого железа, получаемое из опыта, почти на три порядка ниже:

$$\tau_{кр}^{эксп} = 29 \text{ МПа}.$$

Долгое время причину расхождения между теорией и экспериментом установить не удавалось. Разгадка была найдена на основе использования представлений о наличии дислокаций в металлах. Рассмотрим эти представления. В реальном кристалле имеются дислокации. Сдвиг развивается не синхронно, а последовательно, путем перемещения дислокации (рис. 1.1).

В верхней части кристалла, расположенной выше линии AA, имеется лишняя плоскость, заполненная атомами (линейная дислокация). Под действием приложенного напряжения дислокация перемещается, пока не выйдет на поверхность кристалла. Для перемещения дислокации требуется напряжение на несколько порядков меньшее, чем для синхронного сдвига.

Бездислокационные монокристаллы очень малых размеров — так называемые «усы» — получены осаждением из паров. Сопротивление их сдвигу и прочность близки к теоретической величине. Получение бездислокационных кристаллов послужило подтверждением теории дислокаций. К сожалению, пока нельзя получать металл, свободный от дислокаций, в количестве, которое можно было бы использовать в промышленных масштабах.

В процессе пластической деформации происходит генерирование дислокаций в результате их взаимодействия друг с другом и с препятствиями.

Рассмотрим один из возможных механизмов образования новых дислокаций — механизм Франка Рида. При движении в плоскости чертежа под дейст-

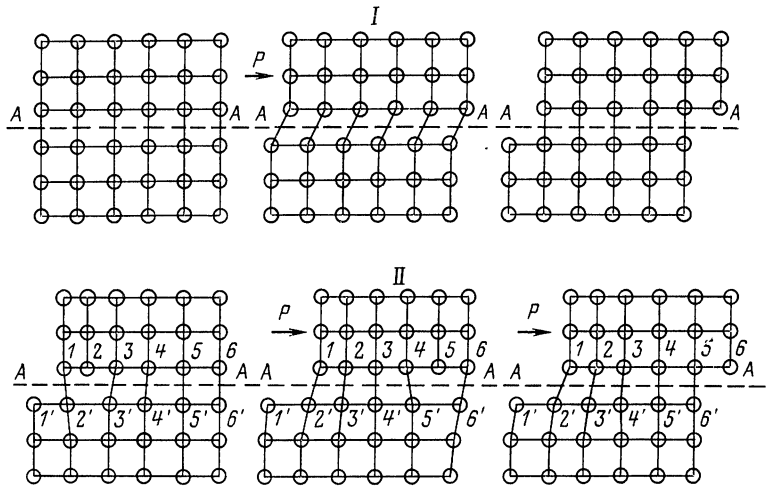


Рис. 1.1. Схема сдвига:
I — синхронного; *II* — происходящего путем последовательного перемещения линейной дислокации вдоль плоскости плотной упаковки атомов в кристаллической решетке

вием напряжения τ дислокация достигает двух препятствий: D и D' (рис. 1.2, *а*). Это могут быть неметаллические включения, дислокации, расположенные в других плоскостях, и препятствия иного характера.

Под действием все возрастающего напряжения дислокация выгибается, пока не превратится в полуокружность (рис. 1.2, *б*). Далее дислокация начинает самопроизвольно растекаться (как показано стрелками на рис. 1.2, *в, г*), образуя петлю. Этот процесс может идти даже при убывающей величине τ. Когда левая и правая части петли встретятся, образуются две дислокации: одна, закрепленная на препятствиях D и D', другая — свободно перемещающаяся (рис. 1.2, *д*). Если вторая дислокация на своем пути не встретит препятствий, то она выйдет на поверхность кристалла, в результате чего произойдет элементарный акт пластической деформации.

Если генерируемые дислокации встретят препятствия, то они будут заторможены. Следующая петля, образовавшаяся около рассмотренного ранее источника Франка Рида, встретит на своем пути не просто препятствие, как первая, а препятствие с осевшей на нем дислокацией. Для преодоления такого препятствия потребуется большее напряжение сдвига. Вследствие этого металл упрочнится.

Явление упрочнения металла под влиянием пластической деформации называется наклепом.

На рис. 1.3 показана микроструктура технически чистого железа, подвергнутого деформации при растяжении. Пластическая деформация происходит путем сдвига части зерна относительно других его частей. В одном зерне деформация распространяется по нескольким плоскостям скольжения. На поверхности микрошлифа они образуют ступеньки, называемые линиями сдвига.

На рис. 1.3 линии сдвига хорошо видны в виде почти параллельных темных

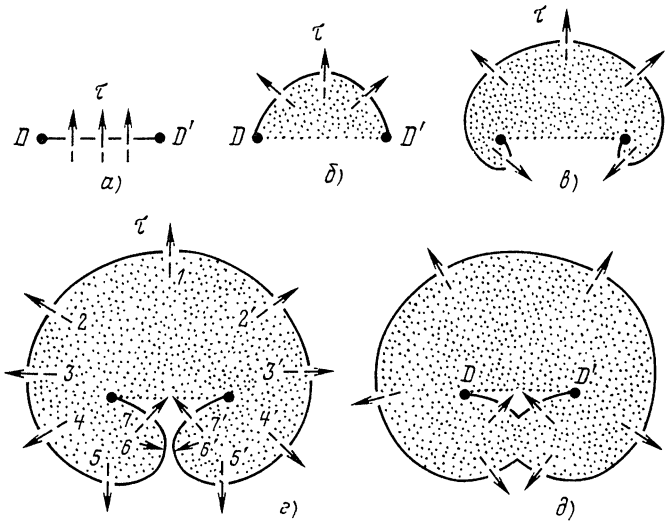


Рис. 1.2. Последовательные стадии генерирования дислокации источником Франка — Рида:
а — дислокации под действием напряжения τ подошли к препятствиям *D* и *D′*; *б, в* и *г* — последовательное движение протяженности фронта дислокации под действием напряжения τ, *д* — концы дислокации встретились, сдвиг распространился в обе стороны на один параметр решетки, а между препятствиями *D* и *D′* расположилась такая же дислокация, как на позиции *а*

полосок. Границы между зернами — более толстые и резко выраженные линии, образующие замкнутые контуры.

Как известно, кристаллы металла анизотропны, т. е. многие их свойства зависят от направления по отношению к кристаллической решетке. Это следствие различной плотности упаковки атомов в различных кристаллографических плоскостях.

Сдвиг в кристаллической решетке происходит, как правило, по плоскостям с наиболее плотной упаковкой атомов. Поэтому линии сдвига практически параллельны.

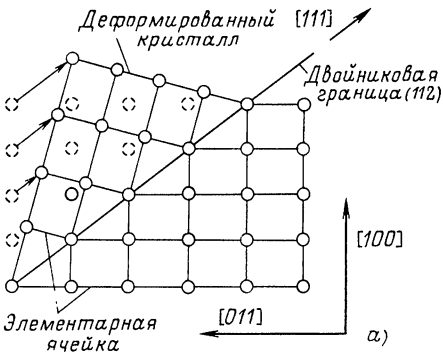
Сопротивление сдвигу, временное сопротивление и относительное удлинение в монокристалле зависят от направления. Однако металлические элементы состоят из большого количества кристаллических зерен. Например, в 1 см^3 стального проката содержатся десятки тысяч зерен. Все они ориентированы в пространстве произвольно. Хотя в каждом кристаллите свойства зависят от кристаллографического направления, в металлическом изделии свойства в любом направлении практически одинаковы. Это объясняется тем, что в любом направлении оказывается приблизительно равное число зерен, ориентированных вдоль этого направления осями наибольшей и наименьшей прочности и наибольшей и наименьшей пластичности.

Однако если имеет место преимущественная ориентация кристаллитов в изделии, то его свойства зависят от направления. Например, в прокатных изделиях: листах, трубах и т. п.— наиболее высокие прочностные и пластические свойства



Рис. 1.3. Микроструктура технически чистого железа после пластической деформации, ×100

Рис. 1.4. Пластическая деформация путем двойникования:
а — схема, *б* — микроструктура стали 12Х18Н12Т, подвергнутой пластической деформации в холодном состоянии, со следами двойникования





получаются при испытании вдоль направления прокатки и наиболее низкие — в поперечном направлении.

Рассмотренный выше механизм пластической деформации называется трансляционным скольжением. Вторым принципиально отличным типом пластической деформации является механическое двойникование, при котором часть деформируемого кристаллита переходит в новое положение, симметричное по отношению к недвойниковавшей части кристаллита и относительно этих частей (рис. 1.4, *а*). Плоскость раздела между двойниковавшейся и недвойниковавшейся частями кристаллита называется плоскостью двойникования.

На рис. 1.4, *б* показана микроструктура нержавеющей хромоникелевой стали, на которой хорошо видны прямые темные границы двойников — плоскости двойникования.

При деформации реального кристаллита процессы скольжения и двойникования могут происходить одновременно и влиять друг на друга. При скольжении происходит непрерывное и устойчивое накопление пластической деформации; при двойниковании пластическая деформация накапливается скачком.

В результате пластической деформации плотность дислокаций в металле может возрасти в 10^4—10^5 раз. Одновременно из-за взаимодействия между дислокациями, а также между дислокациями и препятствиями сильно повыша-

ется число вакансий и смещений. Если в отожженном металле содержится порядка 10^{16} вакансий в 1 $см^3$, то в накопленном — до 10^{19}—10^{20}.

Пластическая деформация приводит к изменениям структуры металла, которые можно наблюдать под микроскопом. При больших степенях пластической деформации происходит дробление блоков, а затем и зерна. Зерна вытягиваются в направлении деформации и поворачиваются в этом направлении осями наибольшей прочности.

Если структура металла состоит из составляющих различной прочности, то пластическая деформация развивается сначала в менее прочной составляющей. При больших степенях пластической деформации в металле образуются трещины.

1.3. Хрупкое разрушение сосудов и трубопроводов

В связи с ростом габаритов и усложнением условий эксплуатации неоднократно отмечались хрупкие разрушения трубопроводов, сосудов давления, литых корпусов крупногабаритной арматуры и т. д. Конструкции, которые согласно классическим методам расчета должны были бы надежно работать, внезапно разрушались. На основании экспериментальных исследований и теоретического анализа потребовалось создать методики расчета инженерных конструкций на стойкость против хрупкого разрушения.

В котельной технике хрупкое разрушение барабанов, трубопроводов большого диаметра, сосудов, работающих под давлением, возможно в периоды гидравлических опрессовок. До настоящего времени проверка на стойкость к хрупкому разрушению котельного оборудования не проводится. Однако на аналогичном оборудовании атомных электростанций необходимость проведения такой оценки общепризнана. Проверку на стойкость против хрупкого разрушения проходят корпуса реакторов и парогенераторов, компенсаторы объема и пр. Целесообразно в практику инженерных расчетов барабанов, трубопроводов большого диаметра и сосудов давления, выполняемых из перлитных сталей, также ввести оценку стойкости конструкций против внезапного хрупкого разрушения.

За последние годы появился новый раздел в науке о прочности материалов и конструкций — механика разрушения [13, 14].

Английским ученым Гриффитсом высказана идея о том, что трещина, существующая в твердом теле, получает лавинообразное развитие в случае, когда скорость освобождения энергии упругой деформации превосходит прирост поверхностной энергии трещины.

В дальнейшем для хрупких материалов установлена достаточно хорошая сходимость между теорией Гриффитса и экспериментом. Для пластичных материалов она не наблюдалась. Оказалось, что в достаточно пластичном материале работа, идущая на создание новой поверхности раздела, незначительна по сравнению с работой пластической деформации у вершины трещины.

В теорию Гриффитса пришлось вносить существенные поправки. В частности, под α стали понимать величину условного поверхностного натяжения, складывающегося как за счет собственно работы по созданию новой свободной поверхности твердого тела, так и за счет работы пластической деформации.

Общие соображения об энергетическом подходе в механике разрушения оказались весьма полезными.

При разработке критериев оценки склонности сталей и сплавов к хрупкому разрушению наиболее плодотворной была идея Ирвина, предложившего оценивать вязкость металла по известным величинам напряжения и размеру трещины в критический момент нагружения, т. е. в тот момент, когда начинается неконтролируемое разрушение за счет упругой энергии, накопленной в механической системе «испытательная машина — образец».

Распределение напряжений у конца трещины в бесконечной упругой растягиваемой пластине описывается уравнениями Вестергаада

$$\sigma_x = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \cos\frac{\theta}{2}\left(1 - \sin\frac{\theta}{2}\sin\frac{3\theta}{2}\right);$$

$$\sigma_y = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \cos\frac{\theta}{2}\left(1 + \sin\frac{\theta}{2}\sin\frac{3\theta}{2}\right);$$

$$\tau_{xy} = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \cos\frac{\theta}{2}\sin\frac{\theta}{2}\cos\frac{3\theta}{2},$$

здесь r — текущий радиус, отсчитываемый как кратчайшее расстояние от вершины трещины; θ — угол, отсчитываемый от плоскости, в которой расположена трещина; K — коэффициент интенсивности напряжений, равный $\sigma\sqrt{\pi l}$. Напряжение σ действует в плоскости, расположенной перпендикулярно к плоскости трещины. Критическое состояние системы (после которого наступает внезапное хрупкое разрушение) характеризуется достижением коэффициентом интенсивности напряжений критической величины K_c.

Приведенные выше формулы справедливы для упругого материала. В вершине трещины пластичного материала имеется зона, в которой распределение напряжений подчиняется иным законам. Чем меньше эта зона по отношению к размерам трещины, тем точнее уравнения описывают напряженное состояние образца с трещиной в целом.

По известным геометрическим размерам образца, по величине трещины и напряжению в неослабленном трещиной сечении экспериментально определяют критический коэффициент интенсивности напряжений K_c, который раньше считался константой материала. Однако в дальнейшем было установлено, что этот критерий зависит от толщины и ширины образца, а также от длины исходной трещины.

С ростом сечения образца и глубины трещины затрудняется пластическая деформация и уменьшается коэффициент K_c. Характер разрушения в сечении образца, которое не ослаблено исходной наведенной трещиной, с увеличением поперечного сечения образца и глубины трещины становится все более хрупким. Сокращается зона, состоящая из участков среза под углом 45° к боковой по-

верхности, и увеличивается центральная зона хрупкого разрушения, расположенная нормально к направлению максимальных растягивающих напряжений. При достижении определенной площади поперечного сечения образца, а также с ростом глубины трещины коэффициент K_c практически перестает зависеть от размеров образца. В этом случае его можно рассматривать как константу материала. Чем пластичнее материал, тем больший размер образца требуется для достижения постоянства критерия K_c.

Критерий K_c вычисляют по известным из эксперимента критической длине трещины, при которой разрушение начинает развиваться лавинообразно, и разрушающему напряжению в неослабленном трещиной сечении образца. Определение критической длины трещины связано с методическими трудностями. Для ее определения обычно используют тензометрирование или применяют измерение электросопротивления. Оба метода непригодны для массовых промышленных испытаний, так как требуют сложной аппаратуры и весьма трудоемки.

Для оценки стойкости материала к хрупкому разрушению чаще используется критерий K_{Ic} — коэффициент интенсивности напряжений в условиях плоской деформации при трехосном растяжении. Это важный технический прочностный критерий, дополняющий сведения о прочностных свойствах материала, получаемые при испытании на растяжение гладких образцов. Количественно критерий K_{Ic} является той предельной величиной, к которой стремится K_c при увеличении размера образца. Критерий K_{Ic} называют критерием Ирвина.

Для надежного определения критерия K_{Ic} должны использоваться образцы достаточно большой толщины, больше некоторой минимально допустимой. Так как допустимая минимальная толщина заранее не известна и получить материал, достаточный для надежного определения K_{Ic}, не всегда в силах экспериментатора, то возникают определенные трудности.

Кроме того, в реальной конструкции не всегда реализуются толщины, которые соответствовали бы условиям хрупкого разрушения, определенным по критерию Ирвина. При отбраковке материалов по критерию K_{Ic} в этом случае возможна перебраковка. Критерий K_{Ic} зависит от температуры и скорости приложения нагрузки.

Разброс экспериментальных значений K_{Ic} для данного материала может быть существенным. В инженерных расчетах и при оценке работоспособности материала следует ориентироваться на нижнюю границу доверительного интервала значений K_{Ic}, а не на среднюю величину, что должно обеспечить надежность эксплуатации конструкции.

Для оценки склонности к хрупкому разрушению очень пластичных материалов используется критическое раскрытие трещины δ_c. Состояние предельного равновесия наступает тогда, когда расстояние между краями трещины в ее вершине достигает критического значения δ_c; после этого начинается самопроизвольное лавинообразное развитие трещины. Этот критерий

предполагает (в отличие от K_{Ic}) наличие зоны пластической деформации в вершине трещины.

Величину δ_c необходимо определять на образцах с предварительно наведенной усталостной трещиной. Величина δ_c характеризует свойства металла только исследованной толщины. Экспериментально критическое раскрытие трещины определяют путем точного измерения относительно смещения Δ_c двух удобных для измерения точек образца, расположенных на противоположных краях трещины.

По известной величине Δ_c определяют истинное раскрытие трещины в ее вершине δ_c, которое и характеризует стойкость материала против хрупкого разрушения.

Прямое использование критерия K_{Ic} или δ_c в инженерных расчетах пока затруднительно. Поэтому часто используют понятие температуры перехода в хрупкое состояние. Для материала необходимо определить критическую температуру хрупкости материала, при которой считается, что материал переходит в хрупкое состояние. Для этого выполняют серию испытаний на ударную вязкость образцов с треугольным надрезом (угол раскрытия надреза 45°, радиус скругления в вершине надреза 0,25 мм). Испытания проводят при нескольких температурах, захватывая интервал выше и ниже критической температуры хрупкости.

За критическую температуру хрупкости материала принимают наибольшую из двух (первая — температура, при которой доля волокнистого излома составляет 50% всей поверхности излома; вторая — температура, при которой ударная вязкость составляет 60 Дж/см^2). Температура гидравлического испытания должна быть на 30° выше температуры перехода в хрупкое состояние.

1.4. Влияние высоких температур на механические свойства сталей

Котельные стали должны обладать достаточно высоким комплексом механических свойств при комнатной и рабочей температурах. Как отмечалось, важными характеристиками механических свойств котельной стали при комнатной температуре являются временное сопротивление, предел текучести, относительное удлинение, относительное сужение и ударная вязкость.

Временное сопротивление и предел текучести — количественные характеристики, определяющие, какие напряжения можно допускать в элементах паровых котлов (до определенного уровня температур).

Относительное удлинение, относительное поперечное сужение и ударная вязкость — качественные характеристики; они определяют технологические свойства стали и ее способность воспринимать перегрузки под влиянием местной пластической де-

формации, а также в известной степени характеризуют качество изготовления стали. В случае грубых дефектов — сильной ликвации (неоднородности химического состава), большого количества неметаллических включений, наличия остатков усадочной раковины или рыхлости и т. п. эти качественные характеристики существенно снижаются.

Особенно сильно снижение заметно на образцах, вырезанных поперек направления прокатки. Относительное сужение, относительное удлинение и ударная вязкость даже вполне доброкачественной стали в поперечном направлении несколько ниже, чем в продольном. В технических условиях указывают направление вырезки образцов. Котельную сталь чаще испытывают на поперечных образцах.

При повышении температуры характеристики механических свойств стали изменяются.

С повышением температуры испытания углеродистых сталей характер кривых растяжений изменяется. При комнатной температуре на кривой наблюдается отчетливо выраженная площадка текучести; с повышением температуры она становится меньше и около 300° С исчезает. При отсутствии площадки текучести определяют условный предел текучести $\sigma_{0,2}$.

На рис. 1.5 показаны изменение свойств углеродистой стали 20 при изменении температуры от 20 до 600° С.

В интервале температур так называемой синеломкости (200—300° С) повышается прочность и снижается пластичность стали, поэтому следует избегать пластического деформирования малоуглеродистой стали в этом интервале температур. Этот интервал назван интервалом синеломкости потому, что после выдержки стали при температуре около 300° С светлая механически обработанная поверхность стали приобретает синий цвет, что вызвано образованием тонкой оксидной пленки. Снижение пластичности и повышение прочности в интервале синеломкости связано с диффузионной подвижностью атомов примесей.

Пластическая деформация происходит путем перемещения дислокаций. Вокруг ядра дислокации, где имеются искажения кристаллической решетки, облегчается растворение атомов примесей. Поэтому вокруг нее образуется «облако» примесей. В процессе пластической деформации «облако» движется за дисло-

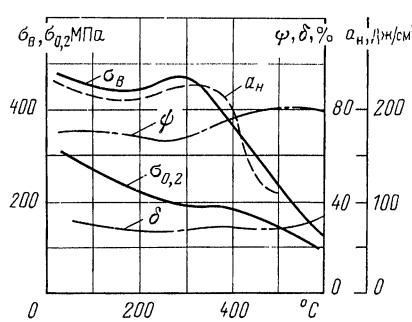


Рис. 1.5. Влияние температуры на механические свойства углеродистой стали 20

кацией и тормозит ее перемещение. В результате пластичность снижается, а прочность возрастает. При температурах ниже интервала синеломкости диффузионная подвижность «облака» мала и дислокация легко обгоняет его. При температурах выше интервала синеломкости диффузионная подвижность «облака» настолько возрастает, что оно практически перестает тормозить перемещение дислокаций и пластичность вновь возрастает.

Аналогична зависимость от температуры механических свойств низколегированных перлитных сталей, однако максимум временного сопротивления выражен относительно слабее и сдвинут в сторону более высоких температур. Минимум пластичности также сдвинут в область более высоких температур.

Методика испытаний на растяжение при повышенных температурах регламентирована ГОСТ 9651-84.

Результаты испытаний на растяжение при высоких температурах зависят от скорости нагружения. Особенно заметно влияние скорости нагружения на предел текучести — чем больше скорость нагружения, тем выше предел текучести. При испытании пятикратного образца диаметром 10 мм из углеродистой стали в интервал температур 400—500° С со скоростями нагружения 2 и 0,2 мм/мин можно получить пределы текучести, отличающиеся на 15—20 МПа. Поэтому испытание на растяжение при высоких температурах производят с определенной скоростью перемещения подвижного захвата. Эта скорость должна находиться в пределах (0,04—0,10) l_0 мм/мин, где l_0 — начальная расчетная длина образца.

Определение ударной вязкости при повышенной температуре должно проводиться в соответствии с ГОСТ 9454-78 * по методу испытания на ударный изгиб в интервале температур от —100 до +1000° С. Метод основан на измерении работы разрушения образца с концентратором напряжений путем одного удара маятникового копра (обозначаемой буквой K). Под ударной вязкостью понимают работу, отнесенную к начальной площади поперечного сечения образца в месте концентратора (которую обозначают буквами KC).

Концентратор напряжения может быть трех типов: U-образный (образец типа Менаже); V-образный (образец типа Шарпи) и V-образный с наведенной усталостной трещиной (типа Т).

Образцы, испытываемые при температуре от 20 до 100° С, нагревают обычно в воде. При температурах испытания выше 100° С образцы нагревают в печи. Температуру в печи измеряют с точностью ±5° С (при температуре нагрева до 600° С). Образец перегревают с таким расчетом, чтобы при переносе его на копер и установке на нем температура снизилась до заданной. Если время переноса и установки образца составляет 3—5 с, то при 400—500° С перегрев должен составлять 10° С, при 600° С — 12° С.

Работа, затраченная на разрушение, определяется по шкале маятникового копра и обозначается KU, KV, KT в зависимости от типа образца.

Ударную вязкость определяют по формуле $KC = K/S_0$, где K — работа

удара; S_0 — начальная площадь поперечного сечения образца в месте концентратора.

Условное обозначение ударной вязкости, определенной на образце с U-образным надрезом при комнатной температуре: KCU; при 200° С — KCU+200.

Образцы с U-образным концентратором применяют при выборе и приемочном контроле металлов и сплавов до установления норм на образцах с V-образным надрезом. В дальнейшем при выборе и приемочном контроле металлов и сплавов для трубопроводов, котлов и сосудов, работающих под давлением, будет проводиться определение ударной вязкости на образцах с V-образным надрезом.

После холодного пластического деформирования малоуглеродистая сталь становится прочнее в процессе длительного пребывания даже при комнатной температуре. Одновременно снижаются ее пластичность и ударная вязкость. Этот процесс называется естественным старением. Нагрев наклепанной стали до 250—300° С резко ускоряет процесс старения — происходит искусственное старение. Ударная вязкость может снизиться при этом до 10—15% исходной. Особенно резко эффект старения проявляется, когда степень пластической деформации составляет 3—10%. Такие деформации наблюдаются при гибке, клепке, вальцовке. Старение — одна из причин образования трещин в вальцовочных соединениях из малоуглеродистой стали.

Старение наклепанной стали вызвано ускоренным распадом пересыщенных растворов углерода и азота в феррите с образованием мелкодисперсных карбидов и нитридов. Наклеп вызывает искажение кристаллической решетки и снижение растворимости. При комнатной температуре процесс старения затягивается из-за малой скорости диффузии.

Борьба со старением заключается главным образом в раскислении стали алюминием, который образует устойчивые нерастворимые в железе нитриды и устраняет возможность перехода азота в пересыщенный твердый раствор. Аналогичное влияние оказывают титан, ванадий и цирконий, также образующие устойчивые нитриды.

Процесс старения предотвращает закалка или нормализация с последующим отпуском при 600—650° С, при котором выделившиеся нитриды и карбиды коагулируют в крупные включения, мало снижающие ударную вязкость.

Повышенное содержание углерода в стали уменьшает склонность к старению. Поэтому не следует применять стали с очень низким содержанием углерода. Для изготовления элементов котла, работающих под давлением, обычно применяют сталь с содержанием углерода 0,15—0,25%.

Механическим старением называется процесс повышения прочности и снижения ударной вязкости холоднодеформированной стали после длительного вылеживания или кратковременного нагрева до 100—300° С.

Испытания на склонность стали к старению проводят в соответствии с ГОСТ 7268-82 *, который распространяется на стальные листы и полосу с номинальной толщиной 5 мм и более. Чувствительность стали к механическому старению определяется по изменению ударной вязкости стали, подвергнутой деформации и нагреву, по сравнению с ударной вязкостью в исходном состоянии.

1.5. Ползучесть и длительная прочность

Металл деталей котлов и трубопроводов, работающий при температурах выше 450° С, подвержен ползучести.

Ползучесть — это явление, заключающееся в том, что металл, нагруженный при постоянной высокой температуре, медленно и непрерывно пластически деформируется под воздействием постоянных во времени напряжений.

В результате развития ползучести увеличивается диаметр и уменьшается толщина стенок труб. Деталь, проработавшая определенное время в условиях ползучести, разрушается при пластической деформации, во много раз меньшей, чем при кратковременной перегрузке при той же температуре. Повышение рабочих температур на тепловых электростанциях привело к тому, что многие детали работают в условиях, при которых появляется ползучесть.

Испытания на ползучесть проводятся в соответствии с требованиями ГОСТ 3248-81 *.

Сущность метода состоит в том, что образец подвергается постоянной растягивающей нагрузке при постоянной температуре, причем фиксируется удлинение образца во времени.

Образец устанавливают в захваты машины и помещают в печь. Измерение температуры производят прибором, обеспечивающим точность измерения не менее $\pm 0{,}5\%$. Не реже одного раза в 2 ч проверяют температуру потенциометром. Рекомендуется автоматическая запись температуры на протяжении всего испытания.

Согласно ГОСТ 3248-81 при испытаниях на ползучесть допускается применять круглые цилиндрические образцы диаметром 10 мм ($\pm 0{,}02$ мм) с длиной рабочей части 100, 150 или 200 мм. Допускается также испытание плоских образцов шириной 15 мм ($\pm 0{,}1$ мм), толщиной, определяемой толщиной листа, и длиной 100 мм. Допускаемое отклонение от заданной расчетной длины всех образцов, на которой измеряется удлинение, не должно превышать $\pm 1\%$. При наличии технических обоснований стандарт допускает отклонение от регламентированных форм образцов. Во всех случаях для получения сопоставимых результатов испытаний диаметр рабочей части образца должен быть не менее 5 мм. Поверхность образцов должна быть гладкой, без рисок и повреждений. Способ изготовления образцов не должен вызывать изменения свойств материала. В частности, свойства могут меняться при сильном нагреве или наклепе.

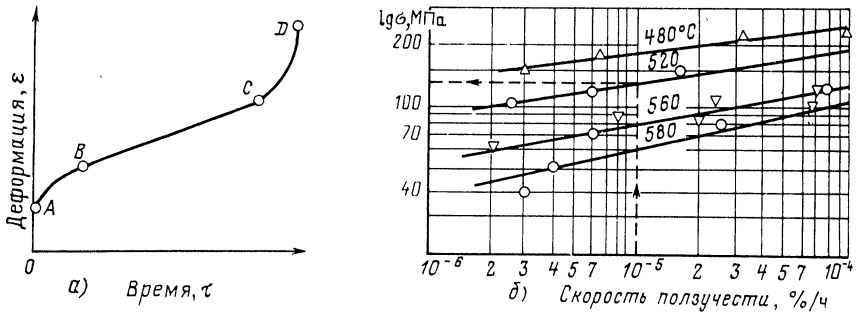


Рис. 1.6. Результаты испытаний на ползучесть:
а — кривая ползучести стали при постоянных температуре и напряжении; *б* — обработка результатов испытаний стали 12Х1МФ в координатах $\lg \sigma - \lg v$ при температурах 480, 520, 560 и 580° С

На образец при помощи системы рычагов и грузов передается постоянная нагрузка. Когда образец вытягивается, один из захватов перемещается, компенсируя удлинение образца. Постоянная нагрузка обеспечивается грузами, уложенными на тарелку рычага. Допускаемая погрешность при положении нагрузки $\pm 1\%$.

При высокой температуре под действием нагрузки образец деформируется, его деформацию измеряют с помощью экстензометров, укрепленных по концам рабочей части образца. Число экстензометров при длине рабочей части до 100 мм включительно должно быть не менее 2; при большей длине — не менее 3 шт. В них за пределами печи закреплены индикаторы — приборы для измерения деформации. Прибор для отсчета деформации должен обеспечивать точность не менее 0,002 мм.

При приложении нагрузки (рис. 1.6, *а*) происходит мгновенная деформация, не относящаяся к деформации ползучести (участок *OA* на диаграмме ползучести). В зависимости от приложенного напряжения эта деформация может быть как чисто упругой, так и упругопластической. Под упругой деформацией, как и обычно, понимается деформация, которая возникает при приложении напряжения и исчезает после его снятия. Пластическая деформация остается после снятия напряжения.

Первая стадия (участок *AB*) охватывает деформацию с убывающей скоростью — стадия неустановившейся ползучести.

Во второй стадии процесса (участок *BC*) пластическая деформация нарастает с постоянной скоростью — стадия установившейся ползучести.

Третья стадия процесса охватывает деформацию с нарастающей скоростью (участок *CD*) — стадия разрушения.

Длительность каждой стадии зависит от свойств данного сплава, также от температуры и напряжения. Иногда ползучесть может протекать в течение длительного времени и практически не достигать третьей стадии. Если напряжения или температуры очень высоки, то вторая стадия процесса ползучести может

отсутствовать (первая стадия непосредственно переходит в третью).

Сопротивляемость ползучести оценивается суммарной деформацией за срок службы или скоростью ползучести, определяемой по формуле

$$v = d\varepsilon/d\tau,$$

где ε — относительная деформация; τ — время.

Условный предел ползучести — это напряжение, которое вызывает при определенной температуре заданную скорость ползучести на второй стадии процесса — стадии установившейся ползучести.

В качестве условного предела ползучести можно также использовать напряжение, вызывающее заданную суммарную остаточную деформацию за заданный промежуток времени.

За предел ползучести материалов элементов котлов принимают напряжение, которое вызывает остаточную деформацию в 1% за 100 тыс. ч эксплуатации. Для котельных материалов это напряжение практически равно напряжению, вызывающему скорость ползучести 10^{-5} %/ч. Объясняется это тем, что деформация, накопленная в первой стадии ползучести, мала по сравнению с деформацией, накопленной во второй стадии ползучести.

Для условного предела ползучести, определенного, например, как напряжение, вызывающее остаточную деформацию в 1% за 10^5 ч при температуре t, принято условное обозначение $\sigma^t_{1/10^5}$.

Для условного предела ползучести, определенного как напряжение, вызвавшее скорость ползучести $1 \cdot 10^{-5}$ %/ч при температуре t, используется условное обозначение $\sigma^t_{1/10^5}$.

Повышение температуры и напряжения приводит к увеличению скорости ползучести.

Для определения напряжения, вызывающего скорость ползучести 10^{-5} %/ч, удобно использовать известную экспериментальную зависимость

$$v = A\sigma^n,$$

где v — скорость ползучести на стадии установившейся ползучести; A и n — константы материала.

Это уравнение можно представить в виде

$$\lg v = \lg A + n \lg \sigma.$$

Следовательно, при постоянной температуре между логарифмом скорости ползучести и логарифмом напряжения существует линейная зависимость.

Испытания проводят при трех или более напряжениях. Результаты наносят на график в координатах $\lg v - \lg \sigma$ (рис. 1.6, *б*).

Схема определения напряжения, вызывающего скорость ползучести 10^{-5} %/ч при 520° С, показана пунктиром и стрелками.

В зависимости от температуры скорость ползучести при постоянной вели-

чине напряжения изменяется по следующему закону:

$$v = Be^{-\frac{Q}{RT}},$$

где B — константа материала; Q — энергия активации процесса ползучести; R — универсальная газовая постоянная.

Отношение Q/R также можно рассматривать как константу материала.

Существует несколько теорий, объясняющих природу ползучести металлов. Хорошее совпадение с экспериментами дает теория наклепа и рекристаллизации. В нагруженном поликристаллическом металле из-за различной ориентировки зерен по отношению к действующим напряжениям возникает значительная перегрузка одних зерен и недогрузка других. В перегруженных зернах происходит пластическая деформация, зерна разгружаются и одновременно упрочняются в результате наклепа. Далее пластическая деформация распространяется на непродеформировавшиеся зерна. Упрочнившиеся в первый момент зерна через некоторое время разупрочняются вследствие рекристаллизации. В них опять возникает пластическая деформация, они опять упрочняются и т. д. При этом в образце или детали происходит постепенное накопление пластической деформации.

Согласно этой теории ползучесть может проявиться при температурах выше температуры рекристаллизации для данного металла. Все легирующие элементы, растворяющиеся в феррите или аустените и повышающие температуру рекристаллизации, должны тормозить процесс ползучести. Эти выводы теории наклепа и рекристаллизации подтверждаются экспериментальными данными.

Согласно теории наклепа и рекристаллизации начальная стадия процесса ползучести вызвана тем, что не все зерна металла включились в процесс упрочнения и разупрочнения. По мере распространения процесса на большее количество зерен скорость ползучести затухает. Упрочнение преобладает над разупрочнением.

На второй стадии процесса ползучести в единицу времени упрочняется из-за наклепа столько же зерен, сколько разупрочнилось вследствие рекристаллизации. Скорость ползучести остается постоянной. Упрочнение компенсирует разупрочнение.

На третьей стадии ползучести накопление деформации во времени ускоряется, кривая идет круче. Это стадия разрушения образца. На третьей стадии у пластичных материалов происходит локализация пластической деформации — образуется шейка. У хрупких материалов наблюдается развитие трещины. В обоих случаях та же нагрузка, приложенная к образцу, воспринимается меньшей площадью поперечного сечения. Возрастают местные фактические напряжения; это явление приводит к быстрому разрыву образца.

Рассмотрим механизм накопления пластической деформации при ползучести и накоплении повреждений кристаллической решетки, приводящих в конечном счете к разрушению от исчерпания длительной прочности.

При больших напряжениях и относительно низких температурах накопление деформации из-за ползучести происходит преимущественно по сдвиговому механизму — путем скольжения.

В чистых металлах сдвиговый маханизм является основным при температурах до 0,5 $T_{пл}$, где $T_{пл}$ — абсолютная температура плавления. В сплавах эта температурная граница может сдвигаться в область более высоких температур.

В поликристаллическом материале пластическая деформация по сдвиговому механизму происходит в результате образования линий скольжения и полос скольжения. Пластическое течение, при котором в зерне действует одна система скольжения, называют однородным. Пластическое течение, когда действуют одновременно несколько систем скольжения, называют множественным.

Дислокации в металлах с объемно-центрированной кубической решеткой взаимодействуют с растворенными атомами примесей, которые интенсивно тормозят движение дислокаций. Блокирование движения дислокаций может оказаться эффективным в случае выпадения на дислокациях новых фаз. Наличие частиц второй фазы способствует повышению термической устойчивости субструктуры.

При переходе от зерна к зерну наблюдается неравномерность деформации. В зависимости от направления приложения силы по отношению к кристаллографическим плоскостям зерна скольжение может развиваться по одному или нескольким семействам плоскостей скольжения. В месте выхода плоскостей скольжения на поверхность или на границу между зернами могут образоваться ступеньки, которые играют важную роль в зарождении пор. На стыке трех зерен часто наблюдаются складки.

Скольжение протекает обычно не в одной плоскости, а в пачке параллельных, расположенных близко плоскостей. Линия скольжения — выход на поверхность кристалла пачки плоскостей скольжения. В пределах одного зерна плотность плоскостей сдвига может быть различной. Наблюдается неравномерность и в макроскопических объемах. Неоднородность деформации поликристаллического металла при ползучести вызвана неравномерностью свойств кристаллов в зависимости от направления и различиями их напряженного состояния.

При относительно низких температурах скольжение развивается по плоскостям с наиболее плотной упаковкой атомов. При повышении температуры активизируются новые плоскости скольжения, не обязательно совпадающие с направлениями наиболее плотной упаковки. При одновременном действии сдвигов по нескольким семействам плоскостей скольжения возможно образование волнистых линий скольжения. С повышением температуры вероятность образования волнистых линий скольжения возрастает, расстояние между следами скольжения увеличивается, а сами следы становятся шире.

В процессе ползучести число следов скольжения, выходящих на поверхность полированного образца, испытываемого в вакууме, сначала увеличивается, а затем остается постоянным. Время, в течение которого происходит увели-

чение числа следов скольжения, соответствует первой стадии процесса ползучести, когда деформация протекает с убывающей скоростью. На стадии установившейся ползучести число полос скольжения остается неизменным.

Образование следов скольжения и упрочнение вызвано одним и тем же процессом перемещения дислокаций, их взаимодействием между собой и с препятствиями. В окрестности пачки плоскостей скольжения металл упрочняется и образование новых плоскостей скольжения затруднено. Более высокому уровню напряжений соответствует более высокая плотность следов скольжения на стадии установившейся ползучести.

При сдвиговом механизме суммарная деформация ползучести определяется количеством полос сдвига и средней деформацией в полосе. На стадии установившейся ползучести количество полос сдвига остается постоянным и деформация накапливается лишь путем увеличения смещений по плоскостям скольжения. Деформация в плоскости скольжения накапливается путем зарождения и перемещения дислокаций при одновременном их поперечном скольжении и переползании через препятствия. При подходе к препятствию «лишняя» плоскость краевой дислокации — экстраплоскость может укорачиваться или удлиняться путем диффузии к ее концу соответственно вакансий или смещений. При удлинении или укорочении экстраплоскости она выходит из плоскости скольжения, в которой расположено препятствие, в соседнюю и становится опять подвижной.

В процессе деформации наблюдается упрочнение из-за торможения дислокаций взаимными полями напряжений и препятствиями и разупрочнение из-за поперечного скольжения и переползания дислокаций.

Границы зерен тормозят развитие полос сдвига. Доказательством этому может служить то, что при одинаковых условиях высота следов скольжения на монокристаллах выше, чем на поликристаллическом металле. При приближении к границе зерен смещение в следах скольжения уменьшается.

С повышением температуры деформация в большей степени охватывает границы зерен. По границам зерен расположен слой металла с искаженной кристаллической решеткой.

При температурах $(0{,}5 \div 0{,}8)\ T_{пл}$ из-за вязкого проскальзывания по границам зерен может накапливаться до 10—14% общей деформации. С ростом температуры отмечается снижение доли деформации за счет сдвигов внутри зерна. Уменьшается как количество линий сдвига, так и смещение в пределах одной линии сдвига при одной и той же суммарной деформации. Возрастает доля межзеренного проскальзывания.

При повышении температуры критическое проскальзывание, при котором образуется трещина, уменьшается. Это приводит к уменьшению ресурса пластичности. По достижении определенной критической температуры достигается минимум пластичности и далее наблюдается ее рост.

Межзеренное проскальзывание связано с локальной пластической деформацией в приграничных областях.

Одновременно с проскальзыванием зерен по границам при высоких температурах, порядка $(0{,}8 \div 0{,}9)\ T_{пл}$, может происходить перемещение всего фронта границы зерен. Но при рабочих температурах перлитных сталей это явление не наблюдается.

Общая деформация при ползучести обусловлена не только грубым скольжением, вызванным образованием пачек плоскостей скольжения, хорошо видимых под оптическим микроскопом, но и проскальзыванием по границам зерен, а также тонким скольжением и направленной диффузией атомов металла в поле напряжений.

В процессе ползучести при высоких температурах зерно делится на субзерна — области с малой разориентировкой кристаллических решеток. Между субзернами нет ясно выраженных границ. На границах субзерен наблюдается только повышенная плотность дислокаций. Субзерна можно наблюдать как в оптическом микроскопе, так и рентгеновским методом. Разориентировка кристаллических решеток между субзернами в пределах одного зерна составляет от долей градуса до нескольких градусов.

С увеличением напряжения при одной и той же температуре размер субзерен уменьшается. В отношении влияния температуры на размер субзерен пока нет еще единой точки зрения.

В момент приложения нагрузки при испытании образца на ползучесть происходит практически мгновенная пластическая деформация. Одновременно увеличивается разориентировка между отдельными субзернами. Этот процесс завершается в конце первой стадии ползучести.

Во второй стадии ползучести происходит накопление пластической деформации практически с постоянной скоростью. Дислокации проходят через субзерна, достигают границы и задерживаются здесь, так как границы субзерен практически непроницаемы для дислокаций. Дислокация, дойдя до границы субзерна, перестает участвовать в процессе пластической деформации, но приводит к увеличению разориентировки субзерен или к некоторому их взаимному повороту.

Поведение субструктуры металла на третьей стадии ползучести практически не изучено.

При любом напряжении в металле происходит направленное перемещение атомов, приводящее к остаточной деформации. С повышением температуры все больший вклад в суммарную пластическую деформацию вносит диффузионная ползучесть, т. е. ползучесть, вызванная направленной диффузией в поле механических напряжений. Скорость диффузионных процессов с повышением температуры возрастает по экспоненциальному закону.

Диффузионный механизм пластической деформации при ползучести может быть преимущественным при температурах выше $0{,}5\ T_{пл}$. Вклад его в общую деформацию относительно тем больше, чем ниже напряжение.

Величина зерна металла может оказывать определенное влияние на скорость ползучести на первой и второй стадиях процесса. Обычно с ростом фактического зерна скорость ползучести снижается.

По современным представлениям разрушение в процессе ползучести подготовляется постепенно. Процесс накопления повреж-

дений в металле можно представить в виде суммы двух элементарных процессов: зарождения новых пор и роста уже образовавшихся.

Существуют три основных механизма образования устойчивого зародыша поры: первый — образование ступеньки на границе зерен либо в результате проскальзывания зерен друг по другу, либо из-за скольжения в зернах; второй — на стыке трех зерен; третий — путем скопления вакансий у каких-либо препятствий.

Первый механизм — образование зародыша поры путем скольжения на границе зерен или в самих зернах — может быть реализован различным образом.

Пластическая деформация в процессе ползучести при высоких напряжениях и малом времени до разрушения в значительной степени обусловлена скольжением по границам зерен. Благоприятным местом для зарождения несплошностей в металле служат стыки трех зерен и уступы по их границам, образующиеся в местах выхода на границе полос скольжения. При скольжении по границам зерен в стыках зерен происходит сильная концентрация растягивающих напряжений, приводящая к образованию несплошностей. Последние могут образовываться также около дисперсных включений второй фазы на границах зерен. Рассмотрим типичные случаи образования пор в процессе ползучести по границам зерен в перлитных сталях.

На рис. 1.7, *а* представлена (при увеличении $\times 500$) микроструктура патрубка, выполненного из стали 20, поставленного ошибочно в паропровод промежуточного перегрева и проработавшего в нем около 20 тыс. ч при температуре 565° С. Перлит полностью сфероидизирован. По границам и телу зерен наблюдаются глобулярные карбиды. Микропоры сосредоточены преимущественно по границам зерен, перпендикулярным растягивающим напряжениям.

Строение микропоры более детально можно представить по микрофотографии, снятой на электронном микроскопе. Фотографии сняты с угольных реплик, оттененных хромом (рис. 1.7, *б*). Микропора расположена на границе двух ферритных зерен. Граница утолщена.

В процессе травления шлифа происходит некоторое увеличение размеров пор, но незначительное. Так, площадь, занятая порами в наиболее насыщенной ими области около места разрушения, на фотографии нетравленого шлифа стали 20 занимает $0{,}88 \cdot 10^{-2}$ его площади, а после травления — $1{,}10 \cdot 10^{-2}$, т. е. увеличивается на 22%. Поэтому о конфигурации и размерах пор можно с достаточной достоверностью судить также по травленым шлифам. Однако многократная переполировка и травление приводят к завышенным размерам пор по сравнению с действительными.

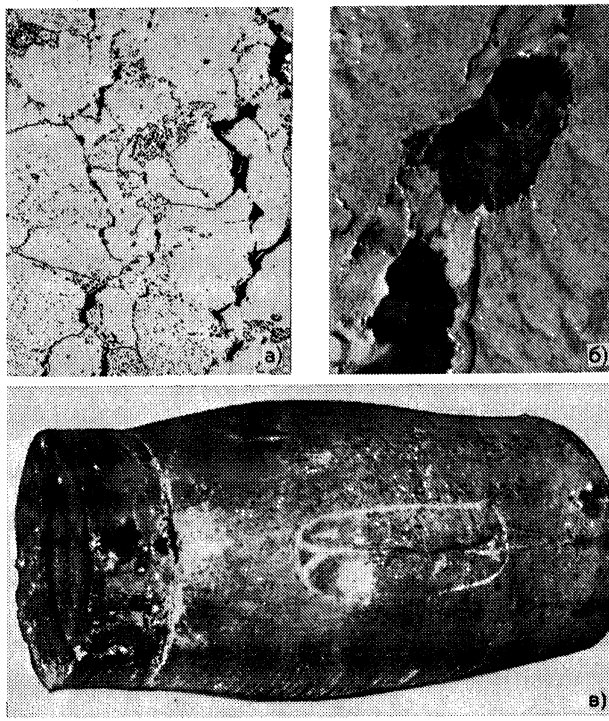


Рис. 1.7. Труба из стали 20, разрушившаяся в эксплуатации из-за процесса ползучести:
а — микроструктура металла ×500, *б* — то же, ×5000; *в* — внешний вид

Субмикроскопические поры по границам зерен в перлитных жаропрочных сталях образуются задолго до разрушения. Так, поры наблюдались (при увеличении × 12 000) на границах зерен стали 12МХ после 54 тыс. ч эксплуатации при 510° С в паропроводе турбины ПТ-25 Воронежской ТЭЦ № 1 [7].

В перлитной стали зарождение микропор часто можно наблюдать около карбидов, располагающихся по границам зерен.

Микропоры могут образовываться и вблизи карбидных включений, расположенных в теле зерна. Но этот случай представляет меньший интерес, так как такие поры растут медленно и практически не принимают участия в слиянии отдельных пор в трещины, в результате которого наступает разрушение.

При высоких температурах под действием градиентов температуры и напряжения в результате диффузии атомов на поверхности поры может происходить ее перемещение. Поры сливаются, образуя микротрещины. Последние, разрастаясь и объединяясь, превращаются в макротрещины, которые ослабляют сечение настолько, что происходит разрушение из-за исчерпания кратковременной прочности.

В процессе ползучести первые поры появляются на границах зерен, расположенных перпендикулярно максимальным нормальным растягивающим напряжениям. По этим границам зерен в дальнейшем происходит наиболее интенсивный рост пор и перерастание их в трещины.

На изломах образцов и деталей, разрушившихся в процессе ползучести, обычно хорошо видны две зоны: окисленная зона хрупкого разрушения, образовавшаяся при разрастании выходившей на поверхность макротрещины, и почти неокисленная зона вязкого разрушения из-за исчерпания кратковременной прочности.

Если напряжения распределены в детали неравномерно и имеется концентрация напряжений, то разрушение происходит в месте максимальных нормальных напряжений.

Процесс накопления повреждений в структуре перлитной стали при ползучести носит локальный характер.

Даже при комнатной температуре сдвигообразование в поверхностном слое глубиной 20—40 мкм начинается раньше, чем достигается предельное состояние образца в целом.

Опыт исследования большого числа труб поверхностей нагрева котлов и прямых участков трубопроводов, разрушившихся или получивших повреждения из-за ползучести при высоких температурах, говорит о том, что первые трещины всегда зарождаются в поверхностных слоях. К такому же выводу приводят исследования изломов и шлифов цилиндрических образцов, испытанных на длительную прочность при растяжении, а также трубчатых образцов, разрушенных при испытании внутренним давлением на длительную прочность в лабораторных условиях.

В поверхностных слоях пластическая деформация протекает в других условиях, чем во внутренних объемах — каждый кристаллит может относительно свободно перемещаться, так как стеснен лишь с трех сторон другими кристаллитами. Если это явление не играет, видимо, решающей роли при пластической деформации в области низких температур, когда связь между кристаллитами по их границам очень сильна, то при высоких температурах, когда наблюдается зернограничное скольжение, более легкое перемещение поверхностных кристаллитов в процессе ползучести может служить одной из основных причин, приводящих к образованию трещин в поверхностных слоях.

При относительно низких температурах и высоких напряжениях накопление деформации при ползучести происходит путем сдвигов и в конечном счете путем перемещения дислокаций. При высоких температурах и малых приложенных напряжениях основным механизмом накопления пластической деформации служит диффузионная подвижность атомов. И в этом, и в другом случае поверхностные слои должны служить местом образования первых трещин.

Хорошо известно, что дислокации, имеющие выход на свободную поверхность кристалла, обладают повышенной подвиж-

ностью; т. е. для приведения их в движение требуется меньшее напряжение, чем для приведения в движение дислокации в середине кристалла. Выход серии дислокаций по одной плоскости скольжения на поверхность образца может инициировать образование трещин на свободной поверхности.

Диффузионная подвижность атомов по наружной поверхности также значительно выше, чем по границам зерен [19, 21]. Поэтому первые колонии вакансий должны образовываться на поверхности образца или детали.

Подтверждением того, что поверхностные слои являются областью накопления дефектов и что именно отсюда начинается разрушение, может служить известный факт повышения срока службы образцов при испытании на длительную прочность при периодическом травлении их поверхности.

В процессе разрушения металла из-за ползучести важную роль играют оксидные пленки, находящиеся на его поверхности и играющие роль стопоров для выхода дислокаций.

Проведены исследования распределения хрома, молибдена, ванадия, ниобия и кремния в окалине и подокалинных слоях сталей 12Х1МФ, 12Х2МФСР и 12Х2МФБ после испытания на воздухе и в водяном паре длительностью до 10 тыс. ч, а также после испытаний на длительную прочность. Исследования выполнены на микроанализаторе М-46 фирмы «Камера». Различие в строении подокалинных слоев между образцами, испытанными на окалиностойкость и длительную прочность, не наблюдается. В процессе окисления в перлитной стали, в отличие от никелевых сплавов, не происходит обеднения легирующими элементами подповерхностных слоев и, следовательно, их разупрочнения.

В результате длительной работы в условиях ползучести подготавливается разрушение металла. Напряжения, вызывающие разрушения, могут быть существенно меньше временного сопротивления при данной температуре.

Способность металла сопротивляться разрушению при воздействии высокой температуры и напряжений характеризуется пределом длительной прочности — напряжением, приводящим металл при данной температуре через определенный промежуток времени к разрушению.

Методы испытания металлов на длительную прочность регламентированы ГОСТ 10145-81 *.

На основании теоретических исследований длительной прочности и анализа большого числа экспериментальных данных установлено, что между временем до разрушения при постоянной температуре $\tau_р$ и напряжением σ существует степенная зависимость

$$\tau_р = B\sigma^{-m},$$

где B и m — постоянные для данного металла и данной температуры.

В логарифмических координатах $\lg \sigma - \lg \tau_р$ эта зависимость выражается прямой линией.

За расчетный срок службы котла принимают 100 тыс. ч работы при номинальных параметрах пара. Используя обработку экспериментальных данных в логарифмических координатах, ограничиваются испытаниями значительно меньшей длительности и путем экстраполирования получают достаточно надежные результаты. По вертикальной оси откладывают логарифм напряжения, которое приводит образец к разрушению, а по горизонтальной оси — логарифм времени до разрушения (рис. 1.8, *а*). На этом рисунке приведен пример обработки данных испытания стали 12Х1МФ при 580° С.

При экстраполировании экспериментальных данных необходимо иметь в виду, что прямая в логарифмических координатах может иметь перелом, который наблюдается обычно через 1000 ч и более испытаний. В этом случае необходимо проводить математическую обработку экспериментальных точек раздельно по обоим участкам ломаной.

Для получения надежных экспериментальных данных о пределе длительной прочности продолжительность испытаний должна быть не менее 7000—10 000 ч. Число образцов должно быть не менее 8—10, если разброс результатов невелик. При выборе допускаемого напряжения необходимо учитывать разброс экспериментальных точек в пределах всей совокупности массовых испытаний.

Результаты испытаний на длительную прочность часто обрабатывают в параметрических координатах Ларсона—Миллера. Согласно этой методике предел длительной прочности представляется как функция параметра

$$\sigma_{д\,п} = f\,[T\,(C + \lg \tau_р)],$$

где T — абсолютная температура; К; C — константа, зависящая от материала; $\tau_р$ — время до разрушения.

В параметрической зависимости Ларсона—Миллера используется допущение об эквивалентности в определенной степени влияния на предел длительной прочности времени и температуры. Хорошо известно, что с повышением температуры или длительности испытания предел длительной прочности снижается. Следовательно, задача сводится к отысканию вида параметра, в который входили бы время и температура. Вид параметра можно получить, если воспользоваться зависимостями предела длительной прочности от температуры и от напряжения в отдельности. Эти зависимости найдены в результате обработки большого числа экспериментальных данных.

Значение константы C в параметрической зависимости Ларсона—Миллера для большинства перлитных и аустенитных сталей колеблется в пределах от 18 до 22. Для хромистых нержавею-

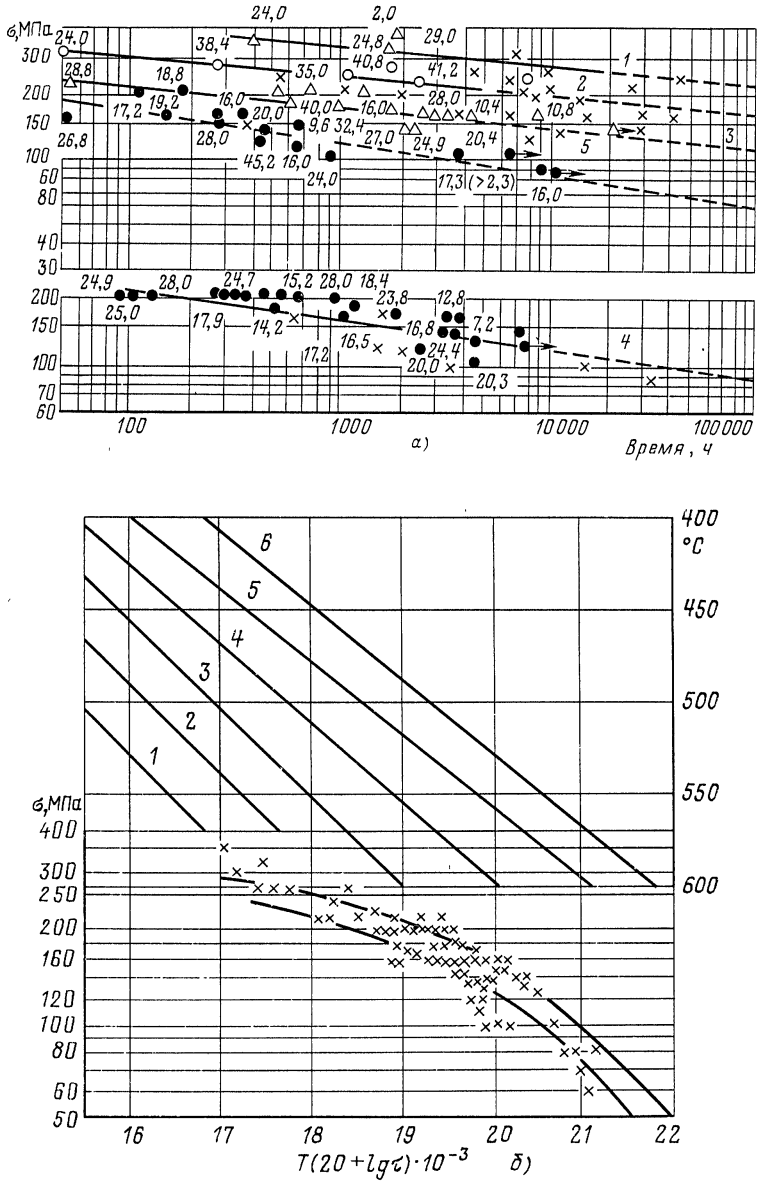


Рис. 1.8. Различные варианты обработки результатов испытаний на длительную прочность стали 12Х1МФ, позволяющие экстраполировать величину предела длительной прочности:

а — при помощи осредняющей прямой в координатах $\lg\sigma - \lg\tau$ (*1* — 480° С, *2* — 520° С; *4* — 580° С, *5* — 600° С), *б* — при помощи параметрической зависимости Ларсона — Миллера (*1* — 1 ч; *2* — 10 ч; *3* — 100 ч, *4* — 1000 ч, *5* — 10 000 ч, *6* — 1 000 000 ч)

щих сталей ферритного и ферритно-мартенситного классов $C = 24 \div 25$.

На рис. 1.8, *б* показана обработка результатов испытаний на длительную прочность по методу Ларсона—Миллера. Верхний график на рис. 1.8, *б* используется для времени до разрушения. Ход графического определения параметра показан пунктиром и стрелками. Затем по известному параметру и кривой длительной прочности (нижний график на рис. 1.8, *б*) определяют напряжение, вызывающее разрушение при данном параметре (дальнейший ход пунктира и стрелок).

Использование параметрической зависимости позволяет производить для получения опережающих данных ускоренные испытания при температурах, несколько превышающих рабочие. В результате превышения температуры испытания над рабочей в металле не должны возникать дополнительные превращения, отсутствующие при рабочих температурах (фазовые превращения, интенсивная коагуляция мелкодисперсных включений и т. д.). Обычно допускается превышение рабочей температуры на 30—40° С.

В основу параметрической зависимости Ларсона—Миллера заложен экспоненциальный закон зависимости времени до разрушения от температуры при постоянном напряжении

$$\tau_p = Ae^{Q/RT}, \qquad (1.3)$$

где A — предэкспоненциальный множитель; Q — кажущаяся энергия активации процесса разрушения; R — универсальная газовая постоянная; T — абсолютная температура.

Подставляя в выражение (1.3) конкретные значения для двух различных температур при одном и том же напряжении и логарифмируя его, получаем зависимость между временем до разрушения и температурой

$$T_1(C + \lg\tau_{p1}) = T_2(C + \lg\tau_{p2}),$$

или

$$\lg\tau_{p2} = \frac{T_1}{T_2}(C + \lg\tau_{p1}) - C.$$

По этой формуле можно пересчитать время до разрушения при ускоренных испытаниях при повышенных температурах на время испытания при рабочих температурах.

Экстраполяция результатов прямых испытаний на длительную прочность в логарифмических координатах обеспечивает несколько лучшее совпадение с экспериментом, чем экстраполяция по методу Ларсона — Миллера. Из известных зависимостей времени до разрушения от напряжения и температуры лучшее совпадение с экспериментом обеспечивает уравнение, предложенное И. И. Трунины м (ЦНИИТМАШ):

$$\tau_p = AT^2\sigma^{-m}\exp\left(\frac{b-c\sigma}{T}\right),$$

где A, m, b и c — константы, зависящие от материала; T — абсолютная температура; σ — напряжение, МПа. Это уравнение кривой длительной прочности в координатах $\lg\sigma$, $\lg\tau$ при $T=$ $=\text{const}$ дает более консервативные значения предела длительной прочности по сравнению с экстраполяцией по прямолинейному закону.

Коррозионно-активная среда, например агрессивные топочные газы с высоким содержанием SO_2 и SO_3, а также агрессивные отложения на трубах поверхностей нагрева, может ускорять процесс разрушения, способствуя образованию и развитию макротрещин, выходящих на поверхность.

Не совсем ясна роль кислорода в механизме разрушения труб поверхностей нагрева, образцов, испытываемых на длительную прочность в воздушной среде, и пр. Поры, расположенные в объемах металла, прилегающие к месту разрыва, всегда бывают заполнены оксидами, хотя лишь немногие из них сообщаются с поверхностью.

Если напряжения распределены в детали неравномерно и имеется концентрация напряжений, то разрушение происходит в месте максимальных напряжений. В шпильках, а также в образцах с надрезом для испытания на длительную прочность максимальные растягивающие напряжения возникают на некотором расстоянии от дна надреза или скругления резьбы. В этом месте и образуются первые трещины. Шпильки разрушаются обычно по первому витку, так как нагрузка по виткам резьбы распределяется неравномерно: большая ее часть воспринимается первым витком и меньше половины — всеми последующими.

Основными способами повышения длительной прочности и сопротивляемости ползучести сталей являются рациональное легирование и применение оптимальных режимов термической обработки.

Пределы длительной прочности и ползучести зависят в значительной степени от микроструктуры стали.

Для повышения жаропрочности стали необходимо обеспечить торможение дислокаций и диффузии вакансий как по границам, так и в объеме зерна. Дислокации хорошо затормаживаются мелкодисперсными карбидами и интерметаллидами. Легирование твердого раствора элементами, повышающими жаропрочность, приводит к усилению межатомных связей, уменьшает диффузионную подвижность вакансий и тем самым замедляет диффузионную ползучесть. Сильные карбидообразователи — хром, молибден, титан, ниобий — связывают углерод в прочные карбиды, затрудняют его диффузию и способствуют получению стабильной структуры. Из-за искажений кристаллической решетки в районе дислокаций в их окрестности сильно повышается растворимость. Вокруг дислокаций особенно легко концентрируются атомы элементов,

образующих растворы внедрения,— углерода, азота, бора и др. Поэтому дислокации часто оказываются местами зарождения частиц второй фазы.

Мелкое зерно, особенно в аустенитной стали (мельче восьмого балла по стандартной шкале), способствует ускорению ползучести и снижает предел длительной прочности. Выше отмечалось, что при высоких температурах пластическая деформация протекает интенсивно по границам зерен. Вклад границ зерен в общую ползучесть особенно велик при большой протяженности границ, что характерно для мелкозернистой стали. В результате мелкозернистая сталь отличается пониженным пределом ползучести и низкой длительной прочностью.

Эффект снижения сопротивления ползучести из-за мелкозернистости тем сильнее, чем выше температура. С повышением температуры увеличивается доля зернограничной пластичности в суммарной деформации при разрушении. Однако и очень крупнозернистая сталь также отличается неудовлетворительной работоспособностью, так как у нее мала остаточная деформация, хотя предел ползучести весьма высок. Принято считать, что зерно должно быть не крупнее 2—3 баллов.

Неблагоприятна с точки зрения жаропрочности дуплекс-структура, т. е. когда в стали сосуществуют зерна двух сильно различающихся размеров (рис. 1.9, *а*). В этом случае пластическая деформация протекает в основном по мелким зернам. Разрушение наступает при малой остаточной деформации.

Следовательно, с точки зрения обеспечения хорошей работоспособности стали в условиях ползучести необходимо получать равномерное по величине зерно в пределах 3—7 баллов стандартной шкалы. Это особенно относится к сталям аустенитного класса. Регулировать величину зерна можно в процессе выплавки и раскисления стали, а также при термической обработке.

Все сказанное выше о величине зерна относится к случаю, когда сталь работает в области температур, вызывающих ползучесть. При комнатной и повышенных температурах, при которых не наблюдается ползучесть, наилучшим комплексом свойств отличается мелкозернистая сталь.

Сильно ускоряет ползучесть и снижает длительную прочность строчечность структуры (рис. 1.9, *б*).

Для повышения предела длительной прочности стали стремятся, чтобы твердый раствор содержал достаточное количество элементов, повышающих по-

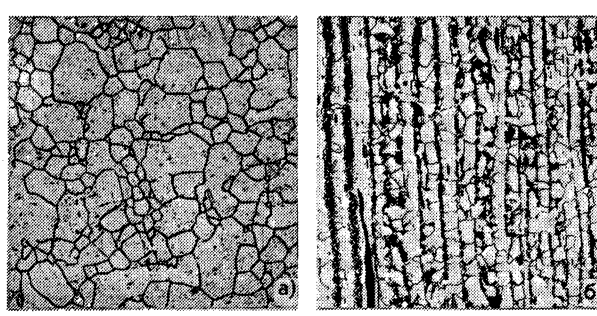


Рис. 1.9. Структуры, обусловливающие резкое снижение жаропрочности:
а — дуплекс-структура стали 12Х18Н12Т (×100), *б* — строчечная структура стали 20 (×100)

рог рекристаллизации. В процессе эксплуатации при высоких температурах происходит перемещение этих элементов из твердого раствора в карбиды и интерметаллические соединения. При рациональном легировании и соответствующих режимах термической обработки стремятся замедлить обеднение твердого раствора (феррита или аустенита).

Нестабильность структуры стали ускоряет процесс ползучести. Так, сталь, закаленная на мартенсит и отличающаяся высокой прочностью при испытании на растяжение при комнатной и повышенной температурах, характеризуется низким пределом ползучести и пониженной жаропрочностью. В процессе ползучести такой стали происходит распад мартенсита (пересыщенного раствора углерода в α-железе), ускоряющий пластическую деформацию вследствие того, что при распаде мартенсита повышается диффузионная подвижность атомов.

При одном и том же химическом составе на предел длительной прочности влияют способ производства стали и способ ее раскисления. Так, сталь, выплавленная в электропечах, более жаропрочна, чем мартеновская. Жаропрочность спокойной стали выше, чем полуспокойной. Наиболее низка жаропрочность кипящей стали.

Необходимо иметь в виду, что между скоростью ползучести и пределом длительной прочности нет однозначной зависимости. Иногда сталь со структурой, обеспечивающей меньшую скорость ползучести, может разрушиться под действием одинаковых напряжений и температуры раньше, чем та же сталь со структурой, обусловливающей большую скорость ползучести.

Важную роль играет суммарная деформация до разрушения — ресурс пластичности стали. Желательно иметь возможно более высокий ресурс пластичности. При этом разрушению предшествуют большие остаточные деформации и поэтому уменьшается вероятность внезапного хрупкого разрушения.

В последнее время длительной пластичности стали, а также чувствительности ее к надрезу в условиях ползучести уделяется большое внимание. Особенно важна высокая длительная пластичность и малая чувствительность к надрезу для обеспечения работоспособности сварных соединений (отсутствие трещин) и деталей, имеющих концентраторы напряжений (например, шпилек).

Ресурс пластичности можно оценивать по относительному удлинению и поперечному сужению после разрушения.

Ряд исследователей предлагает использовать в качестве критерия суммарную остаточную деформацию, накопленную на первой и второй стадиях ползучести, и исходят из предпосылки, что эксплуатация на третьей стадии ползучести, когда происходит ускоренное накопление пластической деформации, недопустима. В особенности это относится к аустенитным сталям и сплавам на никелевой основе, в которых трещины образуются на ранних этапах ползучести.

В качестве критерия пластичности перлитных сталей можно пользоваться относительным удлинением и поперечным сужением разрушившихся образцов.

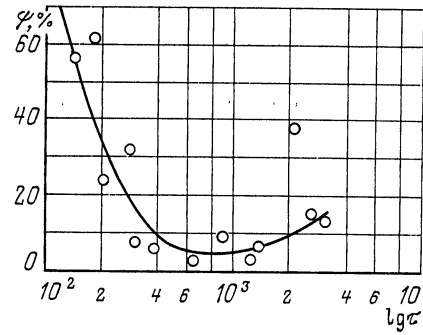


Рис. 1.10. Зависимость поперечного сужения металла ковано-сверленой трубы ∅273×48 мм из стали 15ХМ1Ф от времени до разрушения при испытании на длительную прочность при 570° С

Для каждой стали существует интервал температур, в котором ее относительное удлинение при длительном разрыве минимально. С увеличением длительности испытания относительное удлинение сначала уменьшается, а затем возрастает. Некоторые плавки сталей 15Х1М1Ф, используемой для труб паропроводов свежего пара, отличаются низкой пластичностью при рабочих температурах.

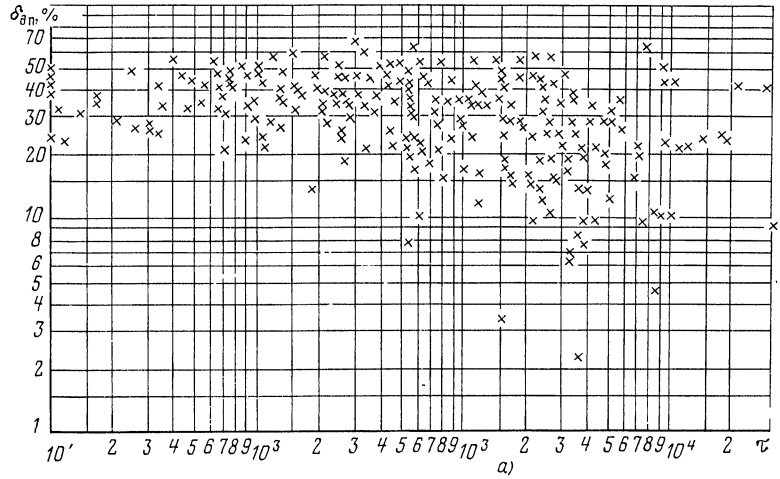
На рис. 1.10 показана зависимость поперечного сужения стали 15Х1М1Ф от времени до разрушения при температуре 570° С; испытывались тангенциальные образцы ∅ 6 мм. Труба ∅273×48 мм изготовлена из кованой заготовки путем сверления. Термическая обработка — нормализация от 1030 до 1040° С, отпуск при 740—760° С в течение 7 ч.

Промежуток времени, в течение которого наблюдается снижение пластичности стали, зависит от состава стали, термической обработки, напряжения и температуры испытания.

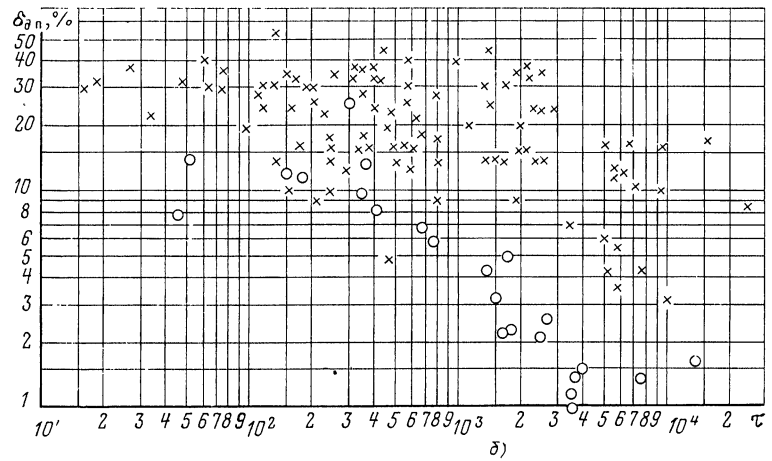
Длительная пластичность перлитных сталей 12Х1МФ и 15Х1М1Ф заметно различается (рис. 1.11, *а* и *б*). В случае массовых испытаний при температурах 560—570° С сталь 12Х1МФ имеет лучшие показатели по длительной пластичности.

А. В. Станюковичем [66] предложен метод оценки деформационной способности жаропрочных материалов, который основан на испытании образцов на растяжение с заданной постоянной скоростью деформации (при обычных испытаниях на ползучесть скорость деформации изменяется, неизменной остается нагрузка, приложенная к образцу). При испытании с постоянной скоростью деформации резко сокращается разброс значений пластичности при разрушении. Результаты испытаний наносят на график в координатах удлинение при разрушении — температура ($\lg\sigma_p t$) (рис. 1.12).

Изменение относительного удлинения с изменением температуры при испытании с постоянной скоростью деформации характеризуется V-образной кривой. Для каждой скорости испытания получается своя кривая.



а)



б)



в)

Рис. 1.11. Зависимость относительного удлинения от времени до разрушения:
а — сталь 12Х1МФ при 560—565° С, *б* — сталь 15Х1М1Ф при 565—570° С; *в* — микроструктура образца из стали 15Х1М1Ф, разрушившегося хрупко (×500)

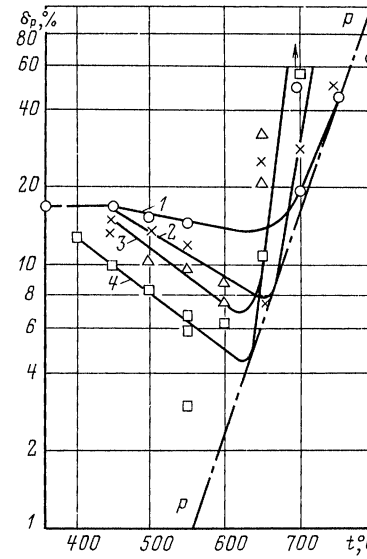


Рис. 1.12. Изменение относительного удлинения δ_p в зависимости от температуры испытания и скорости деформации для крепежной перлитной стали 25Х2МФА. Скорость деформации, %/ч:
1 - 180; *2* — 3,6; *3* — 0,6; *4* — $4{,}2 \cdot 10^{-2}$

На рис. 1.12 представлены результаты испытаний стали 25Х2МФА (ЭИ10). Чем меньше скорость деформации при растяжении, тем при более низкой температуре наблюдается минимум пластичности и тем ниже остаточное удлинение. При этом минимумы кривых лежат на одной общей прямой, обозначенной штрихпунктирной линией РР. По этой прямой можно проследить за изменением минимума пластической деформации при разрушении в зависимости от температуры и объективно оценить способность стали к пластической деформации.

Значения длительной пластичности при разрушении из-за исчерпания жаропрочности стали, склонной к хрупкому разрушению, показывают обычно сильный разброс. Примером может служить сталь ЭИ723 (25Х2М1Ф). Можно говорить лишь об общих тенденциях влияния температуры и времени до разрушения на длительную пластичность таких сталей.

Из перлитных сталей, используемых для поверхностей нагрева и паропроводов, больше всего хрупкому разрушению подвержены хромомолибденованадиевые стали, причем тем в большей степени, чем выше содержание в них ванадия и молибдена. Определенную роль играют, по-видимому, особенности ведения процесса их выплавки и скрытые примеси.

На длительную пластичность стали влияет также величина зерна. При величине зерна больше чем 3 балла аустенитные стали отличаются неудовлетворительной длительной пластичностью. Это известно достаточно широко. Однако имеется значительно меньше данных о влиянии величины зерна на длительную пластичность перлитных сталей. Обычно высокий уровень пластичности перлитных сталей обеспечивает их достаточно хорошую работоспособность даже при крупном зерне. Однако это оправдывается не всегда.

Низкой длительной пластичностью отличаются некоторые аустенитные стали с высоким содержанием титана, а также стали, склонные к дисперсионному упрочнению. Для аустенитных сталей наиболее неблагоприятен по снижению длительной пластичности интервал температур 550—600° С.

Длительную пластичность аустенитных сталей, и особенно сплавов на никелевой основе, можно повысить путем выплавки в вакууме.

Высокой длительной пластичностью при 550—600° С отличаются 12%-ные хромистые стали. Их минимальная длительная пластичность, оцененная по относительному удлинению, находится на уровне 6—10% даже при большой продолжительности испытания.

Значительно снижают длительную пластичность концентраторы напряжения, которые могут иногда служить причиной аварий энергетического оборудования. Влияние их тем заметнее, чем выше жаропрочность и чем меньше длительная пластичность материала.

1.6. Релаксация напряжений

Релаксацией называется процесс самопроизвольного затухающего снижения напряжений при постоянной суммарной деформации и неизменной высокой температуре.

Релаксация напряжений наблюдается в шпильках фланцевых разъемных соединений, в трубах паропроводов, подверженных напряжениям самокомпенсации тепловых расширений, в пружинах и т. п.

Типичный пример изделия, работающего в условиях релаксации — шпилька фланцевого соединения. Для обеспечения плотности зеркало фланца должно быть прижато к прокладке с определенным усилием, создающим требуемое удельное давление на поверхности контакта. С течением времени напряжение в шпильках, созданное первоначальным натягом, снижается в результате релаксации, и возникает опасность разгерметизации фланцевого соединения.

В однородных и изотропных твердых телах явление релаксации напряжений можно рассматривать как процесс ползучести при изменяющемся во времени напряжении и неизменной суммарной деформации. В этом случае для любого момента времени справедлива общая зависимость

$$\varepsilon_0 = \varepsilon_у + \varepsilon_{пл} + \varepsilon_{стр} + \varepsilon_п = \text{const},$$

где $\varepsilon_у$ — упругая деформация; $\varepsilon_{пл}$ — пластическая деформация в момент нагружения; $\varepsilon_{стр}$ — деформация, вызванная структурными изменениями (которые сопровождаются изменениями плотности металла); $\varepsilon_п$ — деформация ползучести. Если считать, что при нагружении пластическая деформация еще не возникает (так обычно и бывает при затяжке шпилек фланцевых разъемов или пружин) и что $\varepsilon_{стр}$ невелики по сравнению с остальными составляющими, то в первом приближении можно считать $\varepsilon_0 \approx \varepsilon_у + \varepsilon_п$ [113].

Реальные условия нагружения шпилек фланцевых разъемов осложняются несколько податливостью во времени прокладочных материалов. Это явление мы также рассматривать не будем.

Релаксационная стойкость стали или сплава зависит от его

химического состава, микро- и макроструктуры, субструктуры, способа выплавки. На формирование микроструктуры и субструктуры наибольшее влияние оказывают режимы термической обработки и обработки давлением. Процесс релаксации напряжений в конкретной детали определяется начальным напряжением, масштабным фактором и предварительной пластической деформацией.

Уравнение для определения скорости релаксации напряжений было предложено Максвеллом:

$$\frac{d\sigma}{d\tau} = \frac{1}{\tau_0}\sigma, \qquad (1.4)$$

т. е. скорость релаксации напряжений пропорциональна напряжению; в уравнении (1.4) τ_0 — константа, имеющая размерность времени и обычно называемая временем релаксации. Это уравнение получено в предположении, что релаксация напряжений происходит по тому же механизму, что и скольжение вязкой жидкости. Если проинтегрируем уравнение (1.4), то получим уравнение, которое позволяет определить напряжение в процессе релаксации в любой момент:

$$\sigma_\tau = \sigma_0 e^{-\frac{\tau}{\tau_0}}, \qquad (1.5)$$

где σ_0 — напряжение в начальный момент; τ — время от начала нагружения.

Реальный механизм релаксации напряжения сложнее, чем предполагал Максвелл, и поэтому уравнение (1.5) необходимо рассматривать только как первое приближение.

Кривую снижения напряжений в процессе релаксации можно разделить на два участка, а процесс релаксации на два периода: первый — характеризующийся резким падением напряжения, и второй — замедленным (рис. 1.13). По оси ординат отложены

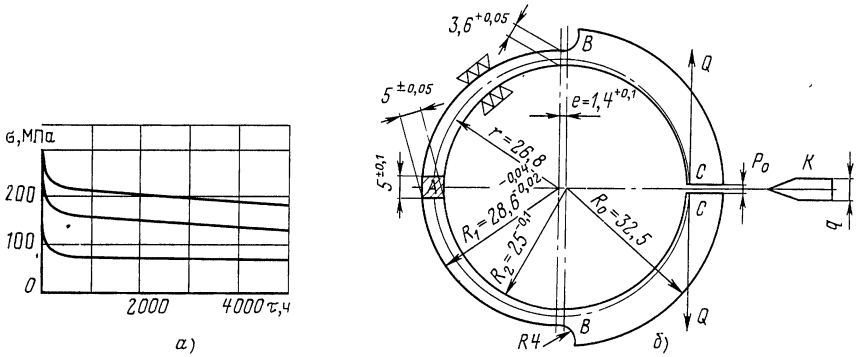


Рис. 1.13. Релаксация напряжений:
а — результаты испытания на релаксацию стали 25Х2МФА при 500° С на трех различных начальных уровнях напряжения, *б* — кольцевой образец для испытания на релаксацию по методу И. А. Одинга

напряжения, по оси абсцисс — время. В зависимости от уровня напряжений механизм пластической деформации в процессе релаксации может изменяться. При больших промежутках времени от начала нагружения зависимость между $\Delta\sigma$ и σ получается линейной: чем больше было начальное напряжение, тем больше снижение напряжения.

Вследствие снижения напряжений в шпильках при релаксации уменьшается удельное давление на прокладку фланцевого соединения и возникает опасность нарушения плотности. Чтобы избежать этого, шпильки после определенного срока работы подтягивают. После каждого последующего подтягивания релаксационная кривая идет более полого, напряжения в шпильках снижаются не так быстро. Время до последующего подтягивания может быть значительно большим, чем до предыдущего.

Для определения релаксационной стойкости различных сталей часто пользуются методом кольцевых образцов, предложенным И. А. Одингом. Образец для испытания показан на рис. 1.13, *б*. Расчетная часть образца представляет собой кривой брус равного сопротивления изгибу — на рис. 1.13, *б* обозначена буквами *BAB*. Утолщенные концы в релаксации не участвуют. Напряжения в образце создаются путем установки клина в прорезь *CC*. Прирост ширины прорези образца при установке клина обозначается как Δ. Чем толще клин, тем больше сила Q, распирающая утолщенные концы образца, тем больше напряжения, возникающие в образце.

Между относительной деформацией наружных волокон кольца и приращением расстояния *CC* существует зависимость

$$\varepsilon = A\Delta,$$

где $A = 0{,}583 \cdot 10^{-3}$ 1/мм — константа, получаемая из условия линейного распределения напряжений по среднему сечению образца.

По закону Гука после введения клина в прорезь в наружных волокнах начальное напряжение

$$\sigma_0 = E_t A\Delta. \qquad (1.6)$$

По сечению напряжение изменяется по линейному закону. Кольцо с клином помещают в печь, имеющую постоянную температуру. Модуль упругости следует принимать соответствующим температуре испытания.

После извлечения образца из печи и удаления клина концы *C* сближаются, но на расстояние, меньшее Δ. В момент перед удалением клина натяг составлял

$$\Delta_1 = \Delta - \delta,$$

где δ — увеличение зазора при вынутом клине. Подставив Δ_1 в уравнение (1.6), получим напряжение σ в образце к концу выдержки в печи. Проводя серию испытаний на одном и том же образце со все увеличивающимися выдержками, можно построить кривую релаксации напряжений. Испытания дают достоверные результаты при начальных напряжениях менее 0,75—0,8 $\sigma^t_{0,2}$, так как при этом не возникает пластической деформации в момент нагружения.

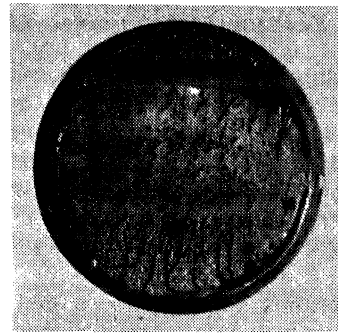


Рис. 1.14. Излом шпильки с резьбой диаметром 48 мм по первому витку (сталь ЭИ723, $t = 570°$ С)

Установлено, что охлаждение кольца и паузы, в течение которых образец находится в ненагретом состоянии, не отражаются на общем ходе релаксационной кривой.

Более трудоемки и сложны испытания на релаксацию при растяжении. Так как между результатами испытаний кольцевых образцов и испытаний на растягивание получается хорошее совпадение, проводят преимущественно испытания на кольцевых образцах.

В качестве характеристик релаксационной стойкости сталей и сплавов используются оставшееся напряжение, падение напряжения, ресурс напряжения и скорость релаксации.

Оставшееся напряжение — это напряжение, которое остается после релаксации при нагружении начальным напряжением σ_0 через промежуток времени τ. Эта характеристика наиболее часто используется в качестве критерия релаксационной стойкости материала. При этом для сравнения необходимо приводить данные при одних и тех же температурах, начальных напряжениях и длительностях нагружения.

Падение напряжения — снижение напряжения за заданный промежуток времени: $\Delta\sigma = \sigma_0 - \sigma_\tau$.

Ресурс напряжения — отношение оставшегося напряжения к первоначальному, выраженное в %: $R = \sigma_\tau/\sigma_0 \cdot 100\%$. Ресурс напряжения является функцией начального напряжения, температуры и времени.

Скорость релаксации можно рассматривать как мгновенную, т. е. $d\sigma/d\tau$ или как среднюю за промежуток времени $\Delta\sigma/\Delta\tau$. Последнюю будем обозначать v_p.

Накопление деформации при релаксации может привести к образованию трещин в детали и ее разрушению. Последние могут образоваться в местах конструктивных концентраторов напряжений. Так, например, шпильки в эксплуатации повреждаются путем образования трещины по первому, наиболее нагруженному, витку от корня резьбового профиля.

На рис. 1.14 показан внешний вид излома шпильки, разрушившейся в эксплуатации. Темная часть сечения — окисливший металл в процессе подрастания трещины; светлый кристаллический излом — дорыв от кратковременной перегрузки.

1.7. Усталость и термическая усталость

Повреждение деталей котлов и трубопроводов в ряде случаев вызваны малоцикловой термической усталостью металла. Нагрузки, изменяющиеся во времени, возникают при пусках и остановках, а также при переходных режимах. Эти нагрузки связаны с изменением температуры и давления рабочей среды и играют все большую роль в обеспечении надежности в связи с увеличением использования энергоблоков в маневренных режимах.

Усталость металлов — явление разрушения в результате многократных повторных нагружений. Процесс усталости связан с постепенным накоплением дефектов кристаллической решетки. В процессе многократных нагружений в металле может возникнуть трещина, развивающаяся постепенно до момента, когда происходит внезапное хрупкое разрушение.

Усталостное разрушение может вызывать напряжение меньше предела текучести и даже меньше предела упругости. Разрушение усталостного характера можно наблюдать на валах или лопатках дымососов и вентиляторов.

Закон изменения напряжения во времени может быть произвольным. Лабораторные исследования усталостной прочности обычно проводят при циклически изменяющихся напряжениях, когда величина напряжения изменяется во времени по синусоидальному закону, а максимальное напряжение в цикле по абсолютной величине равно минимальному и противоположно по знаку.

Такие напряжения характерны для вращающихся деталей машин. Цикл называется симметричным и характеризуется одним напряжением.

На циклически изменяющиеся напряжения может накладываться постоянная составляющая. Тогда мы имеем дело с асимметричным циклом, который характеризуется средним напряжением цикла $\sigma_{ср}=0{,}5(\sigma_{макс}+\sigma_{мин})$ и так называемой амплитудой напряжения цикла $\sigma_а=0{,}5(\sigma_{макс}-\sigma_{мин})$; последняя определяет максимальное отклонение напряжения в цикле от среднего в обе стороны. Используется также понятие «размах колебания напряжения в цикле» $R=2\sigma_а=\sigma_{макс}-\sigma_{мин}$.

Обычно металлы испытывают на усталость при симметричном цикле нагружения. Результаты испытания представляют в виде кривой усталости (рис. 1.15, *а*). По вертикальной оси на кривой усталости откладывают напряжение, а по горизонтальной оси — число циклов, вызвавших разрушение при этом напряжении. Первый образец испытывают при напряжении, составляющем 0,6—0,7 предела прочности. Последующие образцы испытывают при все уменьшающихся напряжениях. Общее количество образцов должно быть не менее 10—12 шт. Максимальное напря-

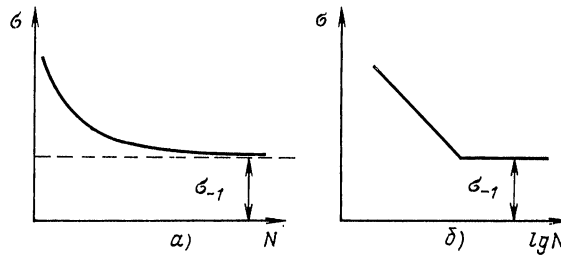


Рис. 1.15. Кривая усталости стали при комнатной температуре (схема): *а* — в линейных координатах; *б* — в полулогарифмических координатах

жение, которое не привело к разрушению за заданное число циклов, называют условным пределом усталости. Максимальное напряжение, которое не приводит к разрушению за какое угодно большое число циклов, называется физическим пределом усталости и существует только у углеродистых, низко- и среднелегированных сталей при комнатной температуре. Цветные металлы и сплавы, а также стали при высоких температурах не имеют физического предела усталости. Поэтому для них приходится определять условный предел усталости обычно на базе 50—100 млн. циклов и даже более.

Малоцикловая усталость — явление разрушения при напряжениях выше физического предела усталости. Заданное число циклов для сталей при комнатной температуре равно обычно 5—10 млн. Если сталь под действием какого-то циклически изменяющегося напряжения не разрушилась при комнатной температуре в результате 5—10 млн. циклов, то она не разрушится и при бóльшем числе циклов.

Практически оказалось удобным обрабатывать результаты испытания на усталость в полулогарифмических координатах $\sigma - \lg N$ (рис. 1.15, *б*). По горизонтальной оси откладывают логарифмы числа циклов до разрушения. При обработке результатов эксперимента в полулогарифмических координатах получаются два прямолинейных участка. Это облегчает интер- и экстраполирование результатов опытов.

Чтобы не вызывать заметной концентрации напряжений, детали, работающие на усталость, стараются выполнять с плавными переходами. Чем чище обработана поверхность, тем выше предел усталости. При повышении рабочей температуры предел усталости обычно уменьшается.

Рассмотрим механизм усталостного разрушения, которое даже для очень пластичных сталей происходит без заметной пластической деформации. На изломе от усталости наблюдаются две характерные зоны: одна с гладкой фарфоровидной поверхностью, другая с кристаллическим строением свежего излома. Первая зона — притертая в процессе циклических нагру-



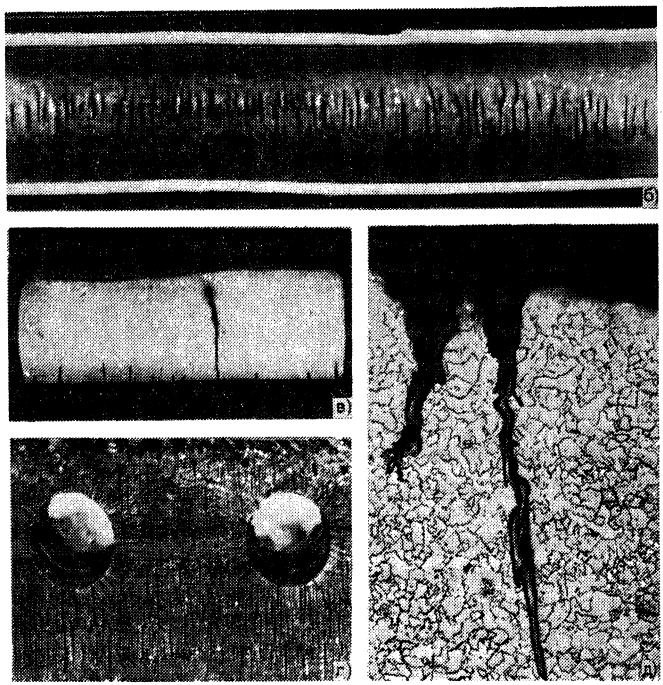


Рис. 1.16. Усталостные разрушения:
а — излом от усталости вала дымососа котла ТП-110 блока мощностью 300 МВт (вал изготовлен из трубы), *б* — кольцевые трещины на внутренней поверхности трубы переходной зоны; *в* — продольный макрошлиф трубы паропровода горячей нитки промперегрева из стали 12Х1МФ трубы ∅426×17, *г* — внутренняя поверхность камеры промперегрева котла ПК-47 Заинской ГРЭС с трещинами термической усталости от заброса воды из змеевиков, *д* — микроструктура трубы горячей нитки промперегрева (сталь 12Х1МФ, ×100)

жений поверхность развивающейся трещины. На ней часто бывают видны концентрические линии, расходящиеся от места зарождения трещины. Вторая зона — зона мгновенного разрушения. Эта зона напоминает по своему строению вязкий излом при статическом нагружении.

На рис. 1.16, *а* в качестве примера показан излом разрушившегося от усталости вала дымососа котла ТПП-110 блока мощностью 300 МВт.

Металл состоит из отдельных беспорядочно ориентированных кристаллов неправильной формы — зерен. При повторных нагружениях в отдельных, наименее благоприятно ориентированных, зернах возникает сдвиг — пластическая деформация. При многократных повторных нагружениях в противоположные стороны в неблагоприятно ориентированных зернах по линиям скольжения постепенно развивается трещина — она проходит через все зерно, пересекает границу и распространяется на соседние зерна. Постепенно трещина разрастается. Сечение неослабленного металла все уменьшается, и при каком-то очередном нагружении металл внезапно разрушается от усталости.

Термическая усталость — разрушение от периодически возникающих и изменяющихся во времени термических напряжений, обусловленных расширением металла деталей при нагревании или сжатием при охлаждении. При быстром нагреве или охлаждении поверхности толстостенной детали по ее сечению возникает перепад температур. Разность температур в детали приводит к образованию термических напряжений. Так, в нагреваемом стержне наружные слои нагреваются сильнее. Если бы они не были связаны с внутренними слоями, то длина их увеличилась бы в соответствии с законом линейного расширения, однако внутренние, более холодные слои препятствуют этому расширению. В результате этого наружные слои оказываются сжатыми, а внутренние — растянутыми. При охлаждении характер напряжений изменяется в обратном порядке.

В деталях котлов и трубопроводов при резком наборе или сбросе нагрузки, а также при аварийных остановках могут возникать напряжения, превышающие предел текучести. Повторное многократное приложение таких напряжений приведет к разрушению от малоцикловой усталости. Для этих напряжений обычно свойствен случайный характер изменения во времени при асимметричном цикле. В процессе изменения температурных напряжений возникает упругая деформация, упруго-пластическая статическая или упруго-пластическая деформация по механизму ползучести. Усталость в упругой области — малоцикловая усталость. Усталость в упруго-пластической области — малоцикловая усталость. При упруго-пластической деформации по механизму ползучести накладываются два процесса: усталость и ползучесть. Величина термических напряжений и вызываемая ими деформация зависят от степени стеснения деформации. При свободном расширении равномерно нагреваемого стержня степень стеснения деформации отсутствует; температурные напряжения равны нулю.

Степень стеснения деформации характеризуется коэффициентом стеснения деформации $R = -\varepsilon_м/\varepsilon_т$; здесь $\varepsilon_м$ — относительная механическая деформация, вызванная защемлением; $\varepsilon_т = \alpha\Delta t$ — полное относительное температурное расширение,

где α — температурный коэффициент линейного расширения; Δt — перепад температур.

Величина термических напряжений зависит от градиента температур в детали и в упругой области может быть определена по формуле

$$\sigma = \pm \frac{\alpha E \Delta t}{1 - \mu}, \qquad (1.7)$$

где α — коэффициент линейного расширения; E — модуль упругости; Δt — градиент температуры; μ — коэффициент Пуассона.

Термические напряжения тем больше, чем больше коэффициент линейного расширения, модуль упругости и градиент температур.

Процесс изменения напряжений и накопления пластической деформации в периодически нагреваемой и охлаждаемой детали удобно проследить на примере простейшей модели, представляющей собой жестко закрепленный по концам металлический стержень. Этот стержень периодически охлаждается до минимальной температуры T_1 и нагревается до T_2.

При однократном охлаждении от средней температуры $(T_2 + T_1)0{,}5$ в стержне возникает деформация, равная $\alpha (T_1 - T_2)0{,}5$, где α — коэффициент линейного расширения материала стержня. Эта деформация протекает по упругому механизму на участке OA и по пластическому на участке $A1$ (рис. 1.17).

При разгружении стержня из-за нагрева наклепанный материал стержня деформируется упруго до точки B, а затем начинает воспринимать пластическую деформацию обратного знака (участок $B2$ на рис. 1.17). После нескольких первых циклов нагружения (охлаждения и нагрева) устанавливается вполне определенная зависимость между циклическими деформациями и напряжениями, представляющая собой на графике петлю гистерезиса (изображена сплошной линией со стрелками).

На рис. 1.17 зависимость обозначена сплошной линией со стрелками. Суммарная упруго-пластическая деформация (раз-

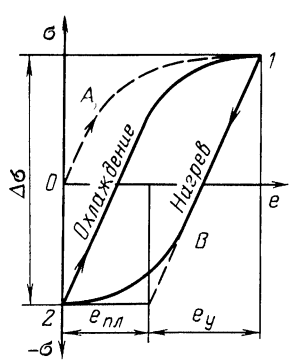


Рис. 1.17. Зависимость термического напряжения от деформации при циклических охлаждениях и нагревах жестко закрепленного стержня

мах) e, упругая $e_у$ и пластическая $e_{пл}$ ее составляющие и размах напряжения $\Delta\sigma$ связаны соотношением

$$e=\alpha(T_2-T_1)=e_у+e_{пл}=\Delta\sigma/E+e_{пл},$$

где E — модуль нормальной упругости при средней температуре цикла.

Основным параметром, влияющим на накопление повреждаемости за цикл термического воздействия на металл, является суммарная пластическая деформация, которая и используется для количественной оценки долговечности при многократном термоциклировании.

Термические напряжения пропорциональны и температуре. Механические свойства сталей и сплавов и в меньшей степени коэффициент линейного расширения зависят от температуры. При одинаковом термоцикле число циклов до разрушения тем меньше, чем выше максимальная температура цикла.

На долговечность влияют частота изменений температуры, длительность периода выдержки между термическими циклами и агрессивность рабочей среды. Трещины термической усталости соответствуют обычно так называемой малоцикловой усталости, т. е. макротрещина появляется при 10^2—10^5 циклах.

Термические напряжения достигают максимума на поверхности детали, где и образуются трещины. Так как при термическом воздействии определяющими напряженного состояния являются тепловые расширения, то термические напряжения релаксируют со временем. Поэтому трещины термической усталости обычно распространяются с затухающей во времени скоростью. После образования первых трещин в их окрестностях термические напряжения снижаются из-за повышения локальной податливости металла; новые трещины возникают на соседних участках металла. Для термической усталости характерна сетка трещин.

На образование трещины определенное влияние оказывают неровности поверхности, играющие роль концентраторов напряжений. Чем более гладкая поверхность, тем больше циклов выдерживает деталь до образования трещин. Наличие коррозионно-активной среды ускоряет появление и рост трещин термической усталости.

Если в процессе цикла термического нагружения превалирует пластическая деформация по низкотемпературному механизму текучести, то трещины аналогичны повреждениям от малоцикловой усталости — прямые транскристаллитные. Если же в процессе разрушения существенный вклад вносит ползучесть при каждом цикле, то трещины имеют межкристаллитный тип.

На основании обобщения большого количества экспериментов Л. Коффином и С. Мэнсоном предложены зависимости, позволяющие установить корреляцию между долговечностью по числу

циклов до разрушения от размаха пластической или упругопластической деформации в виде

$$e_{\text{пл}} = N^{K_1} = C_1 \text{ и } eN^{K_2} = C_2,$$

где N — число циклов до разрушения; K_1, K_2, C_1 и C_2 — постоянные.

Механизм пластической деформации и накопления повреждаемости при термической усталости сочетает в себе механизмы ползучести и усталости.

Углеродистые стали менее стойки против тепловой усталости, чем низколегированные стали перлитного класса.

Термической усталости подвержены внутренние поверхности паропроводов в местах впрыска воды для регулирования температуры перегрева пара, паропроводы в местах заброса конденсата из дренажных линий; чередующиеся нагревы и охлаждения могут происходить при пульсации границы раздела между паром и водой в переходной зоне прямоточного котла докритических параметров при периодической подаче относительно холодной питательной воды в барабан котла, при движении пароводяной смеси по горизонтальным или слабонаклонным трубам, обогреваемым топочными газами. В этом случае количество циклов за срок службы трубы поверхности нагрева или трубопровода существенно превышает 10^4.

Трещины, возникающие в трубе из-за термической усталости, могут быть продольными и кольцевыми. Кольцевые трещины на внутренней поверхности трубы переходной зоны прямоточного котла, возникшие из-за пульсации, см. на рис. 1.16, *б*.

При высоких температурах, большом количестве циклов до разрушения и низкой частоте нагружения трещины термической усталости носят межкристаллитный характер; при умеренных температурах, больших температурных интервалах термоцикла и малом числе циклов трещины бывают транскристаллитными.

На энергоблоке мощностью 300 МВт с котлами ПК-41 обнаружены трещины от термической усталости на паропроводе горячей нитки промежуточного перегрева в месте выхода дренажной трубы. Паропровод изготовлен из труб ∅ 426×17 мм (сталь 12Х1МФ) и эксплуатировался при температуре 565° С. Трещины обнаружены после 8 тыс. ч эксплуатации. Как выяснилось, дренажные линии главного паропровода и паропровода промежуточного перегрева имели связи. Давление в главном паропроводе 24—25 МПа, в паропроводе промежуточного перегрева пара — 3,8—4,0 МПа. При некоторых режимах работы котла относительно холодная дренажная вода попадала в паропровод промежуточного перегрева и вызывала периодическое охлаждение его стенки. При осмотре внутренней поверхности на стенке паропровода обнаружено пятно отложения солей белого цвета, вытянутое по ходу пара. Дренажная вода, попадая в перегретый пар, быстро испарялась, а соли, содержавшиеся в ней, осаждались на стенке (см. рис. 1.16, *в* и *г*).

Глава вторая

КОТЕЛЬНЫЕ СТАЛИ И ПОЛУФАБРИКАТЫ ИЗ НИХ

2.1. Углеродистые стали

Для изготовления деталей котлов, вспомогательного оборудования и трубопроводов широко применяются низкоуглеродистые стали, содержащие до 0,25% углерода, до 0,8% марганца и до 0,4% кремния (остающихся после раскисления), а также вредные примеси — до 0,055% серы и до 0,045% фосфора. Эти стали хорошо поддаются обработке давлением, гибке и правке в горячем и холодном состоянии, хорошо свариваются. Низкоуглеродистые стали относительно дешевы, не дефицитны и обладают удовлетворительными механическими свойствами при комнатной и повышенных температурах (до 450—500° С).

Структура низкоуглеродистой стали состоит из феррита и перлита.

Феррит[1] — твердый раствор углерода в α-железе. Атомы углерода образуют раствор внедрения; они имеют существенно меньшие размеры, чем атомы железа, и располагаются в кристаллической решетке в промежутках между атомами железа. Феррит — относительно мягкая и пластичная структурная составляющая низкоуглеродистой стали. В феррите при комнатной температуре растворяется только около 0,006% углерода. При большем содержании углерод образует химическое соединение Fe_3C, называемое цементитом. Это соединение имеет сложную кристаллическую решетку. Цементит тверд и относительно хрупок.

В низкоуглеродистой стали при очень небольшом содержании углерода в процессе медленного охлаждения хрупкий цементит может выпадать по границам зерен феррита. При такой структуре стальные детали плохо переносят ударную нагрузку. Раньше в котлостроении применялись стали с очень низким содержанием углерода, так как такие стали хорошо гнутся, штампуются и т. п.

В настоящее время широко используются стали, содержащие более 0,10—0,12% С, в которых не наблюдается выпадения цементита по границам зерен даже при очень медленном охлаждении.

При содержании углерода более 0,025% в стали наряду с ферритом наблюдается вторая структурная составляющая — перлит, представляющая собой механическую смесь феррита и цементита. Перлит прочнее и тверже феррита. Свое название перлит получил из-за того, что шлиф стали, состоящий из одного

[1] Слово феррит произошло от латинского слова ferrum — железо; феррит — аллотропическая модификация кристаллов железа, имеющих структуру объемно-центрированного куба.

перлита, когда его приготавливают для металлографического исследования под микроскопом, слегка переливается, как перламутр. Чем выше содержание углерода в стали, тем большую долю структуры занимают перлитные участки.

Углерод — элемент, в основном определяющий свойства углеродистых сталей. Влияние углерода на прочность и пластичность углеродистой стали после прокатки показано на рис. 2.1. С увеличением содержания углерода возрастают временное сопротивление, предел текучести и твердость стали, снижаются показатели пластичности (относительное удлинение и относительное сужение), а также ударная вязкость. При 0,8% углерода прочность стали достигает максимального значения, после чего она начинает снижаться.

Изменения свойств стали в зависимости от содержания углерода вызваны структурой. При увеличении содержания углерода до 0,8% в структуре стали непрерывно возрастает содержание более прочной и менее пластичной структурной составляющей — перлита. При 0,8% углерода вся структура состоит из перлита. При большем содержании углерода избыточный цементит образует оторочку вокруг перлитных зерен.

Стали, содержащие более 0,8% углерода, используются как инструментальные.

Марганец вводят в любую сталь для раскисления, т. е. для устранения вредных включений гемиоксида (закиси) железа. Марганец растворяется в феррите и цементите, поэтому обнаружить его металлографическими методами невозможно. Марганец повышает прочность стали и сильно увеличивает прокаливаемость. Содержание марганца в углеродистой стали отдельных марок может достигать 0,8%.

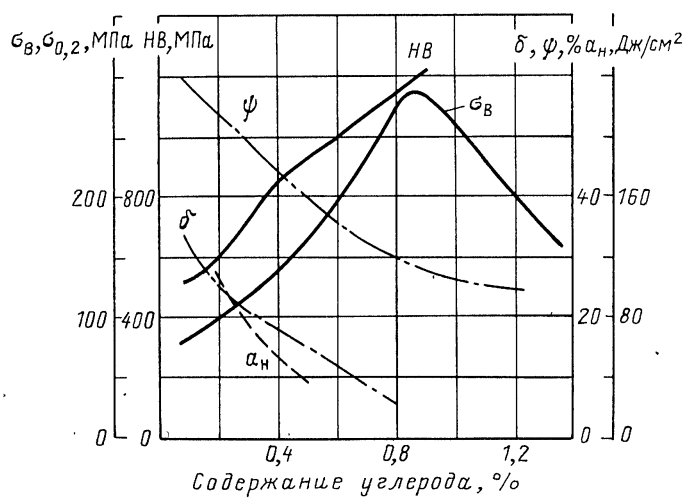


Рис. 2.1. Влияние содержания углерода на механические свойства стали после горячей прокатки без последующей термообработки (НВ — твердость, МПа; $\sigma_в$ — временное сопротивление, МПа; δ — относительное удлинение, %; $a_н$ — ударная вязкость, Дж/см^2)

Кремний, подобно марганцу, является раскислителем, но действует более эффективно. В кипящей стали содержание кремния не должно превышать 0,07%. Если кремния будет больше, то раскисление кремнием произойдет настолько полно, что не получится «кипения» жидкого металла за счет раскисления углеродом. В спокойной углеродистой стали содержится от 0,12 до 0,37% кремния, что заметно повышает прочность и твердость стали.

Сера — вредная примесь. В стали обыкновенного качества содержание серы допускается до 0,055%.

Присутствие серы в большом количестве приводит к образованию трещин при ковке, штамповке и прокатке в горячем состоянии. Это явление называется красноломкостью.

В углеродистой стали сера взаимодействует с железом, в результате чего получается сернистое железо. Сернистое железо образует с железом относительно легкоплавкую эвтектику, которая располагается по границам зерен. При температурах ковки, горячей штамповки и прокатки эвтектика находится в жидком состоянии. В процессе горячей пластической деформации по границам зерен образуются трещины.

Если в сталь ввести достаточное количество марганца, то вредное влияние серы уменьшается, так как она связывается в тугоплавкий сульфид марганца, включения которого располагаются в середине зерен, а не по их границам. При горячей обработке давлением включения сернистого марганца легко деформируются без образования трещин.

Фосфор также является вредной примесью; растворяясь в феррите, резко снижает пластичность, повышает температуру перехода в хрупкое состояние или, иначе, вызывает хладноломкость стали. Это явление наблюдается при содержании фосфора свыше 0,1%. Однако допустить содержание даже 0,05% Р для стали ответственного назначения рискованно. При затвердевании слитка фосфор распределяется в металле не совсем равномерно. Области слитка с повышенным содержанием фосфора становятся хладноломкими. В мартеновской стали обыкновенного качества допускается содержание фосфора не более 0,045%.

В процессе выплавки углеродистой стали из металлического лома в качестве примесей в нее могут попасть никель, хром, медь и другие элементы. Эти примеси ухудшают технологические свойства углеродистой стали (в частности, свариваемость), поэтому их содержание стараются свести к минимуму.

Кислород — вредная примесь и может растворяться в феррите в очень небольших количествах. В плохо раскисленной стали кислород образует включения гемиоксида железа. Взаимодействуя с марганцем или кремнием, он образует гемиоксид марганца MnO, оксид кремния SiO_2 или силикат марганца $(MnO)_2 \times \times SiO_{23}$.

Оксиды имеют меньшую плотность, чем железо, всплывают при застывании слитка и переходят в шлак. Если они не успели всплыть до перехода металла в твердое состояние, то в металле наблюдаются оксидные неметаллические включения, которые вызывают подобно сере красноломкость стали. Очень твердые частицы оксидов марганца, кремния и алюминия ухудшают обрабатываемость резанием, вызывая быстрое затупление режущего инструмента. Крупные неметаллические включения могут привести к снижению прочности детали, особенно при наличии концентраторов напряжений.

Углеродистые стали классифицируются по качеству, которое определяется содержанием серы и фосфора, способом производства и разбросом показателей химического состава и механических свойств. Чем меньше содержание вредных примесей, чем уже пределы изменения механических свойств и содержания химических элементов, тем выше качество стали. Углеродистые стали бывают обыкновенного качества, качественные и высококачественные.

Существенное влияние на механические свойства и работоспособность готовых изделий оказывают особенности производства стали и стальных полуфабрикатов.

Наилучшим комплексом свойств обладают низкоуглеродистые стали, выплавленные в электрических и мартеновских печах. Сталь, полученная в конвертерах с кислородным дутьем и основной футеровкой, приближается по своим свойствам к мартеновским.

Большое влияние на свойства стали оказывает способ раскисления, в зависимости от полноты которого стали делят на спокойные, полуспокойные и кипящие.

Современные способы производства стали завершаются получением жидкого металла. При любом способе производства к концу процесса в стали значительное количество кислорода содержится в виде гемиоксида железа. Этот кислород необходимо удалить, иначе пластичность стали будет невысокой, и сталь нельзя будет обрабатывать прокаткой, ковкой или прессованием.

Спокойную сталь раскисляют сначала ферромарганцем, потом ферросилицием и заканчивают раскисление при выпуске стали из печи обычно алюминием. Этим достигается высокая степень раскисления, благодаря чему в процессе кристаллизации слитка стали не происходит бурного выделения газов.

Кипящую сталь до разливки раскисляют только ферромарганцем. При этом в жидком металле остается некоторое количество гемиоксида железа. После разливки стали в изложницы в незатвердевшем металле протекает реакция самораскисления углеродом. Выделяющаяся газообразная закись углерода перемешивает жидкий металл, он бурлит и выделяет искры. Создается впечатление, что сталь кипит — отсюда и название этой стали — кипящая. По качеству, механическим свойствам, коррозионной стойкости кипящая сталь уступает спокойной, но она дешевле, так как при ее производстве получается меньше отходов. Кипящей выплавляют только малоуглеродистую сталь, содержащую до 0,25% С.

Сталь, занимающая по степени раскисления промежуточное положение между спокойной и кипящей, называется полуспокойной, ее можно выплавлять с содержанием углерода до 0,40—0,45%.

Обозначение марок кипящей стали сопровождается буквами

«кп», полуспокойной — «пс». Марки спокойной стали либо не сопровождаются какими-либо буквенными обозначениями, указывающими способ раскисления, либо сопровождаются буквами «сп».

Стандартами и техническими условиями на углеродистую сталь устанавливаются маркировка, химический состав, способ производства и раскисления, механические свойства и правила приемки.

Углеродистая сталь обыкновенного качества общего назначения поставляется по ГОСТ 380-71 * и изготавливается в мартеновских печах или конвертерах. Из углеродистой стали изготавливается сортовой прокат — швеллеры, уголки, балки, лист, трубы, проволока и т. п.

В котлостроении низкоуглеродистая сталь, поставляемая по ГОСТ 380-71 *, применяется для элементов котлов, не нагруженных внутренним давлением, а также в виде листа и проката элементов котлов и трубопроводов, работающих при относительно низких температурах и давлениях.

По ГОСТ 380-71 * сталь подразделяется на группы А, Б и В. Сталь, поставляемая с гарантированными механическими свойствами, относится к группе А. Сталь с гарантированным химическим составом — к группе Б. Сталь группы В поставляется с гарантированными механическими свойствами и химическим составом.

В группу А входят стали, маркируемые от Ст0 до Ст6. Номер марки — условная цифра, характеризующая ее механические свойства. Чем выше номер, тем больше в стали углерода и выше ее прочностные свойства.

Стали группы А применяются для изготовления деталей и элементов конструкции, не проходящих термической обработки. Необходимая прочность изделия обеспечивается выбором стали соответствующей марки.

По ГОСТ 380-71 * для стали группы А регламентированы временное сопротивление, предел текучести и относительное удлинение. Для сталей марок Ст0—Ст5 предусмотрена технологическая проба на холодный загиб. Сталь группы А может поставляться трех категорий, для которых должны быть обеспечены различные комбинации гарантированных показателей прочности и пластичности. Чем выше номер категории качества, тем более полный комплекс механических свойств гарантируется. Временное сопротивление и относительное удлинение гарантируются для всех категорий качества. Начиная со второй категории качества гарантируется положительный результат технологической пробы на холодный загиб (для сталей от Ст0 до Ст5). Для стали третьей категории поставки дополнительно гарантируется предел текучести.

Категория поставки стали указывается в обозначении марки.

Например, Ст2пс3: сталь 2, полуспокойная, поставляемая по третьей категории. Первая категория в обозначении марки не указывается.

Химический состав стали, поставляемой по группе А, сообщается заказчику, но браковочным признаком не является.

Полуспокойная сталь с номером 3 или 5 производится с обычным и повышенным содержанием марганца. В марке стали буква «Г» указывает повышенное содержание марганца, например, Ст3Гпс.

Механические свойства некоторых углеродистых сталей обыкновенного качества группы А по ГОСТ 380-71 *, применяемых в котлостроении, приведены в табл. 2.1.

Если детали должны проходить термическую обработку, то их изготавливают из стали, поставляемой по группе Б. Стали этой группы имеют в начале марки букву Б, например БСт3кп. Номер марки стали группы Б представляет собой условное число, характеризующее химический состав стали. Стандартом установлены пределы содержания углерода, марганца, кремния, фосфора, серы, хрома, никеля, меди и мышьяка. В зависимости от того, по каким элементам гарантируется их содержание, стали делятся на две категории. В первой категории гарантируется содержание всех указанных элементов, кроме хрома, никеля и меди; во второй — всех без исключения. В стали БСт0 содержание фосфора не должно превышать 0,07%, серы 0,06%. В остальных сталях допускается содержание фосфора до 0,04%, серы до 0,05%,

Таблица 2.1. **Механические свойства некоторых углеродистых сталей обыкновенного качества**

Марка стали	Временное сопротивление σ_B, МПа	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа			
		Толщина стенки, мм			
		до 20	свыше 20 до 40	свыше 40 до 100	свыше 100
		не менее			
Ст0	Не менее 310	—	—	—	—
Ст2кп	330—420	220	210	200	190
Ст2пс	340—440	230	220	210	200
Ст2пс	340—440	230	220	210	200
Ст3кп	370—470	240	230	220	200
Ст3пс	380—490	250	240	230	210
Ст3сп	380—490	250	240	230	210
Ст4кп	410—520	260	250	240	230
Ст4пс	420—540	270	260	250	240
Ст4сп	420—540	270	260	250	240

хрома, никеля и меди до 0,3% каждого и мышьяка до 0,08%.

Для сталей группы В одновременно гарантируются химический состав и механические свойства. В начале обозначения марки сталей этой группы становится буква «В», например Вст2пс. Сталь этой группы выпускается шести категорий. Для всех шести категорий гарантируются временное сопротивление и химический состав. Кроме того, могут гарантироваться предел текучести, относительное удлинение, изгиб в холодном состоянии на 180°, ударная вязкость при +20° С или при —20° С, а также ударная вязкость при +20° С после механического старения.

Показатели механических свойств должны соответствовать требованиям, предъявляемым к сталям, поставляемым по группе А, и химический состав — к сталям, поставляемым по группе Б.

Для изготовления более ответственных деталей котлов и трубопроводов применяется качественная углеродистая сталь общего назначения, поставляемая по ГОСТ 1050-74 **. Этот стандарт распространяется на горячекатаную и кованую сортовую сталь.

Нормы химического состава ГОСТ 1050-74 ** могут распространяться на другие виды проката, слитки, поковки и штамповки. Марка стали отражает среднее содержание углерода в сотых долях процента. Например, сталь 20, широко используемая в котлостроении в виде листа и труб, содержит около 0,20% углерода (0,17—0,24%).

Стали марок до 20 включительно могут поставляться кипящими (содержат не более 0,07% кремния), полуспокойными (от 0,05 до 0,17% кремния) и спокойными (от 0,17 до 0,37% кремния). В сталях всех марок допускается содержание серы не более

Относительное удлинение, δ_5, %			Изгиб на 180° (a — толщина образца, d — диаметр оправки)	
Толщина стенки, мм			Толщина стенки, мм	
до 20	свыше 20 до 40	свыше 40	до 20	свыше 20
23	22	20	$d=2a$	Диаметр оправки увеличивается на толщину образца
33 32 32	32 31 31	30 29 29	$d=0$ (без оправки)	
27 26 26	26 25 25	24 23 23	$d=0{,}5a$	
25 24 24	24 23 23	22 21 21	$d=2a$	

0,040%, фосфора — не более 0,035%, меди и никеля — не более 0,25% (при изготовлении стали скрап-процессом разрешается содержание меди и никеля до 0,30% каждого элемента), мышьяка не более 0,08%.

Содержание хрома в стали 10 не должно превышать 0,15%; в остальных — не более 0,25%.

Сталь, поставляемая по ГОСТ 1050-74 **, изготавливается в основных конвертерах с продувкой кислородом сверху, в мартеновских и электрических печах.

По комплексу гарантируемых механических свойств сталь делится на пять категорий. Механические свойства стали при комнатной температуре в состоянии после нормализации должны соответствовать требованиям, приведенным в табл. 2.2.

Для деталей сложной формы, работающих при относительно низких температурах применяются отливки из углеродистой стали, поставляемые по ГОСТ 977-88. По этому стандарту в зависимости от назначения и требований поставляют отливки для машиностроения по трем группам: I — отливки общего назначения; II — отливки ответственного назначения; III — отливки особо ответственного назначения.

К группе I относятся отливки для деталей, конфигурации и размеры которых определяются только конструктивными и технологическими соображениями. Эти отливки контролируют по внешнему виду, размерам и химическому составу.

К группе II относятся отливки для деталей, рассчитываемых на прочность и работающих при циклических и статических нагрузках. Кроме контроля, проводимого для отливок группы I, у этих отливок проверяют механические свойства: временное сопротивление или предел текучести и относительное удлинение.

К группе III относятся отливки для деталей, рассчитываемых на прочность и работающих при динамических ударных нагрузках. Отливки группы III проходят комплекс контроля, обязательного для отливок, поставляемых по группе II, и, кроме

Таблица 2.2. **Механические свойства некоторых углеродистых конструкционных сталей, поставляемых по ГОСТ 1050-74 ** и применяемых в котлостроении (не менее)**

Марка стали	Временное сопротивление $\sigma_в$, МПа	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Относительное удлинение δ_5, %	Поперечное сужение ψ, %	Ударная вязкость KCU, Дж/см^2
10	340	210	31	55	—
15	380	230	27	55	—
20	420	250	25	55	—
25	460	280	23	50	90
30	500	300	21	50	80
35	540	320	20	45	70
40	580	340	19	45	60
45	610	360	16	40	50

Таблица 2.3. **Гарантированные механические свойства металла отливок с толщиной стенки до 100 мм из нелегированной стали после нормализации или нормализации с отпуском при поставке по ГОСТ 977-88.**

Марка стали	Категория прочности	Предел текучести, МПа	Временное сопротивление, МПа	Относительное удлинение δ, %	Относительное сужение ψ, %	Ударная вязкость KC, Дж/см²
15Л	К 20	196	392	24	35	49,1
20Л	К 20	216	412	22	35	49,1
25Л	К 20	235	441	19	30	39,2
30Л	К 25	255	471	17	30	34,3
35Л	К 25	275	491	15	25	34,3
40Л	К 30	294	520	14	25	29,4
45Л	К 30	314	540	12	20	29,4

того, выполняются испытания их металла на ударную вязкость.

Все отливки должны подвергаться термической обработке: нормализации, нормализации с отпуском или закалке с отпуском.

Пример условного обозначения стали 25Л для отливок по ГОСТ 977-88:

25Л К 20 ГОСТ 977-88

Первые две цифры и буква-марка стали, индексы К или КТ являются условным обозначением категории прочности. Индекс К соответствует нормализованной или нормализованной и отпущенной отливке, индекс КТ закаленной и отпущенной.

Все отливки должны подвергаться термической обработке.

Нормы механических свойств металла отливок с толщиной стенки до 100 мм в термически обработанном состоянии приведены в табл. 2.3. Для толстостенных отливок нормы механических свойств устанавливаются по соглашению между изготовителем и потребителем.

Стандарт гарантирует химический состав металла отливок в заданных пределах. Допускается содержание хрома, никеля и меди не более 0,3% каждого элемента. Содержание серы и фосфора допускается в зависимости от способа производства и группы стали. Чем выше группа стали, тем меньше допускается в ней вредных примесей. Наименьшее количество вредных примесей может быть допущено, в основном, в мартеновской и электростали, наибольшее — в конвертерной.

Чем выше параметры среды, тем выше должна быть категория качества отливок для обеспечения надежности литых элементов котлов и трубопроводов в эксплуатации.

2.2. Легированные жаропрочные и жаростойкие стали

Легирующие примеси — элементы, специально вводимые в сталь для придания ей определенных структуры и свойств. Основные назначения легирования котельных сталей — повышение механических свойств, жаропрочности и коррозионной стойкости.

Легирующие элементы могут растворяться в железе, образовывать карбиды и интерметаллические соединения и входить в состав включений, не взаимодействуя с кристаллами железа, а также с углеродом. В зависимости от того, как взаимодействует легирующий элемент с железом и углеродом, он по-разному влияет на свойства стали.

В феррите в большей или меньшей степени растворяются все легирующие элементы. Растворение легирующих элементов в феррите приводит к упрочнению стали без термической обработки. При этом твердость и временное сопротивление возрастают, а ударная вязкость обычно снижается. Только хром в количестве до 1% и никель повышают ударную вязкость феррита. Никель оказывает наиболее эффективное действие: одновременно с упрочнением феррита резко повышает его ударную вязкость при комнатных и, особенно, при минусовых температурах.

Все элементы, растворяющиеся в железе, изменяют устойчивость феррита и аустенита [1]. По характеру влияния на полиморфные превращения все элементы могут быть разделены на две группы. Элементы первой группы: никель, марганец, медь, азот — расширяют область устойчивого состояния аустенита. При содержании этих легирующих элементов выше определенного количества сталь в интервале от комнатной температуры до перехода в жидкое состояние имеет структуру легированного аустенита. Такая сталь называется аустенитной.

Элементы второй группы повышают устойчивость феррита. Ко второй группе относятся хром, кремний, молибден, ванадий, вольфрам, титан, ниобий и алюминий. При содержании элементов второй группы выше определенного количества сталь в интервале температур от комнатной до перехода в жидкое состояние имеет структуру легированного феррита. Такая сталь называется ферритной.

Температура полиморфных превращений в легированной стали изменяется в зависимости от того, какие легирующие элементы и в каких количествах присутствуют в ней. Поэтому при выборе температур нагрева под закалку, нормализацию, отжиг или отпуск необходимо учитывать смещение критических точек — температур, при которых наблюдаются полиморфные превращения. Критические точки различных легированных сталей приведены в справочниках по термической обработке и в справочниках по котлотурбинным сталям [125].

Легирующие элементы, расположенные в периодической системе левее железа, образуют в стали карбиды, более стойкие, чем карбид железа — цементит. Под стойкостью карбидов понимается малая их способность к разложению на металл и

[1] Аустенит — высокотемпературная аллотропическая модификация кристаллов железа, имеющих строение гранецентрированного куба.

графит, малая способность к коагуляции, т. е. к укрупнению под действием высоких температур, а также способность с трудом растворяться в аустените при высоких температурах.

При легировании стали карбидообразующими элементами в ее структуре образуются включения карбидов. Карбидообразующие элементы могут образовывать самостоятельные карбиды или замещать железо в цементите. При избытке карбидообразующих элементов по отношению к углероду эти элементы входят в твердый раствор. К карбидообразующим элементам относятся хром, вольфрам, ванадий, молибден, титан и ниобий. Включение карбидов упрочняет сталь и повышает ее твердость.

Легирующие элементы оказывают большое влияние на распад аустенита. Все элементы, кроме кобальта, замедляют распад аустенита и повышают тем самым прокаливаемость.

Легирующие элементы не изменяют природы мартенситного превращения, но они влияют на температуру начала и конца этого превращения. Большинство легирующих элементов снижает температуру начала мартенситного превращения, особенно марганец. Алюминий и кобальт представляют исключения: они повышают температуру начала мартенситного превращения $M_н$. Кремний почти не влияет на нее. Под влиянием легуриющих элементов снижается также температура конца мартенситного превращения $M_к$.

Все легирующие элементы, кроме марганца, препятствуют росту зерен аустенита при нагревании стали. Марганец способствует росту зерен.

Легирующие элементы не оказывают заметного влияния на превращения, происходящие в закаленной стали при температуре ниже 150° С, но они сильно замедляют превращения, происходящие при температуре выше 150° С. Смесь карбида и цементита с растворенными в нем карбидообразующими элементами менее склонна к коагуляции, чем чистый цементит. Карбидообразующие элементы особенно сильно замедляют превращения, происходящие при отпуске. Легирующие элементы, не образующие карбидов, также затрудняют отпуск закаленной стали, но влияние их обычно слабее. Наиболее сильно из элементов, не образующих карбидов, влияет кремний. Легированный мартенсит устойчивее нелегированного. Поэтому отпуск закаленной стали производят при более высоких температурах и при более длительных выдержках.

Таково в общих чертах влияние легирующих элементов на структуру и свойства легированных сталей.

Молибден эффективно повышает прочность стали при высоких температурах и вводится в стали обычно совместно с хромом, который повышает стойкость карбидов, препятствуя графитизации стали в процессе длительной эксплуатации при высоких температурах (графитизация — распад карбидов на металл и графит). В сталях перлитного класса содержание молибдена может находиться

в пределах от 0,15 до 1,2%. Молибден вводится в состав некоторых аустенитных сталей для повышения коррозионной стойкости. Окалиностойкости молибден не повышает.

Хром вводится в низколегированные стали для повышения устойчивости карбидов и для улучшения окалиностойкости. Содержание хрома в перлитных сталях может находиться в пределах от 0,5 до 2,5%. Хром способствует повышению прокаливаемости. В процессе сварки толстостенных труб из перлитных хромистых сталей из-за повышенной их склонности к образованию мартенсита приходится применять предварительный и сопутствующий подогрев, чтобы избежать образования трещин. Хром недорог и недефицитен.

Стали с большим содержанием хрома (более 12%) при очень малом содержании углерода (0,08%) в отличие от углеродистых и низколегированных сталей при нагреве вплоть до температуры плавления не изменяют своей ферритной структуры, так как хром делает устойчивой объемно-центрированную решетку α-железа.

Такие стали относятся к ферритному классу. Для измельчения зерна они не могут быть подвергнуты перекристаллизации. При работе конструкций, изготовленных из этих сталей, в условиях высоких температур наблюдается интенсивный рост зерна, в результате чего снижаются пластичность стали и ее способность воспринимать динамические нагрузки. Первоначальные механические свойства не могут быть восстановлены термической обработкой. Стали ферритного класса нельзя закалить на мартенсит.

Никель, дорогой и дефицитный легирующий элемент, вводится в аустенитные жаропрочные стали в количестве не менее 9% для получения аустенитной структуры. Вместе с никелем вводится хром. Для снижения склонности к межкристаллитной коррозии в аустенитные стали вводится титан и ниобий, которые связывают практически весь углерод в термически устойчивые карбиды. Избыточное содержание титана и ниобия приводит к образованию интерметаллических соединений и, как следствие, к охрупчиванию стали. Никель повышает коррозионную стойкость аустенитных сталей. В перлитную сталь, идущую для изготовления барабанов, вводится никель в количестве около 1% для повышения предела текучести и улучшения сопротивлению хрупкому разрушению.

Ванадий способствует повышению прочности в условиях длительной эксплуатации при высоких температурах. Ванадий измельчает зерно стали и образует очень устойчивые карбиды. Присадка ванадия в количестве более 0,2—0,4% снижает окалиностойкость.

Кремний и алюминий вводятся обычно совместно или раздельно для повышения окалиностойкости хромистых сталей. На поверхности детали образуется прочная пленка сложного оксида железа, хрома, кремния и алюминия, отличающаяся хорошими защитными свойствами.

Бор вводится в сталь в небольшом количестве (0,002—0,005%) для повышения прочности при высоких температурах. Присадка бора ухудшает свариваемость сталей.

Титан и ниобий в малоуглеродистых сталях снижают склонность к охрупчиванию из-за образования мартенсита, так как связывают углеродом труднорастворимые карбиды, тем самым понижая содержание углерода в аустените.

Вольфрам вводится в аустенитные стали для повышения жаропрочности. Вольфрам дорог и дефицитен.

Способ производства легированной стали может в большей степени оказывать влияние на ее свойства, чем на свойства углеродистой стали. Сталь, полученная с применением современных способов рафинирования в печи или с применением рафинирующей обработки в ковше, может обладать рядом более высоких показателей механических свойств по сравнению со сталью обычной мартеновской выплавки. Как правило, сталь, полученная методом электрошлакового переплава, вакуумно-дугового переплава, а также вакуумированная в ковше, обладает лучшими пластическими свойствами и более высоким сопротивлением хрупкому разрушению. Рафинирование позволяет также получать металл весьма чистый по неметаллическим включениям. Такой металл обладает более однородными свойствами.

В результате вакуумных или электрошлаковых процессов получается металл, содержащий существенно меньше связанного кислорода и серы. Вакуумные процессы позволяют, кроме того, уменьшить содержание вредных примесей цветных металлов, снижающих жаропрочность высоколегированных сталей и никелевых сплавов — олова, свинца и висмута. В результате улучшается горячая технологическая пластичность — способность металла к формоизменению без нарушения сплошности.

Легированные стали классифицируются по нескольким признакам: по содержанию легирующих элементов, по числу компонентов, по микроструктуре и по назначению.

В зависимости от содержания легирующих элементов легированные стали делятся на три группы:

низколегированные, содержащие менее 2,5% легирующих добавок;

среднелегированные, содержащие добавки от 2,5 до 10%;

высоколегированные, содержащие более 10% легирующих добавок.

Компонентами углеродистой стали являются железо и углерод. В легированной стали кроме железа и углерода компонентами являются также легирующие элементы. Следовательно, углеродистые стали — двухкомпонентные; стали, содержащие один легирующий элемент,— трехкомпонентные и т. д. Стали, содержащие пять компонентов и более, принято называть многокомпонентными или сложнолегированными.

Классификация легированных сталей по микроструктуре несколько условна. Характерные для конкретного класса структуры получаются в результате различных режимов термической обработки. Стали ферритного, перлитного и мартенситного классов названы по микроструктурам, получаемым при охлаждении на воздухе (нормализации). Стали аустенитного класса

после нагрева до температур около 1000—1200° С и резкого охлаждения — аустенизации — получают характерную структуру аустенита.

Стали ферритного класса содержат мало углерода, свыше 13% хрома или более 2,5% кремния; применяются как нержавеющие или электротехнические стали.

Стали перлитного класса наиболее распространены. Структура сталей этого класса после нормализации или отжига состоит из феррита и перлита или перлита и карбидов. Такие стали содержат мало легирующих примесей. Все они относятся к низко- и среднелегированным сталям, обладают хорошей обрабатываемостью режущим инструментом. Многие стали перлитного класса, содержащие 0,15—0,20% С, хорошо свариваются. Легированные стали перлитного класса широко применяются для изготовления барабанов, пароперегревателей, паропроводов роторов турбин, крепежных деталей фланцевых соединений, деталей арматуры на высокие параметры пара и т. д.

Перлитный класс — наиболее распространенный класс легированных сталей, к которому относятся низколегированные стали. Структура сталей этого класса после нормализации, т. е. охлаждения из области аустенита в спокойном воздухе, состоит из феррита и перлита. Эти стали хорошо свариваются.

Стали мартенситного класса закаливаются на мартенсит при охлаждении на воздухе и относятся в основном к среднелегированным сталям. Стали применяются для изготовления, в частности, пружин и крепежа.

Стали аустенитного класса после закалки имеют аустенитную структуру. Некоторые из них сохраняют аустенитную структуру после нормализации. Эти стали содержат много никеля или марганца. Их применяют для изготовления пароперегревателей, паропроводов, арматуры на сверхвысокие и сверхкритические параметры пара. Аустенитные стали находят применение в электротехнике как немагнитные, в химическом машиностроении — как нержавеющие стали.

По назначению легированные стали могут быть разделены на три основных класса: конструкционные, инструментальные и стали с особыми свойствами. Каждый из этих классов подразделяется на подклассы более узкого назначения.

Для маркировки легированных сталей принята буквенно-цифровая система. Каждый легирующий элемент обозначается прописной русской буквой:

Марганец ..... Г	Вольфрам ..... В	Ниобий ..... Б
Кремний ..... С	Ванадий ..... Ф	Кобальт ..... К
Хром ..... Х	Титан ..... Т	Бор ..... Р
Никель ..... Н	Алюминий ..... Ю	Фосфор ..... П
Молибден ..... М	Медь ..... Д	Цирконий ..... Ц

Легирующий элемент обычно обозначают первой буквой его названия, но это не всегда соблюдается. Например, молибден, марганец и медь начинаются на букву М. Поэтому буквой М обозначают молибден, а два остальных элемента — буквами, входящими в их названия и не используемыми для обозначения других металлов: медь — буквой Д, а марганец — буквой Г.

Цифры, следующие за буквой, указывают примерное содержание легирующих элементов в процентах. Если в стали содержится менее 1% легирующего элемента, то цифра не ставится. При содержании легирующего элемента от 1 до 2% после буквы ставят цифру 1.

Двузначное число в начале марки обозначает среднее содержание углерода в сотых долях процента. При содержании в высоколегированных сталях менее 0,08% углерода в начале марки ставятся цифры 08.

Так, перлитная сталь для пароперегревателей и паропроводов, содержащая 0,12% углерода, 1,1% хрома, 0,3% молибдена и 0,2% ванадия, обозначается 12Х1МФ. Аустенитная сталь 12Х18Н12Т содержит — 0,12% углерода, 18% хрома, 12% никеля и менее 1% титана. Сталь 08Х18Н12Т содержит углерода до 0,08%.

Кроме стандартной маркировки легированных сталей, распространена маркировка завода «Электросталь». Опытные и нестандартизированные стали маркируются буквами ЭИ и ЭП (электросталь исследовательской или поисковой плавки) и порядковым номером. Например, сталь 12Х14Н14В2М может маркироваться как ЭИ257.

Легированные стали, используемые для изготовления поверхностей нагрева и паропроводов, должны обладать возможно более высокой жаропрочностью, хорошей деформационной способностью при длительной эксплуатации (длительной пластичностью), коррозионной стойкостью в среде продуктов сгорания энергетических топлив, воде и водяном паре, а также технологичностью при сварке и гибке в горячем и холодном состоянии. Сварные соединения из этих сталей не должны быть склонны к локальным разрушениям при изгибе.

Учитывая относительно высокую металлоемкость поверхностей нагрева, необогреваемых элементов котлов, работающих под давлением при высокой температуре, и станционных паропроводов, необходимым условием является минимальное содержание в сталях дорогих и дефицитных легирующих примесей — никеля, молибдена, вольфрама и ниобия.

Повышение жаропрочности сталей достигается путем предотвращения или затруднения деформации при возможно более высоких температурах. Для этого стремятся воспрепятствовать зарождению элементарных актов пластической деформации упрочнением межатомных связей в матрице твердого раствора рациональным легированием, а также созданием препятствий для движения дислокаций за счет большого числа мелкодисперсных включений вторичных и третичных фаз или созданием устойчивой субструктуры [7, 69, 114, 115].

Упрочнение твердого раствора, в частности феррита в перлитных и феррито-мартенситных сталях, происходит в результате скопления атомов примесей вокруг дислокаций, силового взаимодействия этих атомов с дислокациями и торможения перемещения последних. Скопление атомов примесей у дислокации наблюдается как в теле зерен, так, особенно, по границам зерен и субзерен.

Упрочнение твердого раствора достигается при образовании небольших объемов с повышенной концентрацией легирующего элемента, расположенных закономерным образом в поликристаллическом металле. Такое расположение атомов легирующих элементов обеспечивает более эффективное использование сил межатомного взаимодействия.

Основным легирующим элементом, способствующим укреплению межатомных связей в перлитных жаропрочных сталях, является молибден, входящий в состав всех перлитных жаропрочных сталей в количестве от 0,25 до 1%.

Еще более сильного упрочнения можно добиться путем создания в стали барьеров для перемещения дислокаций: мелкодисперсных равномерно распределенных карбидов или других вторичных или третичных фаз, а также создания устойчивой сетки закрепленных дислокаций и т. п. Степень упрочнения тем выше, чем выше плотность дефектов. Это положение справедливо до определенного предельного насыщения металла дислокациями, пока в результате их накопления не начнут образовываться несплошности типа трещин.

Блокирование перемещений дислокаций в перлитных жаропрочных сталях достигается получением равномерно распределенных в объеме мелкодисперсных карбидов и, в меньшей степени, карбонитридов. Этот механизм упрочнения позволяет достигнуть более высоких результатов в отношении жаропрочности по сравнению с укреплением межатомных связей в кристаллической решетке. Основными карбидообразующими элементами в перлитных жаропрочных сталях являются ванадий, молибден, и хром. Равномерное распределение карбидов достигается в результате оптимального легирования и соответствующей термической обработки. Для того чтобы в структуре стали образовались мелкодисперсные карбиды, необходимо, чтобы концентрация легирующего элемента или их комбинации превысили предел растворимости их в феррите.

В процессе охлаждения жаропрочной перлитной стали происходит формирование включений карбидной фазы при последовательном прохождении этапов:

образования зон с повышенной концентрацией упрочняющих примесей путем диффузии;

перестройки кристаллической решетки в областях, обогащенных примесями, формирование кристаллической решетки но-

вой фазы при наличии когерентной связи с кристаллической решеткой матрицы;

нарушения когерентной кристаллической связи с решеткой матрицы с образованием самостоятельных весьма дисперсных частиц новой фазы;

коагуляции частиц новой фазы.

В перлитных термически упрочняемых сталях мелкодисперсные частицы второй фазы — карбиды — получаются при отпуске пересыщенного твердого раствора. Количество, размер, форма и характер распределения дисперсных частиц упрочняющей фазы в решающей степени определяют жаропрочные свойства термически упрочняемых перлитных сталей.

Для сохранения субмикроскопической и микроскопической структуры при высоких температурах стремятся затормозить диффузионные процессы. Этого эффекта достигают введением в сталь медленно диффундирующих тугоплавких элементов — вольфрама, молибдена и ниобия. Присадка перечисленных элементов позволяет повысить температуру рекристаллизации твердого раствора и затормозить процесс коагуляции упрочняющих частиц. Подавление диффузионных процессов достигается более полно при комплексном легировании сразу несколькими элементами.

При выборе комплекса легирующих элементов и режима термической обработки котельной стали стремятся получить не только высокую жаропрочность, но и хорошую деформационную способность, достаточную для обеспечения высокой конструкционной прочности при наличии резких переходов сечения, гибов, сварных соединений и других концентраторов напряжения.

Стали, используемые для изготовления труб поверхностей нагрева и паропроводов, должны обладать хорошей сопротивляемостью коррозии. Для этого на их поверхности стремятся создать защитную пленку оксидов, препятствующих окислению.

Для повышения коррозионной стойкости в перлитные жаропрочные стали вводятся хром, кремний и алюминий. В то же время кремний и алюминий способствуют снижению жаропрочных свойств и ухудшают технологичность.

Стали, используемые для изготовления паропроводов, должны хорошо свариваться, быть способными подвергаться пластической деформации в горячем состоянии и обрабатываться на металлорежущих станках и др. Поэтому содержание углерода в них не превышает 0,20—0,25%.

В отечественном котлостроении для труб паропроводов, пароперепускных труб и коллекторов применяются стали 20, 12МХ, 15ХМ, 12Х1МФ и 15Х1М1Ф. Использовалась также молибденовая сталь 16М. Во всех этих сталях основным элементом, упрочняющим феррит, является молибден.

Хром способствует получению более устойчивой карбидной фазы, препятствует диффузии углерода в твердом растворе и, таким образом, затрудняет коагуляцию карбидов. Хром несколько повышает длительную прочность хромомолибденовых сталей, но в меньшей степени, чем молибден.

Ванадий связывает углерод в карбиды, затрудняет пластическую деформацию путем получения в структуре мелкодисперсных карбидов ванадия, а также препятствует миграции молибдена из твердого раствора в карбиды.

Оптимальное отношение содержаний ванадия к углероду в хромомолибденованадиевых перлитных сталях с точки зрения получения максимальной жаропрочности составляет около 3,2. При меньшем содержании углерода получается меньшее количество карбидных частиц, при большем — укрупнение размеров частиц.

В котлах низкого и среднего давления все поверхности нагрева, коллекторы и трубопроводы изготавливались из углеродистой стали двух марок: стали 10 и стали 20. По своим технологическим свойствам и надежности в эксплуатации обе эти стали близки. Однако сталь 20, как содержащая больше углерода, прочнее.

В то же время использование двух марок стали, отличающихся по прочности, затрудняет процесс производства на заводе: всегда имеется опасность попадания труб из стали 10 в поверхность нагрева, рассчитанную на изготовление труб из стали 20. В результате запас прочности получается ниже расчетного и ухудшается надежность. Контроль и отбраковка в этом случае затруднены, так как основной метод качественного определения марки стали — стилоскопический — в этом случае не применим; стали отличаются только содержанием углерода. Поэтому в котлостроении для изготовления котлов низкого и среднего давлений применяется только сталь 20. Стали, содержащие более 0,2% углерода, плохо свариваются; для изготовления поверхностей нагрева, коллекторов и паропроводов используются углеродистые стали, содержащие не более 0,2% углерода. В легированных сталях, применяемых для тех же целей, содержание углерода еще меньше, так как легирующие элементы также ухудшают свариваемость.

Долгое время трубопроводы питательной воды всех котлов низкого, среднего и высокого давления изготовлялись также из стали 20. Однако с повышением температуры питательной воды и давления прочность стали 20 оказалась недостаточной — трубопроводы получались слишком толстостенными и тяжелыми. Поэтому начали применяться трубопроводы, выполненные из более прочной низколегированной стали 15ГС. Допускаемые напряжения для стали 15ГС при 20—300° С выше, чем для стали 20.

При переходе на высокое давление пара и температуру перегрева выше 450° С в поверхностях нагрева и трубопроводах начали использоваться стали 15М и 20М, содержащие около 0,5% молибдена. Молибден эффективно повышает прочность стали при высоких температурах, поэтому обычно его применяют для легирования жаропрочных сталей вместе с хромом. Две близкие по составу и свойствам молибденовые стали 15М и 20М были в дальнейшем заменены одной — 16М. Сталь эта хорошо сваривается. Однако применение стали 16М в отечественном котлостроении прекращено из-за ее склонности к графитизации.

В США и ФРГ для поверхностей нагрева до настоящего времени применяются молибденовые стали, близкие по составу к стали 16М. Стали очень технологичны и достаточно прочны для использования в котлах высокого давления при температурах до 510—520° С.

Вместо стали 16М в отечественном котлостроении для поверхностей нагрева была применена сталь 15ХМ, а для паропроводов и камер — стали 15МХ и 15ХМ.

Сталь 12МХ содержит около 0,5% Мо и 0,5% Сг. Хром введен для придания карбидам большей устойчивости и предотвращения графитизации. Сталь 15ХМ содержит около 0,5% Мо и 1% Сг и отличается повышенной окалиностойкостью по сравнению с углеродистыми и молибденовыми сталями.

Сварка камер и трубопроводов из стали 16М, 15ХМ и 12МХ требует предварительного и сопутствующего подогрева, а также последующей термической обработки. Сталь 12МХ практически можно применять при температуре стенки трубы до 510° С, а сталь 15ХМ — до 550° С в коллекторах, паропроводах и поверхностях нагрева.

Хромомолибденовые стали 12МХ и 15ХМ оказались весьма надежными в эксплуатации. Котлы с высокотемпературными поверхностями нагрева, коллекторами и паропроводами из этих сталей надежно работают и после достижения расчетного срока службы — 100 тыс. ч.

Для изготовления новых котлов и паропроводов вместо сталей 12МХ и 15ХМ начали использоваться более жаропрочные стали 12Х1МФ и 15Х1М1Ф. Сталь 12Х1МФ применяется для поверхностей нагрева, камер и паропроводов, а сталь 15Х1М1Ф — только для камер и паропроводов. Хром введен для улучшения окалиностойкости, молибден и ванадий — для повышения жаропрочности. Стали 12Х1МФ и 15Х1М1Ф применяются для камер и паропроводов на параметры пара до 255 МПа и 570° С. В поверхностях нагрева эксплуатируемых котлов сталь 12Х1МФ используется при температурах стенки до 590—600° С. Согласно [34] ее можно применять во вновь изготавливаемых котлах при температуре стенки до 585° С.

Накоплен большой положительный опыт эксплуатации элементов котельных агрегатов и паропроводов, изготовленных из сталей 12Х1МФ и 15Х1М1Ф и работающих при температуре перегретого пара до 570° С. В то же время в процессе их освоения и эксплуатации выявился ряд недостатков, на которых следует остановиться подробнее.

Стали 12Х1МФ и 15Х1М1Ф применяются в термически упрочненном состоянии, чем обеспечивается высокая жаропрочность. Нарушение режимов термической обработки приводит к снижению жаропрочности. Разница в жаропрочности стали, обработанной по оптимальному режиму и с отклонениями от него, тем больше, чем выше температура металла в эксплуатации или при испытаниях.

Трубы, изготовленные из стали 12Х1МФ, подвергаются нормализации с отпуском, а особо толстостенные, с толщиной стенки более 45 мм,— закалке с отпуском. Трубы, изготовленные из стали 15Х1М1Ф, подвергаются только нормализации с отпуском. Режим термической обработки устанавливается техническими условиями на трубы. К сожалению, для стали 12Х1МФ режим зависит от способа производства: отпуск труб из стали, выплавленной в электрических печах, проводится при более низкой температуре и имеет меньшую продолжительность, чем отпуск труб из мартеновской стали. В результате после отпуска сварных соединений металл труб из электростали переотпускается и разупрочняется, так как режим отпуска установлен для труб из мартеновской стали. Снизить температуру отпуска сварных соединений нельзя, так как в этом случае не будут устранены остаточные напряжения в сварном шве. Кроме того, способ изготовления стали в сертификате не указывается. Возможны случаи стыковки труб из электростали и мартеновской стали в одном сварном соединении.

Сталь 15Х1М1Ф несколько дороже стали 12Х1МФ, содержит больше молибдена и отличается несколько большей жаропрочностью. Это облегчает термическую обработку на трубных заводах и после горячей гибки — на котлостроительных заводах, а также обеспечивает большую равномерность свойств в зоне термического влияния сварных соединений.

Для косвенного контроля уровня жаропрочности металла труб, выполненных из сталей 12Х1МФ и 15Х1М1Ф, предложены шкалы рекомендованных и нерекомендованных микроструктур. Конечно, эти шкалы не охватывают полностью всей гаммы встречающихся на практике микроструктур.

Между микроструктурой и жаропрочностью нет однозначной зависимости. В пределах каждого балла микроструктуры при массовых испытаниях на жаропрочность металла труб различных плавок разных заводов-поставщиков имеется определенный разброс. Вероятность распределения пределов длительной прочности

для данной марки стали при одной и той же температуре, времени до разрушения и одинаковой микроструктуре происходит по закону Гаусса (нормального распределения). Максимумы этих распределений характеризуют влияние микроструктуры на жаропрочность. Так, чем меньше балл микроструктуры по шкале для стали 12Х1МФ, тем в общем выше ее жаропрочность. Но разброс в пределах одного балла весьма велик. Например, металл трубы из стали 12Х1МФ с микроструктурой 7 баллов может обладать жаропрочностью более высокой, чем металл другой трубы с микроструктурой 5 баллов.

Жаропрочность, как отмечалось, зависит от степени легирования твердого раствора, количества, дисперсности и равномерности распределения карбидов и наличия устойчивой субструктуры. На нее влияют колебания химического состава (в пределах марочного), способ выплавки, метод формоизменения заготовки в трубу и пр.

В эксплуатации находятся значительное количество труб, выполненных из стали 12Х1МФ с нерекомендованной структурой по ТУ-14-3-460-75. Как показал анализ структур металла паропроводов свежего пара и промежуточного перегрева на блоках мощностью 300 МВт в сопоставлении с остаточной деформацией труб, не все трубы, которые имеют нерекомендованную структуру, в эксплуатации подвержены ускоренной ползучести. Это может быть вызвано указанными выше субструктурными и металлургическими факторами. Но в то же время все трубы, выполненные из стали 12Х1МФ, ускоренно накапливающие остаточную деформацию в эксплуатации, имеют нерекомендованную структуру 7 и 8 баллов по шкале ТУ 14-3-460-75.

При анализе причин повреждения гибов паропроводных труб, выполненных из стали 12Х1МФ, также не было установлено однозначной зависимости между повреждениями и микроструктурой.

При повторном входном контроле микроструктуры паропроводных прямых труб на котлостроительных заводах балл микроструктуры не всегда совпадает с указанным в сертификате трубного завода. Это объясняется тем, что в ряде случаев структура неравномерна по длине и периметру трубы, а оценка конкретной микроструктуры в сопоставлении со стандартной шкалой не позволяет избежать субъективной оценки — разные металловеды одну и ту же конкретную микроструктуру могут относить к соседним баллам.

Имеется предложение ряда организаций Минэнерго СССР ввести браковку продукции котлостроительных заводов в зависимости от микроструктуры по шкале ТУ 14-3-460-75. Стали 12Х1МФ и 15Х1И1Ф — термически упрочняемые. Повторные отпуски, необходимые после гибки труб и вальцовки обечаек на котлостроительных заводах, сварки стыковых, угловых и прочих швов на заводах при монтаже и ремонте, неизбежно приводят

к трансформации структуры — коагуляции карбидов в перлитной стали. Получая трубы из стали 12Х1МФ с рекомендованной микроструктурой 4 или 5 баллов, котлостроительные заводы вынуждены выпускать изделия с нерекомендованной ТУ 14-3-460-75 структурой 6 или 7 баллов.

По данным НПО ЦНИИТМАШ, НПО ЦКТИ, Белгородского завода энергетического машиностроения, ПО «Красный котельщик» и ЗиО оценка жаропрочности по установленным в настоящее время баллам микроструктуры приводила бы к браковке значительного количества изделий, обладающих удовлетворительной жаропрочностью. В то же время пропускаются трубы с допускаемой микроструктурой, но с низкой жаропрочностью.

В качестве приемлемого метода оценки жаропрочности трубных изделий, выявляющего в основном отсутствие отступлений от оптимальной технологии изготовления элементов паропроводов, в настоящее время предлагаются выборочные ускоренные испытания на длительную прочность, проводимые при температуре, превышающей рабочую на 50—60° С.

Гарантированный уровень жаропрочности металла в изделиях обеспечивается стабильностью технологического процесса на котлостроительных заводах и выборочными испытаниями металла текущей продукции на длительную прочность.

В период внедрения стали 12Х1МФ значительные осложнения возникли из-за частых случаев снижения ударной вязкости до уровня ниже 50 Дж/см^2 на трубах для камер и паропроводов с большой толщиной стенки. При этом ударная вязкость с одного конца трубы могла быть вполне удовлетворительной, а с другого — значительно ниже 50 Дж/см^2. После корректировки режима термической обработки и улучшения работы термических печей на трубных заводах брак по ударной вязкости уменьшился. Как правило, трубы с низкой ударной вязкостью обладали временным сопротивлением значительно выше среднего. В то же время наблюдались отклонения по ударной вязкости у труб с низкой прочностью (на уровне предела требований по техническим условиям). Таких случаев было немного. Металл труб, выполненных из заготовок завода «Днепроспецсталь», выплавленный в электрических печах, не имел отклонений по ударной вязкости ниже нормы.

Ударная вязкость стали 12Х1МФ может значительно снизиться после нагрева до 600—650° С из-за выпадения мелкодисперсных карбидов.

Некоторые плавкие стали 15Х1М1Ф, так же как и стали 12Х1МФ, имеют ударную вязкость ниже нормы. Однако случаев выпадов ударной вязкости стали 12Х1МФ зарегистрировано больше.

Длительная прочность и длительная пластичность определяются не только химическим составом стали, но и чистотой по содержанию газов, неметалли-

ческих включений и остаточных вредных примесей. Чистота металла, в свою очередь, определяется составом шихты, способом выплавки и разливки стали. Заметное влияние на показатели жаропрочности могут оказывать остаточные примеси.

Исследованиями, проведенными К. А. Ланской, установлено, что отрицательное влияние на длительную прочность стали 12Х1МФ становится ощутимым при содержании свинца и олова в десятых долях процента, цинка — в тысячных долях процента, а азота — в сотых долях. Чем продолжительнее испытания, тем сильнее влияние этих примесей. Наиболее загрязнен примесями металл, выплавляемый в электрических печах завода «Днепроспецсталь». Наиболее чистым получается металл из жидкого полупродукта, прошедший обработку синтетическим шлаком. Металл обладает наиболее высокой длительной пластичностью. Наиболее чистый металл имеет также высокие показатели длительной пластичности.

Металлургические дефекты металла труб можно в первую очередь связать с загрязненностью металла неметаллическими включениями. В осевой зоне трубной заготовки оксидных включений в 1,5—2,0 раза больше, чем в краевой и промежуточной; в донной части слитка и заготовке содержание неметаллических включений в 2—3 раза выше.

Неравномерное распределение включений определяет неблагоприятные пластические свойства: число скручиваний до разрушения металла из донной части слитка при 1200—1250° С в 1,5 раза меньше, чем металла из других зон.

Данные Всесоюзного научно-исследовательского трубного института (г. Днепропетровск) показывают, что трубы, прокатанные из металла донной части слитка, наиболее сильно поражаются пленами, которые образуются в местах скопления оксидных включений. На технологическую пластичность неблагоприятно влияют пленочные включения алюмосиликатов и силикатов, содержащие оксиды.

Исследованиями НПО ЦНИИТМАШ установлено вредное влияние остаточного алюминия в количестве 0,013—0,08% на жаропрочность металла труб, выполненных из стали 15Х1М1Ф.

Так как длительная прочность и длительная пластичность в значительной степени определяются загрязненностью металла неметаллическими включениями и примесями цветных металлов, то целесообразно использовать способы выплавки и разливки, позволяющие получать более чистый металл (в частности, путем электрошлакового переплава — ЭШП).

Сталь 12Х1МФ, выплавленная в электропечах, по сравнению с мартеновской по данным К. А. Ланской содержит меньше серы. По содержанию кислорода и оксидных включений существенных различий не обнаружено. Содержание азота в элекстростали было в 1,5 раза выше.

После ЭШП содержание оксидных включений уменьшилось в 1,5—2,0 раза, сульфидных — в 10—15 раз, а содержание азота не изменилось. После ЭШП суммарное содержание включений в металле снизилось в 4—6 раз (как в электростали, так в мартеновской стали). Размер аустенитного зерна после ЭШП увеличился. Пластические свойства металла, определяемые при кратковременном растяжении, и ударная вязкость повысились. Улучшилась технологическая

пластичность — число скручиваний до разрушения при 1180—1240° С возросло в 4 раза.

Поверхности нагрева с максимальной температурой металла до 585° С изготовлялись из стали 12Х2МФСР. Молибден, ванадий и бор введены в эту сталь для повышения жаропрочности, а хром и кремний — окалиностойкости. При этом кремний повышает окалиностойкость только в среде продуктов сгорания топлива и практически не оказывает влияния на стойкость при пароводяной коррозии. Сталь 12Х2МФСР более окалиностойка, чем сталь 12Х1МФ.

Колебания в режиме термической обработки стали 12Х2МФСР в меньшей степени влияют на ее структуру и длительную прочность, чем на эти же характеристики стали 12Х1МФ. Объясняется это тем, что при изменении в широком диапазоне скоростей охлаждения превращение аустенита в стали 12Х2МФСР происходит в бейнитной области. Высокая длительная прочность достигается при равномерной бейнитной структуре. Наличие свободного феррита приводит к снижению длительной прочности. Допускаемые напряжения в интервале рабочих температур для сталей 12Х2МФСР и 12Х1МФ практически одинаковы.

Сталь 12Х2МФСР не склонна к тепловой хрупкости и отличается высокой длительной пластичностью.

Трубы для поверхностей нагрева из стали 12Х2МФСР чаще содержали металлургические дефекты, чем трубы таких же типоразмеров из других сталей. Сварные соединения труб из стали 12Х2МФСР, выполненные контактной сваркой, были чаще подвержены образованию дефекта типа «склейки», чем сварные трубы, соединенные из стали 12Х1МФ. Сварные соединения труб поверхностей нагрева из стали 12Х2МФСР, выполненные электродами ЦЛ-40, требовали термической обработки; нередко в этих соединениях образовывались трещины.

Для поверхностей нагрева промежуточных пароперегревателей применялась сталь 12Х2МФБ (ЭИ-531), содержащая около 2,5% Сг и отличающаяся более высокой окалиностойкостью по сравнению со сталями 12Х1МФ и 12Х2МФСР. Введение в сталь 12Х2МФБ ниобия привело к тому, что сталь стала нечувствительна к быстрому охлаждению; структура весьма стабильна, карбиды очень устойчивы и поэтому подкалка не происходит. Структура и свойства стали 12Х2МФБ весьма стабильны в эксплуатации. Сталь содержит дорогой и дефицитный ниобий, по длительной прочности уступает сталям 12Х1МФ и 12Х2МФСР во всем интервале рабочих температур. Сварные соединения, выполненные контактной сваркой, так же как и у стали 12Х2МФСР, подвержены повышенной склонности к образованию склеек.

Для поверхностей нагрева с температурой стенки от 580 до 620° С используются безникелевые стали ферритно-мартенситного класса, содержащие около 12% хрома и упрочняющие добавки вольфрама, молибдена, ванадия и других элементов, в частности сталь 11Х12В2МФ (ЭИ756).

Опыт эксплуатации в поверхностях нагрева котлов сверхкритического и высокого давления показал, что сталь ЭИ756 может обеспечить хорошую эксплуатационную надежность при температуре металла до 620° С. Даже кратковременный перегрев вызывает резкое разупрочнение этой термически упрочняемой

стали. Совершенно недопустима эксплуатация конвективных поверхностей нагрева из стали ЭИ756 с отглушенными змеевиками. Соседние змеевики перегреваются до температуры выше 620° С и необратимо теряют прочностные свойства. В то же время сталь обладает хорошей коррозионной стойкостью в продуктах сгорания высокосернистого мазута.

Сталь ЭИ756 может быть использована также для изготовления главных паропроводов и коллекторов острого пара.

Применение стали ЭИ756 сдерживается из-за относительно высокого содержания в ней вольфрама.

Для труб поверхностей нагрева с температурой металла до 630° С используется аустенитная сталь 12Х18Н12Т. Если величина зерна этой стали находится в пределах 3—7 баллов, то трубы обладают гарантированной высокой жаропрочностью. Сталь 12Х18Н12Т нечувствительна к перегревам до температур, несколько превышающих расчетные. Сталь обладает высокой коррозионной стойкостью в среде водяного пара и продуктов сгорания большинства видов топлива, кроме высокосернистого мазута.

В сварных соединениях паропроводов из стали 12Х18Н12Т нередко образуются трещины. Для этих элементов перспективна сталь 12Х16Н9М2, предложенная НПО ЦНИИТМАШ.

Имеются предложения использовать сталь 12Х16Н9М2 для труб поверхностей нагрева, так как она обладает высокой жаропрочностью и окалиностойкостью и в еще меньшей степени, чем сталь 12Х18Н12Т, чувствительна к перегревам. Однако в зоне термического влияния сварки контактных соединений труб из стали 12Х16Н9М2 образуется зона с повышенным содержанием δ-феррита, характеризующаяся пониженной жаропрочностью. Поэтому контактные сварные соединения стали 12Х16Н9М2 потребуют аустенизации, что увеличит трудоемкость изготовления поверхностей нагрева из этой стали по сравнению с поверхностями нагрева из стали 12Х18Н12Т. Сталь обладает низкой коррозионной стойкостью в продуктах сгорания высокосернистого мазута.

Стремление к улучшению экономических показателей электростанций путем поддержания высокой температуры перегрева при одновременном снижении расхода дефицитного никеля привело к разработке жаропрочных марганцовистых аустенитных сталей с небольшим содержанием никеля.

ЦНИИТМАШ и ИМЕТ АН СССР разработаны аустенитные хромомарганцевоникелевые стали. Стали имеют показатели жаропрочности на уровне аустенитной хромоникелевой стали 12Х18Н12Т и в 1,5—2,0 раза превосходят ее по коррозионной стойкости в продуктах сгорания мазута. Стали сохраняют высокие пластические свойства при длительном эксплуатационном опробовании, а также при испытании на длительную прочность продолжительностью до 10 тыс. ч.

Хромомарганцевоникелевые стали являются перспективными материалами для труб поверхностей нагрева котлов с температурой металла до 640—650° С. Хромомарганцевоникелевые стали обладают лучшей окалиностойкостью в продуктах сгорания высокосернистых топлив по сравнению с хромоникелевыми сталями.

Перспективными материалами для труб поверхностей нагрева котлов, работающих на малоагрессивных топливах (природном газе, назаровском буром угле, экибастузском и др.) при высоких температурах, могут быть аустенитные хромоникелевые стали 12Х14Н18В2БР (ЭИ695Р), 12Х16Н14В2БР (ЭП17) и 12Х16Н16МВ2БР (ЭП184), комплексно легированные вольфрамом, молибденом, бором и ниобием. По жаропрочности стали существенно превышают аустенитную сталь 12Х18Н12Т [7].

Стали ЭИ695Р, ЭП17 и ЭП184 обладают высокой структурной стабильностью, и их свойства относительно слабо изменяются в процессе эксплуатации. Стали стойки против коррозии в продуктах сгорания малоагрессивных топлив и водяном паре, однако коррозионная стойкость в продуктах сгорания высокосернистого мазута у них низка. Коррозионная стойкость практически одинакова для всех хромоникелевых аустенитных трубных сталей. При 605—610° С коррозионные потери за 100 тыс. ч достигают 1 мм.

2.3. Котельные стальные листы

Область применения различных сталей устанавливается «Правилами устройства и безопасной эксплуатации паровых и водогрейных котлов», утвержденными Госгортехнадзором СССР и согласованными с ВЦСПС. Применение других материалов или указанных в Правилах материалов для несоответствующих условий не разрешается.

На все материалы и полуфабрикаты, используемые для изготовления элементов котлов и трубопроводов, должны быть сертификаты заводов-поставщиков, подтверждающие соответствие применяемых материалов и полуфабрикатов требованиям стандартов или технических условий на поставку. При отсутствии сертификатов необходимо провести комплекс испытаний в объеме, который позволил бы установить полное соответствие применяемых материалов требованиям стандартов или технических условий.

Стальные листы применяются для изготовления корпусов котлов низкого давления, для барабанов и их днищ, для плоских донышек коллекторов, для многих элементов котлов, не подверженных нагрузкам внутренним давлением, а также для изготовления корпусов сосудов давления, входящих в состав котельной установки (деаэраторов, барботеров, фильтров водоподготовки и др.).

Для изготовления котлов низкого давления используются листы из углеродистой стали Ст2кп3, Ст3кп3, ВСт3кп3, ВСт3пс3 и ВСт3сп5 обыкновенного качества по ГОСТ 380-71 *, а также из сталей Ст2пс3, Ст3пс2, Ст3Гпс2 и ВСт3 по ГОСТ 5520-79 *.

Для изготовления элементов котлов с более высокими параметрами пара применяются листы из сталей 15К, 20К, 16ГС, 09Г2С и 10Г201 по ГОСТ 5520-79 *, а также стальные листы, поставляемые по специальным техническим условиям.

Условия работы барабана ответственны — в барабане происходит разделение пароводяной смеси, поступающей из экранов и фестона на пар и воду. Барабаны используются в котлах низкого, среднего и высокого давления с естественной и многократной принудительной циркуляцией. Разрушение барабана — одна из наиболее серьезных аварий на тепловой электростанции. Выбор соответствующего материала для барабана, контроль качества в исходном состоянии и периодический контроль во время ремонтов котлов позволяют обеспечить надежную работу барабана.

Котельные стальные листы для барабана получают прокаткой из слитков или слябов, т. е. обжатых прокаткой слитков. Качество листов зависит от степени обжатия, которая должна быть не менее 20-кратной. При этом литая структура разрушается, металл становится более плотным, пузыри (в кипящей стали) завариваются.

Раньше барабаны для котлов низкого и среднего давления изготавливались из малоуглеродистой стали. Листы соединялись заклепками. Недостатки этого способа — тяжелые условия труда на котельном заводе, пониженная прочность клепаного соединения по сравнению с основным металлом, вероятность образования трещин около заклепок из-за развития каустической хрупкости и как следствие — возможность внезапного разрушения барабана в эксплуатации. На ряде старых электростанций еще находятся в эксплуатации котлы с клепаными барабанами.

Затем была освоена прокатка и ковка барабанов из одного слитка, но стоимость таких барабанов была очень высока.

Следующей ступенью в развитии технологии изготовления барабанов был переход на барабаны, сваренные кольцевыми швами из кованых обечаек и штампованных днищ, изготовленных из поковок. Перед сваркой кованые обечайки и днища проходили механическую обработку по всей поверхности.

В настоящее время все барабаны изготовляются из стальных листов путем вальцовки обечаек или штамповки полуобечаек с последующей их сваркой продольными и кольцевыми швами. Продольные швы свариваются электрошлаковой или автоматической многослойной сваркой под флюсом, кольцевые — преимущественно автоматической многослойной сваркой. Днища штампуются и привариваются автоматической сваркой под слоем флю-

са. Поэтому стали для барабанов должны хорошо свариваться и допускать пластическое деформирование в процессе вальцовки и штамповки.

Для изготовления барабанов и корпусов котлов низкого давления применяются пластичные и технологичные малоуглеродистые стали. Для барабанов котлов высокого давления используются легированные стали повышенной прочности, что позволяет уменьшить толщину стенки. Внутренний диаметр барабанов современных мощных паровых котлов достигает 1800 мм.

Листовая углеродистая и низколегированная сталь для ответственных деталей котлов, трубопроводов и сосудов, работающих под давлением, изготавливается по ГОСТ 5520-79 *.

Минимальные допускаемые механические свойства листов из сталей 15К, 20К и 22К при температуре 20° С приведены в табл. 2.4.

По ГОСТ 5520-79 * поставляется горячекатаная листовая углеродистая, низколегированная и среднелегированная сталь толщиной 4—160 мм, предназначенная для изготовления корпусов сосудов давления. Стандарт определяет требования к химическому составу и механическим свойствам. Содержание хрома, никеля и меди не должно превышать 0,3% каждого, а суммарное их содержание по требованию потребителя допускается не более 0,6%.

Содержание остаточного азота ограничено до 0,008%. Это условие обеспечивает отсутствие склонности к механическому старению.

Толщина листов из сталей 15К и 20К от 4 до 60 мм, из стали 22К — от 25 до 115 мм. По размерам и предельным отклонениям стальные листы должны соответствовать требованиям ГОСТ 19903-74 *.

Таблица 2.4. **Гарантированные механические свойства стальных листов, поставляемых по ГОСТ 5520-79 ***

Марка стали	Толщина листа, мм	Временное сопротивление σ_B, МПа	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Относительное удлинение δ_5, %	Ударная вязкость, KCU, Дж/см^2	
					при +20° С	после механического старения
15К	До 20	372	225	27	69	34
	21—40	372	216	26	64	29
	41—60	372	206	25	59	29
20К	До 20	402	245	25	59	29
	21—40	402	235	24	54	25
	41—60	402	225	23	49	25
22К	До 60	431	265	22	59	29
	Более 60	431	265	22	59	29

В зависимости от требуемого комплекса механических свойств сталь может поставляться семнадцати категорий поставки. Листы из углеродистой стали изготавливаются по 1—5-й, 10, 11 и 16-й категориям поставки.

Листы из различных сталей первой категории поставки могут поставляться без термической обработки, по требованию заказчика листы из стали 15К и 20К поставляются в нормализованном состоянии. Листы из стали 22К при толщине до 35 мм включительно поставляются как в нормализованном состоянии, так и без термической обработки; при толщине, превышающей 35 мм — без термической обработки.

Химический состав в соответствии с ГОСТ 5520-79 * гарантируется во всех случаях обязательно. Листы из сталей 15К, 20К и 22К изготовляются по 1—5-й, 10, 11 и 16-й категориям поставки. Категория указывается в заказе, если она не указана, то завод-изготовитель может поставить лист любой категории поставки.

Свариваемость стали обеспечивается технологией ее изготовления и химическим составом.

На поверхности листов не допускаются трещины, плены, раскатанные пузыри, раковины, вкатанная окалина. Допускаются (без зачистки) отдельные забоины, риски, царапины и отпечатки, если их глубина не выводит толщину листа за пределы минусового допуска. Разрешается удаление поверхностных дефектов пологой зачисткой, однако при этом толщина листов не должна выходить за минусовый допуск. При толщине листов, большей или равной 15 мм, возможна подварка удаленных поверхностных дефектов. Площадь ремонтных заварок не должна превышать 1% площади листа, но должна быть не более 25 $см^2$; глубина их должна быть не более 25% при толщине листов 15—120 мм.

На обрезанных кромках листов не должно быть расслоений, трещин, следов усадочной раковины и рыхлости, пузырей-вздутий и раскатанных загрязнений. На макрошлифах не допускаются видимые невооруженным глазом расслоения, раскатанные пузыри, скопления шлаковых включений и флокены. Флокены чаще всего встречаются в центральной части листов большого сечения.

Нормы допускаемых дефектов при ультразвуковом контроле устанавливаются по соглашению завода-изготовителя и заказчика.

Для повышения механических свойств и коррозионной стойкости в листовую сталь вводят легирующие элементы: хром, никель, марганец, кремний, ванадий, титан и др.

В низко- и среднелегированных сталях легирующие элементы вводятся в основном для упрочнения. Хром и молибден способствуют некоторому повышению коррозионной стойкости в воде

и насыщенном паре. Упрочнение достигается в основном из-за повышения склонности легированных сталей к прокаливаемости за счет упрочнения феррита и из-за образования мелкодисперсных карбидов. Одновременно несколько ухудшаются пластические свойства и свариваемость. Листы больших толщин из низколегированных сталей сваривают с применением предварительного и сопутствующего подогрева. После сварки во избежание образования трещин необходимо проводить высокий отпуск, что усложняет технологический процесс и увеличивает трудоемкость изготовления. Однако металлоемкость изделия снижается, так как из-за более высокой прочности легированных сталей растут допускаемые напряжения. Многие низколегированные стали имеют более низкую температуру перехода в хрупкое состояние по сравнению с углеродистыми. По ГОСТ 5520-79 * поставляются листы из углеродистой стали и низколегированных сталей 16ГС, 09Г2С, 10Г2С1, 12МХ, 10Х2М и 12Х1МФ. Гарантируемые механические свойства листов из наиболее часто применяемых низколегированных сталей приведены в табл. 2.5.

Механические свойства выше у тонких листов, так как больше степень обжатия, и они быстрее охлаждаются при остывании на воздухе или в закалочных средах.

В зарубежных технических условиях на поставку котельных стальных листов требования к способам производства, химическому составу, механическим свойствам, объемам и методам дефектоскопического контроля в основном идентичны с отечественными требованиями [60]. Однако в передовых капиталистических странах более широко применяются стали, легированные никелем и молибденом, а также стали, прошедшие термическое упрочнение на заводе-изготовителе листа.

Для оценки стойкости против хрупкого разрушения в отечественных технических условиях на стальной лист предусматриваются в основном испытания на ударную вязкость на образцах с надрезом глубиной 2 мм и радиусом закругления 1 мм (KCU). В зарубежной практике чаще используются образцы с V-образным надрезом, дающие более жесткую оценку стойкости против хрупкого разрушения материала (по показателю KCV).

При разработке новых технических условий на котельный стальной лист целесообразно предусматривать испытания на образцах с острым надрезом. Это будет способствовать повышению качества листа и улучшению эксплуатационной надежности при гидравлических испытаниях, аварийных ситуациях и при экстремальных обстоятельствах.

Стальные листы толщиной 115 мм, используемые для изготовления обечаек и днищ барабанов котлов высокого давления, поставляются по ОСТ 108.030.118-78 «Листы из стали марки 16ГНМА для барабанов котлов высокого давления. Технические условия». По этому стандарту по взаимной договоренности между поставщиком и заказчиком возможна поставка листов и другой толщины, отличной от 115 мм.

Стандарт регламентирует основные геометрические размеры

Таблица 2.5. **Гарантированные механические свойства листов из низколегированных сталей, поставляемых по ГОСТ 5520-79 ***

Марка стали	Толщина листа, мм	Временное сопротивление σ_B, МПа	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Относительное удлинение δ_5, %	Ударная вязкость, KCU, Дж/см^2	
					при +20° С	после механического старения
16ГС	4—10	490	323	21	59	29
	10—20	480	314	21	59	29
	20—33	470	294	21	59	29
	33—60	461	284	21	59	29
	60—160	451	274	18	59	29
09Г2С	4—10	490	343	21	59	29
	10—20	470	323	21	59	29
	20—33	461	304	21	59	29
	33—60	451	284	21	59	29
	60—80	441	274	21	59	29
	80—160	431	264	21	59	29
10Г2С1	4—10	510	374	21	59	29
	10—20	500	353	21	59	29
	20—33	490	343	21	59	29
	33—60	470	333	21	59	29
	60—160	451	314	21	59	29
16ГНМА	115	500	323	20	78	39
10ХСНД	16—33	529	392	19	—	—
	33—40	510	392	19	—	—
12МХ	4—50	440	245	22	59	—
	50—100	431	235	20	49	—
	100—160	421	225	18	39	—
10Х2М	8—50	392	294	20	98	—
12Х1МФ	4—40	410	294	21	78	—

листов для днищ и обечаек и допускаемые отклонения от них. Отклонения поверхности листов от плоскости должны соответствовать ГОСТ 5520-79 *.

Сталь должна выплавляться в основных мартеновских печах. Допускается проведение внепечного рафинирования жидкого металла. Листы поставляются с контролем химического состава по плавочному анализу по ковшовой пробе. Их обязательно подвергают нормализации с отпуском.

Листы поставляются обрезанными с четырех сторон. На кромках листов не допускаются расслоения и трещины, видимые невооруженным глазом. Допускаются отдельные волосовины протяженностью до 15 мм. Грат после огневого реза необходимо удалять.

На лицевой поверхности листов, которая соответствует внутренней поверхности барабана, находящейся в контакте с водой и насыщенным паром, не должно быть плен, раковин, трещин, закатов и вкатанной окалины. На эту поверхность наносят маркировку листа. Для контроля поверхность подвергается дробеструйной обработке и сплошной зачистке на зачистных машинах.

К состоянию тыльной поверхности листа предъявляются менее жесткие требования; в то же время здесь также не допускаются дефекты в виде трещин, плен, закатов и вкатанной окалины. Тыльная поверхность подвергается только дробеструйной обработке.

Для удаления обнаруженных дефектов используется вырубка пневматическими зубилами с последующей плавной зачисткой наждачным кругом. Ремонтные вырубки и зачистки не должны выводить толщину листа за установленный минусовый допуск. Площадь зачистки не ограничена. Заварка поверхностных дефектов запрещена.

Обрезку кромок листов производят огневым способом. Разрешаются по кромкам огневые выхваты, составляющие не более 75% допуска на длину и ширину, при глубине выхватов более 6 мм требуется зачистка до металла с плавным переходом. Грат после огневой резки необходимо удалить. После прокатки и огневой резки листы подвергают высокому отпуску. При этом твердость металла после отпуска не должна превышать 2170 МПа по Бриннеллю.

Макроструктура листов должна контролироваться визуально на протравленных темплетах. Не должно быть расслоений, флокенов и остатков усадочной рыхлости. Допускаются отдельные волосовины и неметаллические включения длиной не более 15 мм. Должен осуществляться также контроль макроструктуры по серному отпечатку. Степень ликвационной однородности и плотности металла должна соответствовать 1—4 баллам шкалы обязательного приложения. Контроль макроструктуры и серного отпечатка проводится на одном образце от головного конца листа.

Металл листов подвергают механическим испытаниям и технологической пробе на загиб на поперечных образцах, вырезанных из контрольных проб. Контрольные пробы вырезают от головного и донного концов каждого листа.

В состоянии поставки металл листов из стали 16ГНМА должен выдерживать испытание на загиб на 180° при комнатной температуре, диаметр оправки при этом должен быть равен двум толщинам листа. Испытание проводится на одном образце, вырезанном из головного конца листа.

Испытание на растяжение проводят на двух образцах при комнатной температуре и на двух образцах при температуре

350° С. Гарантированные механические свойства при комнатной температуре: физический предел текучести — от 323 до 510 МПа; временное сопротивление не менее 50 МПа; относительное удлинение, определенное на пятикратном образце, не менее 20%; поперечное сужение — 50% и более; ударная вязкость KCU — не менее 78 Дж/см^2. Ударная вязкость после механического старения должна составлять 39 Дж/см^2 и более. По ОСТ 108.030.118-78 для листов из стали 16ГНМА гарантируются также механические свойства при температуре 350° С; предел текучести 255 МПа и временное сопротивление 440 МПа.

Ударная вязкость определяется как средняя арифметическая величина по испытаниям трех образцов. Допускается снижение ударной вязкости при температуре — 40° С и после механического старения на двух образцах до 29 Дж/см^2 при сохранении средней величины по трем образцам не ниже 39 Дж/см^2.

Все листы подвергаются ультразвуковой дефектоскопии.

На каждом листе на лицевой стороне должна наноситься маркировка: обозначение листа по стандарту ОСТ 108.030.118-78, номер плавки, номер проката и клеймо ОТК.

Условное обозначение листа из стали 16ГНМА толщиной 115 мм, шириной 2700 мм и длиной 2400 мм следующее:

Лист 115×2700×2400—16ГНМА ОСТ 108.030.118-78.

Каждый лист должен сопровождаться сертификатом, в котором приводится следующая информация: наименование или товарный знак завода-изготовителя; обозначение листа по стандарту; химический состав по ковшовой пробе; номер плавки; номер проката; результаты всех видов испытаний, проб и контроля; указание вида термической обработки; параметры фактически проведенного режима термической обработки; указание о количестве, массе и размерах листов, сопровождаемых сертификатом. В сертификате должно содержаться заключение ОТК о полном соответствии листа требованиям ОСТ 108.030.118-78. Сертификат должен быть подписан начальником цеха, сдающего лист, и начальником участка технического контроля этого цеха. При работе на самоконтроле сертификат подписывает начальник технического бюро цеха.

При закупках за рубежом стальных листов, котлов или их элементов необходимы тщательный анализ на соответствие требованиям отечественных Правил по котлам и трубопроводам [1] и [3] и согласование с Госгортехнадзором СССР.

2.4. Стальные трубы, работающие под давлением

Для изготовления элементов котлов и станционных трубопроводов используются преимущественно бесшовные катаные, прессованные или волоченые трубы. Для паропроводов мощных энергоблоков, связывающих котел с турбиной, иногда приме-

няются центробежно-литые трубы; колена, тройники и переходы таких паропроводов изготавливаются из штампосварных элементов.

В мировой практике бесшовные трубы, изготовленные обработкой давлением, выпускаются с наружным диаметром до 1500 мм. При этом верхний экономически целесообразный предел 600—850 мм. В отечественной теплоэнергетике используются катаные, прессованные и волоченые трубы с наружным диаметром до 730 мм при толщине стенки до 60—62 мм.

Для трубопроводов горячей воды и пара применяются также стальные трубы, изготавливаемые путем холодной гибки листа или ленты. Гибку выполняют на прокатных станах или в прессах с последующей сваркой продольным или спиральным швом. Используется автоматическая электродуговая сварка под слоем флюса, электросварка сопротивлением, электродуговая сварка в защитном газе, сварка током высокой частоты и даже газовая сварка. Для наименее ответственных элементов используются трубы, сваренные печной сваркой давлением.

Область применения труб различного способа производства, из разных материалов с определенными методами и объемами контроля определяется Правилами по котлам [1] и Правилами по трубопроводам [3].

Рассмотрим способы изготовления труб.

Трубы наименее ответственного назначения изготавливаются печной сваркой давлением. Трубу формируют при протяжке ленты-заготовки, называемой штрипсом, через воронку. Штрипс нагревают в заготовочной печи до 900—1000° С и на специальном стане свертывают с помощью воронки в трубную заготовку, причем кромки штрипса при наружном диаметре трубы более 50 мм заходят одна за другую. Свернутую заготовку нагревают в печи до 1300—1350° С и прокатывают на цилиндрической оправке на двухвалковом трубопрокатном стане. При прокатке кромки свариваются внахлестку под воздействием высокого давления и температуры.

Трубы со швом диаметром менее 50 мм изготавливаются обычно сваркой встык путем протягивания разогретого до 1300—1350° С штрипса через воронку. Кромки его не заходят одна за другую, а упираются друг в друга, так как ширина штрипса немного более периметра отверстия в воронке. В результате протяжки через воронку происходит кузнечная сварка встык. Далее трубы проходят калибровку и отделочные операции.

В настоящее время широко применяются различные методы изготовления труб со швом с помощью электросварки. Трубы с продольным швом изготавливаются преимущественно методом контактной сварки, а трубы со спиральным швом — методом автоматической сварки под флюсом.

Прочность трубы в шве, т. е. в месте сварки, ниже, чем металла трубы, поэтому для ответственных условий работы — высоких давлений и температур — сварные трубы не применяются. Для таких условий используются бесшовные трубы.

Готовые обыкновенные водогазопроводные трубы, поставляемые по ГОСТ 3262-75*, должны выдерживать испытания гидравлическим давлением 2,5 МПа, а усиленные — давлением 3,2 МПа. Допускается выборочное гидравлическое испытание труб при условии 100%-ного контроля качества сварных швов и гарантии герметичности всех поставляемых труб.

Материалом водогазопроводных труб служат стали Ст2, Ст3, ВСт3 и ВСт2 по ГОСТ 380-71*. Трубы изготавливаются методом печной стыковой сварки или электросварки. Условный проход водогазопроводных труб по этому стандарту находится в пределах от 6 до 150 мм. Трубы могут поставляться с черной или оцинкованной поверхностью.

На наружной поверхности труб, поставляемых по ГОСТ 3262-75*, допускаются незначительные дефекты, обусловленные способом производства труб, если они не выводят толщину стенки и наружный диаметр за пределы допускаемых отклонений. Осмотру поверхности должна подвергаться каждая труба.

Электросварные трубы, поставляемые в соответствии с требованиями ГОСТ 10705-80 групп А и В из сталей 08, 10, 20 по ГОСТ 1050-74** и спокойных и полуспокойных сталей Ст2, Ст3, ВСт2, и ВСт3 по ГОСТ 380-71*, могут применяться для изготовления трубопроводов.

Размеры труб и допускаемые отклонения должны соответствовать требованиям ГОСТ 10704-76*. Наружный диаметр таких труб находится в пределах от 8 до 530 мм, толщина стенки — до 10 мм. Для труб групп А и В гарантируются механические свойства. Для труб группы В, кроме того, гарантируется и химический состав.

Для испытания на растяжение отбирают образцы от двух труб каждой партии.

Трубы, поставляемые по ГОСТ 10705-80 и идущие на изготовление деталей трубопроводов, должны проходить 100%-ный контроль сварного шва методами неразрушающей дефектоскопии. Способ контроля (ультразвук, рентгеноскопия или другой способ), а также методика его проведения устанавливаются по соглашению сторон.

Все трубы должны выдерживать испытание гидравлическим давлением. Если наружный диаметр трубы менее 102 мм, то давление гидравлического испытания составляет 6 МПа, при наружном диаметре 102 мм и более — 3 МПа. Гидравлическое испытание на заводе-изготовителе может производиться выборочно при гарантии герметичности всех труб.

Допускается заварка отдельных дефектов сварного шва с последующей зачисткой мест заварки и повторным контролем сварного шва. Концы труб обрезают под прямым углом и зачищают от заусенцев. По требованию потребителя на трубах с толщиной стенки 5 мм и более должны быть сняты фаски

под углом 35—30° к торцу трубы. При этом должно быть оставлено торцевое притупление шириной 1—3 мм.

По требованию потребителя трубы должны выдерживать испытание на сплющивание, раздачу, загиб и бортование. Если в заказе отсутствуют требования о проведении технологических испытаний, то по усмотрению завода-изготовителя в обязательном порядке проводят испытания на раздачу или сплющивание.

Термически обработанные трубы с диаметром более 20 мм и толщиной стенки 0,06 $D_н$ и менее должны выдерживать испытание на сплющивание до заданного расстояния H между сплющенными поверхностями, определяемого по формуле

$$H=\frac{(1+a)\,s}{a+\frac{s}{D_н}},$$

где a — постоянная величина, равная 0,08; s — толщина стенки трубы, мм; $D_н$ — наружный диаметр трубы.

Если труба не проходила термической обработки, то она должна выдерживать испытание на сплющивание до $H=2/3D_н$.

Каждая труба подвергается внешнему осмотру и измерению геометрических размеров.

Трубы, выполненные из одной марки стали и одного типоразмера, прошедшие одинаковую термическую обработку, собирают в партии. По требованию потребителя партия должна состоять из труб, которые изготовлены из стального листа одной плавки.

Электросварные прямошовные трубы большого наружного диаметра (от 426 до 1620 мм) изготавливаются по ГОСТ 10705-80 из углеродистой спокойной и полуспокойной стали обыкновенного качества (соответствующей требованиям ГОСТ 380-71*).

Как отмечалось выше, ответственные элементы котлов и трубопроводов, работающих под давлением, изготавливаются из бесшовных труб. Такие трубы получают обычно прокаткой, реже применяется прессование.

Литую, катаную или кованую трубную заготовку прошивают в гильзу на стане косой прокатки, затем раскатывают на пильгерных или автоматических станах горячей прокатки. Трубы малых типоразмеров раскатывают на станах холодной прокатки. Вместо холодной прокатки на завершающих операциях применяют также холодное волочение.

На станах горячей прокатки могут быть получены трубы наружным диаметром не менее 40 мм при толщине стенки не менее 3 мм. Однако в теплообменных аппаратах требуются трубы меньшего диаметра и с меньшей толщиной стенки. Для производства тонкостенных труб применяются холодное волочение и холодная прокатка. При холодной прокатке поверхность труб

получается более чистой, чем при волочении. Станы холодной прокатки работают по принципу пилигримовых станов.

Горячекатаные трубы из углеродистой стали могут поставляться без термической обработки, если температура конца прокатки не ниже 850—875° С. Если эта температура ниже или труба проходила прокатку или волочение в холодном состоянии, то обязательна термическая обработка. Все трубы из легированных сталей независимо от температуры конца прокатки подвергаются термической обработке, режим которой указывается в технических условиях.

Плавниковые бесшовные трубы используются для изготовления панелей ограждения газоплотных котлов и, реже, для изготовления ширм для повышения тепловой эффективности и уменьшения склонности к шлакованию.

Плавниковые бесшовные трубы имеют два продольных ребра-плавника. Профиль ребра может иметь форму трапеции или прямоугольника с переходом к трубе по радиусу у основания. Такие трубы изготавливаются методом горячего прессования или холодной прокатки.

При горячем прессовании заготовку помещают в контейнер между матрицей и пресс-штемпелем. Матрица имеет отверстие, соответствующее по форме и размерам профилю наружной поверхности трубы, а опирается на опорное кольцо. Заготовка с матрицей и опорным кольцом подается к пресс-штемпелю. Сдавленная заготовка заполняет внутреннюю полость контейнера. Затем происходит прошивание заготовки трубной оправкой, сечение которой соответствует внутреннему проходному сечению трубы. При дальнейшем движении контейнера с заготовкой вверх металл заготовки выдавливается вниз, образуя плавниковую трубу.

Плавниковые трубы дороже гладких.

Дефекты слитка (остатки усадочной раковины, ликвационные зоны, газовые пузыри и шлаковые включения и др.) переходят в процессе прошивки и прокатки или прессования в трубы. Поэтому для получения качественных труб необходимо использовать только заготовки, не имеющие дефектов.

При нарушениях технологического процесса прошивки гильзы и прокатки трубы могут возникать следующие дефекты: внутренние и наружные плены, разностенность и др.

Внутренние плены могут возникать из-за образования внутренней полости с рваными краями, которые окисляются и заглаживаются при прохождении через оправку.

Наружные плены могут возникнуть и в результате износа поверхности валков, а также при сильном скольжении заготовки относительно поверхности валков. Наружные плены могут образовываться также из-за наличия заливин на поверхности литой заготовки или закатов на поверхности катаной заготовки.

Таблица 2.6. **Марка и химический состав металла стальных труб**

Марка стали	Содержание				
	C	Si	Mn	Mo	Cr
10	0,07—0,14	0,17—0,37	0,35—0,65	—	До 0,15
20	0,17—0,24	0,17—0,37	0,35—0,65	—	До 0,25
20	0,17—0,24	0,17—0,37	0,35—0,65	—	До 0,25
15ГС	0,12—0,18	0,70 -1,00	0,90—1,30	—	До 0,30
12Х1МФ	0,10—0,15	0,17—0,37	0,40—0,70	0,25—0,35	0,90—1,20
12Х18Н12Т	До 0,12	До 0,80	1,00—2,00	—	17,0—19,0

Разностенность может возникнуть из-за неоднородности свойств заготовки, вызванной ликвацией или неравномерным нагревом. В результате неоднородности свойств полость образуется не только по центру. Разностенность изменяется по длине гильзы и не может быть полностью устранена при последующих операциях изготовления трубы.

На наружной поверхности труб, изготовленных путем волочения, могут быть продольные риски, образующиеся из-за попадания между трубой и волочильным кольцом окалины. Если волочение производится на оправке или пробке, то риски могут быть и на внутренней поверхности.

При производстве изделий, подведомственных Котлонадзору, используются бесшовные горячедеформированные трубы по ГОСТ 8731-87 и изготовленные из сталей Ст2сп по ГОСТ 380-71 * и сталей 10 и 20 по ГОСТ 1050-74 **; холодно- и теплодеформированные бесшовные трубы по ГОСТ 8733-87 должны быть изготовлены только из сталей 10 и 20 по ГОСТ 1050-74 **.

Бесшовные трубы из углеродистой стали 10 и 20 для работы с условным давлением до 10,0 МПа поставляются по ТУ 14-3-190-73. Трубы изготавливаются из спокойной стали, выплавленной в мартеновских или электрических печах. Химический состав приведен в табл. 2.6, механические свойства — в табл. 2.7. Положительные результаты гидравлического испытания гарантируются заводом-изготовителем труб. Трубы поставляются партиями, состоящими из труб одного размера, одной плавки и одного вида термической обработки.

Трубы должны выдерживать гидравлическое испытание. Трубы, имеющие наружный диаметр от 22 до 83 мм, испытываются на сплющивание и раздачу.

Трубы, имеющие наружный диаметр свыше 114 мм, подвергаются испытанию на загиб (кроме труб, изготовленных из слитка).

Кроме перечисленных выше условий на трубы, поставляемые по ТУ 14-3-190-73, распространяются все требования, предъяв-

элементов, %					Технические условия
V	Ni	Cu	S	P	
—	До 0,25	До 0,25	До 0,40	До 0,035	ТУ 14-3-190-73
—	До 0,25	До 0,25	До 0,040	До 0,035	ТУ 14-3-190-73
—	До 0,25	До 0,20	До 0,025	До 0,030	ТУ-14-3-460-76
—	До 0,30	До 0,30	До 0,025	До 0,035	ТУ-14-3-460-76
0,15—0,30	До 0,25	До 0,20	До 0,025	До 0,035	ТУ 14-3-460-76
—	11,0—13,0	До 0,30	До 0,020	До 0,035	ТУ 14-3-460-76

ляемые к трубам, которые поставляются по ГОСТ 8731-87 и ГОСТ 8733-87.

Бесшовные горячедеформированные, теплодеформированные и холоднодеформированные трубы из углеродистой и легированных сталей для паровых котлов и трубопроводов высоких и сверхкритических параметров поставляются по ТУ 14-3-460-75. Эти трубы используются при высоких (свыше 10 МПа) и сверхкритических давлениях. ТУ 14-3-460-75 определяют геометрические размеры (наружный диаметр, толщину стенки, длину), допускаемые отклонения по геометрическим размерам, а также требования к химическому составу и механическим свойствам металла, объемы и методы контроля, правила приемки и требования к транспортировке.

Трубы, выпускаемые по ТУ 14-3-460-75, должны заказываться по наружному диаметру и толщине стенки. Марки и химический состав металла труб, поставляемых по ТУ 14-3-460-75, приведены в табл. 2.6, а гарантируемые механические свойства — в табл. 2.7.

На наружной и внутренней поверхности труб не должно быть плен, трещин, закатов, рванин, глубоких рисок и грубой рябизны. Поверхностные дефекты должны быть удалены механическим

Таблица 2.7. **Механические свойства стальных труб**

Марка стали	Временное сопротивление $\sigma_в$, МПа	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Относительное удлинение * δ_5, %	Относительное сужение * ψ, %	Ударная вязкость * KCU, Дж/см^2	Технические условия
10	360 *	210 *	24	—	—	ТУ 14-3-190-73
20	420 *	250 *	21	—	—	ТУ 14-3-190-73
20	420—560	220 *	24	45	50	ТУ 14-3-460-76
15ГС	500 *	300 *	18	45	60	ТУ 14-3-460-76
12Х1МФ	450—650	280 *	21	55	60	ТУ 14-3-460-76
12Х18Н12Т	540 *	220 *	35	55	—	ТУ 14-3-460-76

* Не менее.

способом; при этом толщина стенки в местах удаления дефектов не должна выходить за пределы минимальных допускаемых значений. Все готовые трубы должны проходить дефектоскопический контроль неразрушающими методами. Окалина должна быть полностью удалена как с наружной, так и с внутренней поверхности труб.

В макроструктуре готовых труб не должно быть трещин, расслоений и флокенов, видимых без увеличительных приборов. Контролю макроструктуры подвергаются трубы с толщиной стенки 15 мм и более.

По требованию потребителя трубы из стали 12Х18Н12Т должны выдерживать испытание на межкристаллитную коррозию.

По ТУ 14-3-460-75 трубы могут изготавливаться горячекатаными, с наружным диаметром от 57 до 465 мм и толщиной стенки от 3,5 до 60 мм или холоднотянутыми, холоднокатаными и теплокатаными, с наружным диаметром от 10 до 108 мм и толщиной стенки от 2 до 13 мм.

Механические свойства металла труб в состоянии поставки, определенные на продольных образцах, должны удовлетворять нормам, которые приведены в табл. 2.7.

Все трубы для котлов высокого и сверхкритического давления должны проходить гидравлическое испытание при давлении, определяемом по формуле

$$p=\frac{200 s_{\text{м}} R}{D_{\text{н}}-s_{\text{м}}}\left(\text{при } \frac{s_{\text{м}}}{D_{\text{н}}} \leqslant 0{,}13\right)$$

или

$$p=\frac{265 s_{\text{м}}\left(D_{\text{н}}-s_{\text{м}}\right) R}{D_{\text{н}}^2}\left(\text{при } \frac{s_{\text{м}}}{D_{\text{н}}} \geqslant 0{,}13\right),$$

где $s_{\text{м}}$ — минимальная толщина стенки трубы с учетом минусового допуска, мм; $D_{\text{н}}$ — номинальный наружный диаметр трубы, мм; R — допускаемое напряжение, МПа (0,8 предела текучести); p — давление гидроиспытания, МПа.

Труба считается выдержавшей гидравлическое испытание, если не было течи или потения.

Трубы с наружным диаметром не менее 22 мм испытывают на сплющивание. Эта проба позволяет проверить, достаточна ли в процессе гибки способность труб к пластической деформации. Испытание заключается в сплющивании конца трубы или ее отрезка между параллельными плоскостями до заданного расстояния

$$H=\frac{1+a}{a+\frac{s}{D_{\text{н}}}},$$

где s — номинальная толщина стенки, мм; $D_н$ — номинальный наружный диаметр трубы, мм; a — деформация на единицу длины (для углеродистых и низколегированных сталей $a=0{,}08$, для стали 12Х18Н12Т $a=0{,}09$).

Для стали 12Х12В2МФ принята величина $H=5s$.

Испытания на сплющивание труб с наружным диаметром более 114 мм при отношении наружного диаметра к толщине стенки менее 8 мм не производятся. Длина образца для испытания на сплющивание составляет 20—50 мм.

Испытание может производиться и непосредственно на трубе, но при этом ее конец необходимо надрезать перпендикулярно оси не менее чем на 0,8 наружного диаметра. Испытание производят при комнатной температуре. Образец считается выдержавшим испытания, если на нем после испытания не обнаружены трещины или надрывы.

Завод-изготовитель гарантирует жаропрочность металла труб. Испытания на длительную прочность на заводе-изготовителе не производятся. Гарантированный уровень жаропрочности должен обеспечиваться стабильностью металлургического процесса изготовления труб и точностью режима термической обработки. Гарантии по пределу ползучести техническими условиями не предусмотрены.

Для уменьшения отходов при изготовлении поверхностей нагрева и трубопроводов трубы поставляются мерной длины. Мерная длина горячекатаных труб из углеродистой, низко- и среднелегированной стали с толщиной стенки до 13 мм составляет до 9 м, а труб с большей толщиной стенки — от 7 до 9 м, в зависимости от диаметра и толщины стенки. Мерная длина аналогичных горячекатаных труб из высоколегированных сталей составляет от 4 до 8,5 м. Холоднотянутые, холоднокатаные и теплокатаные трубы из сталей 20 и 12Х18Н12Т могут иметь мерную длину до 12 м, а из всех остальных сталей — до 7 м.

Трубы поставляются с гарантированными размерами наружного диаметра и толщины стенки. Допускаемые отклонения размеров указаны в табл. 2.8.

На наружной и внутренней поверхностях труб не должно быть плен, трещин, закатов, глубоких рисок и грубой рябизны. Трубы должны подвергаться дефектоскопии неразрушающими методами. С наружной и внутренней поверхностей холоднокатаных, холоднотянутых и теплокатаных труб всех марок и горячекатаных труб, выполненных из сталей 20, 15ГС, 12Х12В2МФ и 12Х18Н12Т, должна быть полностью удалена окалина.

Трубы для поверхностей нагрева проходят внешний осмотр и дефектоскопический контроль с помощью токовихревых дефектоскопов на трубопрокатном заводе. Для обеспечения максимальной эксплуатационной надежности, учитывая высокую стоимость потерь от вынужденных остановов, трубы для мощных

Таблица 2.8. **Допускаемые отклонения размеров труб, поставляемых по ТУ 14-3-460-75**

Наименование	Допускаемые отклонения	
Наружный диаметр:		
для холоднотянутых, холоднокатаных и теплокатаных труб при диаметре:		
до 30 мм	±0,3 мм	
от 30 до 50 мм	±0,4 мм	
более 50 мм	0,8%	
для горячекатаных труб при диаметре:		
до 273 мм	±1%	
более 273 мм	+1,25%	−1,0%
Толщина стенки:	±10%	
для холодно- и теплодеформированных труб, горячедеформированных труб из углеродистых и низколегированных сталей при наружном диаметре:		
до 108 мм	+15%	−10%
более 108 мм	+20%	−5%
для высоколегированных сталей при наружном диаметре:		
до 140 мм	+15%	−10%
более 140 мм	+10%	−5%

Примечание. Для холоднодеформированных труб из стали 12Х18Н12Т с толщиной стенки более 5 мм приняты предельные отклонения по наружному диаметру ±0,3 мм, по толщине стенки ±8%.

энергетических блоков подвергают повторному дефектоскопическому контролю на котлостроительном заводе.

Участки для выполнения входного контроля труб оснащены установками РОТ-50, РОТ-120, РСК-500, «Магнетест-Ф», ИДЦ-8, ротационной установкой для контроля УЗК сплошности плавниковых труб и др. Установки оснащены совершенными средствами механизации с автоматической подачей труб, маркировкой, мягким сбросом в контейнеры, изоляцией отбракованных труб и др.

Участки входного контроля труб являются специализированными организационными подразделениями и не подчиняются цехам, выпускающим товарную продукцию. Основная задача участков состоит в том, чтобы проверить сплошность труб, марку стали, величину зерна и максимально отбраковать дефектные трубы.

Металл труб для котлов высокого и сверхвысокого давления подвергается контролю микроструктуры на продольных образцах по всей толщине стенки. При этом загрязненность по сульфидам, оксидам и силикатам должна находиться в заданных техническими условиями пределах.

Величина зерна металла труб из стали 12Х18Н12Т должна быть от 3 до 7 баллов, 100% труб, выполненных из этой стали,

проходят контроль на величину зерна. Сталь с меньшим зерном отличается пониженной жаропрочностью, а с большим — пониженной длительной пластичностью.

Микроструктура сталей 12Х1МФ и 151М1Ф должна соответствовать рекомендованным эталонам, приводимым в приложении к техническим условиям на поставку.

Стали 12Х1МФ и 15Х1М1Ф применяются в термически упрочненном состоянии (чем обеспечивается высокая жаропрочность). Нарушение режимов термической обработки приводит к снижению жаропрочности. Трубы, выполненные из стали 12Х1МФ, подвергаются нормализации с отпуском, а особо толстостенные (с толщиной стенки более 45 мм) — закалке с отпуском. Трубы, выполненные из стали 15Х1М1Ф, подвергаются только нормализации с отпуском. Режим термической обработки устанавливается техническими условиями на трубы.

Предел длительной прочности термически упрочняемых жаропрочных перлитных хромомолибденованадиевых сталей сильно зависит от режима термической обработки.

Обеспечение жаропрочности металла труб и трубных изделий может быть достигнуто лишь строгим соблюдением технологического процесса. Процесс должен контролироваться периодическими выборочными испытаниями жаропрочности металла текущей продукции на длительную прочность.

На температуры, при которых происходит перекристаллизация в твердом состоянии стали 12Х1МФ (ее так называемые критические точки), влияет способ производства, который также влияет на стабильность при отпуске промежуточной составляющей бейнитного типа. Способ производства косвенно влияет через наличие скрытых примесей. В частности, электросталь обычно содержит больше азота по сравнению со сталью мартеновской выплавки.

На заводах Минчермета СССР установлены различные режимы отпуска для труб, выполненных из стали 12Х1МФ, в зависимости от способа производства. Температура отпуска для мартеновской стали установлена на уровне 720—750° С при продолжительности от 2 до 3 ч. Температура отпуска электростали снижена до 700° С, а время выдержки сокращено до 1 ч.

Это обстоятельство вносит определенные трудности в технологию котельного производства и монтажа. Котлостроительные заводы получают трубы из стали 12Х1МФ, изготовленные из заготовок, выплавленных как в мартеновских, так и в электрических печах.

На трубопрокатных заводах эти трубы проходили термическую обработку по разным режимам. После различной термообработки металл труб должен был приобрести рекомендованную микроструктуру.

На котлостроительном заводе трубы подвергаются гибке и сварке. После этих операций требуется проводить отпуск. Режим отпуска устанавливается по критическим точкам стали мартеновского производства, и при этом трубы из электростали переотпускаются.

Установить режим отпуска по электростали нельзя, так как в этом случае сварные соединения труб из заготовки мартеновского производства приобретут склонность к хрупкому разрушению.

В монтажных условиях также приходится стыковать паропроводные трубы или внутрикотельные трубопроводы из стали 12Х1МФ различного способа выплавки. При этом электросталь переотпускается.

Организовать производство котлов и трубопроводов и их монтаж так, чтобы разделять трубы различных способов производства, практически невозможно. Потребовались бы большие дополнительные складские помещения, сверхнормативные запасы труб, система маркировки, а также большой штат сотрудников, осуществляющих контроль.

Наиболее целесообразно установить поставку котельных труб из стали 12Х1МФ какого-либо одного способа производства. Учитывая тенденцию к сокращению производства мартеновской стали и увеличению производства электростали как в СССР, так и за рубежом, видимо, целесообразно перейти на производство труб только из электростали.

При выборе конкретной марки стали для изготовления элементов котлов и паропроводов не последнюю роль играют экономические соображения.

Сталь 15Х1М1Ф несколько дороже стали 12Х1МФ, содержит больше молибдена и отличается несколько большей жаропрочностью. На свойствах стали 15Х1М1Ф меньше сказывается скорость охлаждения. Если для обеспечения высокой жаропрочности труб с толщиной стенки более 45 мм из стали 12Х1МФ необходима закалка, то толстостенные трубы из стали 15Х1М1Ф достаточно жаропрочны после охлаждения на воздухе.

Чтобы не перепутать трубы из разных сталей, на заводе трубы должны маркироваться по всей длине продольной полосой несмываемой краски.

Цвет краски полосы соответствует марке стали:

20 — зеленая	12Х1МФ — красная
15ГС — коричневая	15Х1М1Ф — белая
15ХМ — фиолетовая	12Х18Н12Т — черная

Трубы, поставляемые по ТУ 14-3-460-75, могут применяться для изготовления элементов котлов и трубопроводов без ограничения давления. Предельная допускаемая температура зависит от марки стали и назначения деталей.

2.5. Прокат для крепежных деталей и пружин

Крепежные детали — шпильки, болты, гайки и хомуты. Материал таких деталей должен обладать высоким пределом текучести, хорошо сопротивляться релаксации напряжений, обладать малой чувствительностью к концентрации напряжений, большой длительной пластичностью, стабильностью структуры и свойств в процессе длительной эксплуатации, коэффициентом линейного расширения, близким или равным коэффициенту расширения сопрягаемых деталей, хорошей сопротивляемостью задиранию и технологичностью при резании.

Для повышения релаксационной стойкости в сталь вводят молибден, ванадий и хром. Релаксационно-стойкие стали содержат больше углерода, чем стали для труб, поковок и литья (0,20—0,40%). Это возможно, так как крепежные детали не подвергаются сварке.

Требования к материалу шпилек и болтов обычно более жесткие, чем к материалу гаек. В резьбовом соединении напряжения, возникающие в шпильке или болте, существенно выше напряжений в гайке.

На фланцах из аустенитной стали должны применяться шпильки также из аустенитной стали.

При разных коэффициентах линейного расширения возможна либо разгерметизация фланцевого соединения из-за давления на прокладку, либо обрыв шпилек из-за их перегрузки.

Для предотвращения заедания резьбовых соединений, работающих при высоких температурах, шпильки и гайки следует изготовлять из разных сталей, причем материал гайки должен быть мягче. Хорошие результаты дает применение медно-графитовых смазок, а также смазок из дисульфида молибдена. Обычные машинные масла не применяются, так как они способствуют пригоранию поверхностей.

Разрушение шпилек в эксплуатации из-за перетяжки или низких пластических свойств металла обычно происходит в первом витке у фланца.

Для предотвращения внезапного разрушения шпильки энергетической арматуры подвергаются периодическому контролю ультразвуком. Контроль проводится в соответствии с требованиями ведомственной инструкции.

Для изготовления используемых в элементах котлов болтов и шпилек, работающих при избыточном давлении до 1,6 МПа и температуре до 350° С, и гаек, работающих при избыточном давлении до 2,5 МПа и температуре до 350° С, применяются стали ВСт3сп5 и ВСт3сп3 (ГОСТ 380-71*). Углеродистые стали 20 и 25 (ГОСТ 1050-74**) можно использовать для изготовления шпилек и болтов, работающих при температуре до 400° С

и давлении до 1,6 МПа, стали 30, 35 и 40 по тому же ГОСТ 1050-74** — при давлении до 10 МПа и температуре до 425° С.

Шпильки, гайки и шайбы для фланцевых соединений паровых котлов, трубопроводов, арматуры и сосудов с температурой среды от 0 до 650° С при давлении 4 МПа и выше согласно ГОСТ 20700-75 * должны изготавливаться из сталей, указанных в табл. 2.9.

Вследствие недостаточной длительной пластичности, большой концентрации напряжений или чрезмерной затяжки в шпильках в эксплуатации могут возникать трещины, которые могут привести к обрыву шпильки.

Обязательному ультразвуковому контролю через каждые 50 тыч. ч эксплуатации подлежат шпильки (с резьбой М42 и более) арматуры и фланцевых разъемов паропроводов для пара, нагретого до 500° С и выше. Эти же шпильки должны подвергаться 100%-ному контролю твердости в исходном состоянии и через каждые 50 тыс. ч эксплуатации. Нормы твердости в зависимости от марки стали приведены в табл. 2.10; там же указаны механические свойства крепежа в исходном состоянии, а также после эксплуатации в течение 50 и 100 тыс. ч.

При твердости, не соответствующей интервалам, указанным в табл. 2.10, определяют механические свойства металла на образцах. Для этого изготавливают и испытывают образцы из одной шпильки контролируемого типоразмера. Если механические свойства и твердость металла исследованных шпилек не удовлетворяют требованиям табл. 2.10, то все шпильки этого фланцевого соединения подлежат замене.

Материал пружин не регламентирован Правилами по котлам и трубопроводам.

Сталь, используемая для изготовления пружин, должна обеспечивать линейную зависимость между деформацией и нагрузкой, т. е. иметь высокий предел упругости. При превышении упругой деформации (например, при навивке пружин) сталь должна обладать определенным запасом пластичности. Если пружина работает при изменяющихся нагрузках, то ее материал должен хорошо сопротивляться усталости. Пружины, работающие при высокой температуре, должны быть стойкими против релаксации.

Свойства, необходимые для пружин, достигаются путем легирования стали кремнием, марганцем, хромом и ванадием, а также благодаря выбору оптимального режима термической обработки. Обычно используется закалка в масле и средний или высокий отпуск.

Пружины подвесок паропроводов изготавливаются из сталей 60С2 и 50ХФА, а пружины, работающие в среде пара,— из стали 40Х13. Из стали 40Х13 изготавливаются также пружины импульсных предохранительных клапанов.

Таблица 2.9. **Предельные параметры применения крепежных изделий в паровых котлах и паропроводах (ГОСТ 20700-75 *)**

Марка стали	ГОСТ	Предельные параметры среды применения					
		Шпильки		Гайки		Шайбы	
		t, °С	$p_{усл}$, МПа	t, °С	$p_{усл}$, МПа	t, °С	$p_{усл}$, МПа
ВСт3сп3	ГОСТ 380-71 *	—	—	—	—	⩽350	4—10
10	ГОСТ 1050-74 **	—	—	—	—	⩽450	4—10
20		—	—	⩽400	4—10	⩽450	4—10
25	ГОСТ 1050-74 **	—	—	—	—	—	—
30, 35, 40	ГОСТ 10702-78 *	⩽425	4—10	⩽425	4—20	—	—
45		⩽425	4—10	⩽425	4—20	⩽450	Не ограничено
35Х, 40Х	ГОСТ 10702-78 *	⩽425	4—20	⩽450	—	—	—
30ХМА, 35ХМ	ГОСТ 4543-71 *	⩽450	Не ограничено	⩽510	Не ограничено	—	—
20Х13 (2Х13)	ГОСТ 18968-73 *	⩽450	Не ограничено	⩽510	—	⩽450	—
15ХМ	ГОСТ 4543-71 *	—	—	—	—	⩽540	Не ограничено
25Х1МФ (ЭИ10)	ГОСТ 20072-74 *	⩽510	Не ограничено	⩽540	Не ограничено	—	—
25Х2М1Ф (ЭИ723)	ГОСТ 20072-74 *	⩽535	Не ограничено	⩽565	Не ограничено	—	—

Продолжение табл. 2.9

Марка стали	ГОСТ	Предельные параметры среды применения					
		Шпильки		Гайки		Шайбы	
		t, °С	$p_{усл}$, МПа	t, °С	$p_{усл}$, МПа	t, °С	$p_{усл}$, МПа
15Х11МФ (1Х11МФ), 20Х12ВНМФ (ЭП428), 18Х11МНФБ (ЭП291)	ГОСТ 18968-73 *	⩽560	Не ограничено	⩽560	Не ограчено	⩽580	Не ограничено
12Х1МФ (12ХМФ)	ГОСТ 10702-78 *	—	—	—	—	⩽570	Не ограничено
20Х1М1Ф1ТР (ЭП182)	ГОСТ 20072-74 *	⩽580	Не ограничено	⩽580	Не ограничено	—	—
08Х17Н13М2Б (ЭИ680)	—	⩽625	Не ограничено	⩽625	Не ограничено	⩽650	Не ограничено
ХН35ВТ (ЭИ612)	—	⩽650	Не ограничено	⩽650	Не ограничено	—	—
10Х11Н22Т3МР (ЭИ696М)	—	⩽650	Не ограничено	⩽650	Не ограничено	—	—
12Х18Н10Т (Х18Н10Т)	ГОСТ 5949-75 *	—	—	—	—	⩽650	Не ограничено
08Х18Н10Т (0Х18Н10Т)	ГОСТ 5949-75 *	—	—	—	–	⩽650	Не ограничено

Таблица 2.10. **Механические свойства крепежа после различных сроков эксплуатации (не менее)**

Марка стали	Исходное состояние					
	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_в$, МПа	δ, %	ψ, %	$a_н$, Дж/см^2	НВ, МПа
20Х1М1Ф1ТР	680—800	830	15	50	60	2410—2770
20ХМФБР	680—800	830	14	50	60	2410—2770
18Х12ВМБФР	680—800	830	15	50	60	2410—2770
20Х2М1Ф	680—800	830	12	50	50	2410—2770

Марка стали	Состояние после эксплуатации, тыс. ч					
	50					
	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_в$, МПа	δ, %	ψ, %	$a_н$, Дж/см^2	НВ, МПа
20Х1М1Ф1ТР	630—800	780	15	50	50	2240—2690
20ХМФБР	640—800	780	14	50	50	2410—2770
18Х12ВМБФР	640—800	780	15	45	50	2280—2770
20Х2М1Ф	640—800	780	12	50	40	2240—2770

Марка стали	Состояние после эксплуатации, тыс ч					
	100 и более					
	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_в$, МПа	δ, %	ψ, %	$a_н$, Дж/см^2	НВ, МПа
20Х1М1Ф1ТР	620—800	770	15	50	40	2210—2690
20ХМФБР	620—800	750	14	50	40	2410—2770
18Х12ВМБФР	620—800	750	15	45	40	2210—2770
20Х2М1Ф	620—800	720	12	50	40	2210—2690

Примечание. В графах, где приведена одна цифра, сообщаются минимально допустимые значения.

На работоспособность пружин, особенно в случае вибраций и знакопеременных нагрузок, большое влияние оказывает состояние поверхности. Всякие неровности на поверхности играют роль концентраторов напряжения, сильно снижающих предел усталости пружин из малопластичных материалов. На проволоке, прутках и ленте не допускаются плены, волосовины, расслоения, закаты и другие дефекты, поэтому проволоку для пружин шлифуют.

2.6. Стальные поковки

Поковки общего назначения диаметром или толщиной до 800 мм из конструкционной углеродистой, низколегированной и среднелегированной стали, должны удовлетворять требованиям ГОСТ 8479-70*; они должны изготавливаться из спокойной стали, выплавленной мартеновским способом или в электропечах. Этот стандарт регламентирует основные технические требования.

Поковки в зависимости от назначения и условий работы подвергаются различным комплексам испытаний. По видам проводимых испытаний поковки подразделяются на пять групп. Чем выше номер группы, тем более тщательный и полный контроль проходят поковки. При этом гарантируется соответствие показателей прочности и пластичности металла поковок определенным гарантированным уровням.

Для изготовления деталей котлов и трубопроводов, работающих под давлением, применяются поковки групп IV и V. Металл поковок подвергается испытаниям на растяжение и на ударую вязкость при комнатной температуре. При испытании на растяжение гарантируются заданные предел текучести и относительное поперечное сужение. Поковки также подвергаются контролю твердости, результаты которого не являются браковочными.

При поставке поковок группы IV контролю подвергается металл от партии, в которую входят поковки из стали одной плавки, прошедшие термическую обработку в одну садку. При поставке поковок группы V контролю подвергается каждая поковка.

Отнесение поковки к определенной группе производится заказчиком и номер группы указывается на чертеже.

По механическим свойствам поковки разделяются на категории прочности (табл. 2.11). Категория прочности обозначается буквами КП и цифрой, указывающей минимальный допускаемый предел текучести в МПа.

Для изготовления деталей котлов и трубопроводов с температурой стенки до 450° С при давлении до 6 МПа должны применяться поковки из сталей марок 15, 20 и 25 по ГОСТ 1050-74**, удовлетворяющие требованиям поставки групп IV и V ГОСТ 8479-70*.

Поковки для деталей котлов и трубопроводов: воротниковых фланцев, полых и сплошных заготовок для цилиндрических штуцеров, колец и патрубков и прочих деталей, которые работают при условном давлении 4 МПа и более, могут изготавливаться согласно требованиям ОСТ 108.030.113-77. Максимальный размер поковки по толщине, диаметру или стенке — 400 мм. Материал поковок — стали 20, 22К 15ГС, 16ГС, 16ГНМА, 12Х1М1Ф и 08Х18Н100Т. Поковки изготавливаются из спокой-

Таблица 2.11. **Механические свойства металла поковок, поставляемых по ГОСТ 8479-70* (не менее)**

Категория прочности	Временное сопротивление $\sigma_в$, МПа	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Относительное удлинение δ_5, %*	Поперечное сужение ψ, %*	Ударная вязкость* KCU, Дж/см^2	Твердость**, НВ, МПа
КП 175	355	175	28	55	65	1010—1430
КП 196	390	195	26	55	60	1110—1560
КП 215	430	215	24	53	55	1230—1670
КП 245	470	245	22	48	50	1430—1790
КП 275	530	375	20	40	45	1560—1970
КП 315	570	355	17	38	40	1670—2070
КП 345	590	343	18	45	60	1740—2170
КП 395	615	395	17	45	60	1870—2290
КП 440	635	440	16	45	60	1970—2350
КП 490	655	490	16	45	60	2120—2480
КП 540	685	540	15	45	60	2230—2620
КП 590	735	590	14	45	60	2350—2770
КП 640	785	640	13	42	60	2480—2930
КП 685	835	675	13	42	60	2620—3110
КП 735	880	735	13	40	60	2770—3210
КП 785	930	785	12	40	60	2930—3310

* Приведены показатели для поковок с толщиной (диаметром) сплошного сечения до 100 мм.

** Определяется на поверхности поковок.

ной стали, выплавленной в мартеновских или электропечах, а также из стали, полученной электрошлаковым или вакуумно-дуговым переплавом. Сталь может проходить обработку в установках внепечного рафинирования. ОСТ 108.030.113-77 регламентирует химический состав и механические свойства металла поковок, определяемые после термической обработки на продольных образцах. Даются гарантии по пределу текучести при высоких температурах. Поковки проходят контроль УЗД. Для поковок из стали 08Х18Н10Т гарантируется стойкость против межкристаллитной коррозии. Для сталей 12Х1МФ, 15Х1М1Ф и 08Х18Н10Т также гарантируются значения пределов длительной прочности за 100 тыс. ч при высоких температурах.

2.7. Стальные и чугунные отливки

Для изготовления деталей сложной формы применяются стальные и чугунные отливки. Основным способом их изготовления является литье в земляные формы. Металл, идущий на изготовление отливок, должен обладать высокими литейными свойствами: хорошей жидкотекучестью и малой усадкой.

Самым дешевым литейным материалом является серый чугун, обладающий низкой ударной вязкостью. Под воздействием высокой температуры его механические свойства ухудшаются,

поэтому серый чугун находит ограниченное применение при изготовлении объектов Котлонадзора.

Наиболее распространенным материалом отливок, используемых для этих целей, является углеродистая сталь. Технологические свойства стали как литейного материала улучшаются при увеличении содержания углерода. Присоединение литых деталей к трубопроводам, корпусам сосудов выполняется обычно при помощи сварки. Поэтому для хорошей свариваемости содержание углерода в стали не должно превышать 0,27%. Этим условием ограничивается верхний предел содержания углерода в металле большинства отливок. В случае присоединения отливок на фланцах это ограничение снимается.

Металл отливок обладает пониженной плотностью и пластичностью по сравнению с металлом проката и поковок и имеет крупнокристаллическое строение.

В процессе затвердевания и остывания жидкого металла происходит усадка. Несмотря на то, что в отливках предусматривается прибыльная часть, из которой происходит пополнение жидким металлом, в любой отливке в межзеренных объемах имеются микроскопические усадочные поры. В этих объемах наблюдается повышенное содержание легкоплавких примесей по сравнению с металлом затвердевших ранее кристаллов.

Последующая термическая обработка измельчает зерно, несколько смягчает химическую неоднородность, но не может обеспечить такие равномерные структуры и состав, какие получаются в кованом или катаном металле в результате интенсивной пластической деформации и перекристаллизации.

При литье в земляные формы трудно избежать полного отсутствия макроскопических дефектов: заливов, рыхлот, трещин и т. п. Их обычно устраняют последующей заваркой ручной электродуговой сваркой. Дефекты литья, если они не выходят на поверхность, не всегда удается надежно проконтролировать и, следовательно, устранить.

Из-за перечисленных недостатков литые детали для особо ответственных условий эксплуатации стараются не применять. Так, в последние годы практически прекращено применение литых крутозагнутых колен, тройников и крестовин на трубопроводах свежего пара и питательных магистралей высокого и сверхвысокого давления.

В то же время отливки продолжают широко использоваться для изготовления корпусов и крышек арматуры, обладающих более сложной геометрической формой. Часть корпусов арматуры для котлов и трубопроводов и элементов трубопроводов высокого и сверхкритического давления изготавливается штамповкой или штамповкой деталей и сваркой их в изделие (сварно-штампованные корпуса, крутозагнутые сварные колена со сварным швом и пр.).

Для стального литья используется только спокойная сталь. Отливки из конструкционной нелегированной и легированной стали по ГОСТ 977-88.

Отливки должны быть очищены от формовочной смеси, окалины и пригара. Места отрезки питателей и прибылей, заливы и заусенцы должны быть зачищены или обрублены в пределах допусков по чертежу. Удаление прибылей и питателей огневой резкой должно производиться до термической обработки. Для отливок из сталей 15Л, 20Л и 25Л допускается удаление прибылей после термической обработки.

Отливки должны иметь на необрабатываемой поверхности клеймо технического контроля завода-изготовителя и маркировку в соответствии с требованиями технической документации. Каждая партия отливок сопровождается сертификатом.

Для изготовления элементов котлов и трубопроводов, работающих под давлением, применяются только отливки групп II и III.

Стальное литье из углеродистых и жаропрочных сталей для деталей арматуры и трубопроводов паровых котлов поставляется по ОСТ 108.961.03-79: «Отливки из углеродистой и легированной стали для фасонных элементов котлов и трубопроводов с гарантированными характеристиками прочности при высоких температурах. Технические условия».

Этот стандарт распространяется на изготовление, испытания и приемку стальных фасонных отливок из сталей 25Л, 20ГСЛ, 20ХМЛ, 20ХМФЛ и 15Х1М1ФЛ. Отливки предназначаются для работы при давлении свыше 3,7 МПа. Максимальные рабочие температуры: сталь 25Л — 425° С; сталь 20ГСЛ — 450° С; сталь 20ХМЛ — 520° С; сталь 20ХМФЛ — 540° С; сталь 15Х1М1ФЛ — 570° С.

Химический состав сталей должен соответствовать пределам, указанным в табл. 2.12.

Содержание никеля и меди во всех сталях не должно превышать 0,30%, а в сталях 25Л и 20ГСЛ не должно быть более 0,30% хрома. Для углеродистой

Таблица 2.12. **Химический состав сталей для отливок, изготавливаемых по ОСТ 108.961.03-79**

Марка стали	Содержание элементов, %					
	Углерод	Марганец	Кремний	Хром	Молибден	Ванадий
25Л	0,22—0,27	0,40—0,90	0,20—0,52	—	—	—
25ГСЛ	0,16—0,22	1,00—1,30	0,60—0,80	—	—	—
20ХМЛ	0,15—0,22	0,50—0,80	0,20—0,45	0,50—0,80	0,40—0,60	—
20ХМФЛ	0,18—0,25	0,60—0,90	0,20—0,40	0,90—1,20	0,50—0,70	0,20—0,30
15Х1М1ФЛ	0,14—0,20	0,60—0,90	0,20—0,40	1,20—1,70	0,90—1,20	0,25—0,40

стали, выплавленной в электропечах с кислой футеровкой, допускается содержание серы и фосфора до 0,040%. Во всех остальных случаях содержание серы и фосфора не должно превышать 0,025% каждого элемента. Пределы содержания химических элементов могут быть сужены по согласованию завода-изготовителя и заказчика.

В порядке исключения допускаются отклонения от заданного химического состава, но не более чем по двум элементам одновременно (кроме серы и фосфора). Для серы и фосфора допускается отклонение в большую сторону на 0,005% для каждого элемента, но только по одному элементу одновременно. Суммарное содержание серы и фосфора в сталях не должно превышать 0,05%.

Сталь для отливок по ОСТ 108.961.03-79 должна выплавляться в основных электрических и мартеновских печах, а при необходимости обеспечения высокой чистоты металла по согласованию сторон она может выплавляться электрошлаковым, индукционным или другими специальными способами. Разрешается внепечное рафинирование стали.

Отливки поставляются проконтролированными и термически обработанными. Технологические дефекты должны быть заварены. Механические свойства металла отливок должны быть не ниже указанных в табл. 2.13.

Отливки должны подвергаться визуальному контролю и проверке основных размеров, поплавочному контролю химического состава, контролю механических свойств, гидравлическим испытаниям, неразрушающим методам контроля на наличие дефектов и для проверки качества исправления дефектов, а также визуальному контролю маркировок.

В качестве неразрушающих методов контроля используются рентгенопросвечивание, магнитопорошковая дефектоскопия и травление поверхности отливок. Объемы контроля и размеры браковочных дефектов указаны в приложениях к ОСТ 108.961.03-79.

После очистки отливки подвергаются наружному осмотру. На внутренней и наружной поверхностях отливок не должно быть трещин, спаев, ужимов, плен, газовых или шлаковых раковин, пористости и механических повреждений. Дефекты, влияющие на прочность отливок и их товарный вид, должны быть выбраны механическим способом и заварены электросваркой.

Для ремонта отливок, выполненных из стали 25Л, могут применяться электроды типа Э42, Э42А и Э46, для отливок, выполненных из стали 20ГСЛ — электроды типа Э50А и для отливок, выполненных из сталей 20ХМФЛ и 15Х1М1ФЛ — электроды типа Э-ХМФ.

Таблица 2.13. **Механические свойства при комнатной температуре металла отливок, поставляемых по ОСТ 108.961.03-79**

Марка стали	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Временное сопротивление $\sigma_в$, %	Относительное удлинение δ, %	Относительное сужение ψ, %	Ударная вязкость, KCU, Дж/см^2	Твердость, НВ, МПа
25Л	240	450	19	30	39,3	—
25ГСЛ	280	500	18	30	29,4	—
20ХМЛ	250	470	18	30	29,4	1350—1800
20ХМФЛ	320—550	500	15	30	29,4	1590—2230
15Х1М1ФЛ	320—550	500	15	30	29,4	1590—2230

Заваренные места очищают от шлака и брызг. После заварки дефектов отливки должны быть термически обработаны. Мелкие раковины, не выводящие отливку за пределы допусков, могут быть оставлены. Отливки, имеющие пористость, не поддающуюся вырубке, бракуют.

На местах отливок, подлежащих механической обработке, без исправления допускаются дефекты, не превышающие по глубине 2/3 припуска на механическую обработку. После окончательной механической обработки места разъема земляных форм и резкие переходы (например, от конуса к шару, от цилиндра к фланцам) зашлифовывают переносными наждачными кругами и травят 10%-ным водным раствором азотной кислоты (иногда вместо травления применяют ультразвуковую дефектоскопию), так как в этих местах могут возникать усадочные трещины.

Патрубки, при помощи которых корпуса арматуры, тройники и литые колена вваривaются в трубопроводы, подвергаются просвечиванию рентгеновскими или гамма-лучами на длине не менее 60 мм.

Для определения механических свойств и химического состава мелких и средних отливок от каждой плавки льют пробные бруски. Бруски проходят термическую обработку вместе с отливками. От отливок массой более 150 кг после термической обработки отрезают специально предусматриваемые приливы и из них изготавливают образцы.

Отливки, предназначенные для работы под давлением, подвергаются гидравлическому испытанию после исправления дефектов и окончательной механической обработки. Давление при гидравлическом испытании определяется по ГОСТ 356-80. Критерием удовлетворительности гидравлических испытаний служит отсутствие разрывов течи, потения и видимой остаточной деформации.

Завод-изготовитель отливок гарантирует механические свойства металла отливок при высоких температурах — предел текучести и предел длительной прочности. Контроль этих свойств не производится. Их уровень гарантируется стабильностью химического состава и технологического процесса изготовления. Завод-изготовитель 1 раз в год проводит контрольные испытания сталей 20ХМЛ, 20ХМФЛ и 15Х1М1Ф на длительную прочность.

Каждая отливка должна иметь сертификат завода-изготовителя с указанием номера плавки, марки стали, номера нормали или чертежа, химического состава, механических свойств, пробного давления.

Серый чугун — литейный материал — обладает малой усадкой, большой жидкотекучестью, относительно невысокой температурой плавления и хорошей обрабатываемостью резанием на станках.

Чугун — сплав железа с углеродом, содержащий более 2% углерода. Наибольшее распространение получили чугуны с содержанием углерода от 2,8 до 3,5%. Кроме углерода, в чугунах содержатся кремний и марганец, а также вредные примеси — сера и фосфор.

Для изготовления элементов котлов малой производительности, пароперегревателей и экономайзеров допускается применение чугунных отливок.

Ограничения по применению чугунных отливок в котлах и трубопроводах обусловлены относительной хрупкостью чугуна и склонностью к росту — необратимому увеличению объема. В результате роста чугуна искажаются размеры деталей и снижается их прочность.

Явление роста вызвано несколькими причинами. Одна из этих причин — окисление металла по границам включений графита при эксплуатации чугунных деталей в зоне высоких температур. Кислород тем легче проникает внутрь детали, чем больше число и размеры чешуек графита.

Вторая причина — распад при повышенной температуре цементита с плотностью 7,6 г/см^3 на железо с плотностью 7,8 г/см^3 и графит с плотностью 2,2 г/см^3.

В результате распада получаются два продукта, суммарный объем которых больше объема цементита, из которого они образовались.

Третья причина роста чугуна — изменение кристаллического строения, которое претерпевают чешуйки графита в чугуне.

Процесс роста чугунных деталей резко ускоряется с повышением температуры, особенно при циклическом изменении температуры.

Характер окружающей атмосферы также влияет на скорость роста чугуна. Так, серый чугун, содержащий 3,48% углерода и 2% кремния, в результате пребывания при 400° С в атмосфере водяного пара в течение 54 недель увеличивается в объеме приблизительно на 3%. Временное сопротивление при растяжении снижается с 199 до 74 МПа.

Отливки из серого чугуна могут применяться для изготовления предохранительных и обратных клапанов, запорных устройств малого условного прохода на низкие параметры среды. Применение спускной и продувочной арматуры из серого чугуна запрещается.

Присоединение чугунных литых деталей к элементам котлов должно выполняться только при помощи фланцев. Чугунные отливки должны обязательно подвергаться гидравлическому испытанию по ГОСТ 356-80.

Отливки из серого чугуна находят широкое применение в литых деталях, не нагруженных внутренним давлением.

Глава третья

ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ КОТЕЛЬНЫХ СТАЛЕЙ В ПРОЦЕССЕ ИЗГОТОВЛЕНИЯ, МОНТАЖА И РЕМОНТА

3.1. Основные требования к конструкции сварных соединений и технологии сварки

Основные требования, предъявляемые к сварным соединениям котлов и трубопроводов — надежность и долговечность в

эксплуатации. Качество и работоспособность сварного соединения обеспечивается за счет правильного выбора конструкции разделки, метода и технологии сварки, качества основных и сварочных материалов, температуры и влажности окружающего воздуха и многих других факторов, а также достаточно совершенными методами контроля подготовки к сварке, ее проведения и качества выполненных сварных соединений.

Сварочные работы, производимые при изготовлении, монтаже и ремонте котлов и трубопроводов, можно условно разбить на две большие группы:

первая группа — сварка элементов, работающих под давлением;

вторая — сварка металлоконструкций и вспомогательного оборудования.

К сварным соединениям первой группы предъявляются высокие требования. Соединения подведомственны Госгортехнадзору СССР. В этой группе относительно велика доля сварных соединений из легированных сталей и сплавов.

К сварным соединениям второй группы предъявляются менее строгие требования в отношении качества сварки и объема контроля. Это в основном сварные соединения на углеродистой стали.

При изготовлении, монтаже и ремонте объектов Котлонадзора можно применять все промышленные способы сварки, обеспечивающие требуемую эксплуатационную надежность. Сварка должна производиться в соответствии с требованиями производственных инструкций, разработанных с учетом специфики изделий и утвержденных в установленном порядке.

Так, например, работы по монтажной и ремонтной сварке трубных систем котлов и трубопроводов тепловых электростанций, а также изготовление трубопроводов среднего и низкого давления (до 4 МПа) на заводах Минэнерго СССР должны выполняться в соответствии с «Руководящими техническими материалами по сварке при монтаже тепловых электростанций» (РТМ 1С-81).

При использовании новых видов сварки, не применявшихся ранее для данного вида изделия, необходимо выполнить комплекс исследований, подтверждающих надежность сварных соединений. Должны быть освоены эффективные методы контроля качества этих соединений. Требуется заключение головной научно-исследовательской организации о целесообразности использования нового вида сварки.

Основные требования к конструкции сварных соединений регламентированы правилами [1, 2 и 3] и ОСТ 26-291-71 [17].

Основные типы сварных соединений представлены на рис. 3.1.

При изготовлении, монтаже и ремонте котлов, трубопроводов

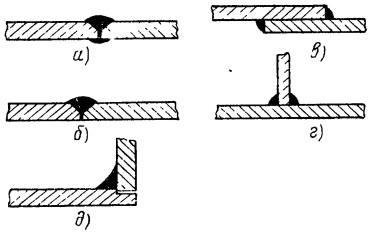


Рис. 3.1. Основные типы сварных соединений:
а — соединение встык с V-образной разделкой, подваренное со стороны корня шва; *б* — стыковой шов, сваренный только с одной стороны; *в* — соединение внахлестку; *г* — тавровое соединение, *д* — угловое соединение приварки штуцера к камере

горячей воды и пара и сосудов, работающих под давлением, должны применяться следующие виды сварных соединений:

стыковые соединения — при сварке труб, обечаек и приварке выпуклых днищ;

тавровые, угловые или стыковые сварные соединения — при приварке штуцеров, труб, плоских днищ и фланцев к барабанам, камерам, трубопроводам и трубным решеткам.

Сварные соединения должны иметь такую конструкцию и расположение, которые позволяли бы осуществлять надежный контроль качества при изготовлении, монтаже и эксплуатации и выполнять их ремонт.

В стыковом сварном соединении должен обеспечиваться плавный переход от одной детали к другой путем постепенного утонения кромки более толстого элемента; угол наклона поверхностей перехода стыкуемых элементов не должен превышать 15°. При разнице в фактической толщине стенок менее 30% толщины стенки тонкого элемента, но не более 5 мм допускается выполнение такого плавного перехода за счет наклонного расположения поверхности шва (при электродуговой и газовой сварке). Это требование не относится к стыковым сварным соединениям литых деталей с трубами. Обычно литой элемент имеет большую толщину, так как в отливках из аналогичной стали допускается меньшее расчетное напряжение, чем в трубе. На литой детали делают плавный переход от фактической толщины стенки до минимальной допускаемой согласно расчету на прочность; дальнейшее сопряжение достигается за счет наклонной поверхности шва.

При стыковке обечаек барабанов паровых котлов между собой и обечаек с днищами оси продольных сварных швов необходимо смещать на расстояние не менее 100 мм. В местах пересечения продольных и поперечных сварных швов больше вероятность образования дефектов; в этих местах в процессе сварки возникают значительные остаточные напряжения.

Поперечные сварные швы на барабанах, камерах и трубах в пределах котла должны отстоять друг от друга таким образом, чтобы расстояние между их осями было не менее трехкратной толщины стенки, но не менее 100 мм.

При сварке труб наружным диаметром более 100 мм с про-

дольным сварным швом смещение осей швов в месте стыка должно быть не менее трехкратной толщины, но не менее 100 мм. На трубы с наружным диаметром менее 100 мм это требование не распространяется.

В порядке исключения при сварке труб с двухсторонним продольным швом допускается располагать продольные швы по одной оси при условии контроля всех мест пересечения продольных и поперечных швов ультразвуковой дефектоскопией или просвечиванием.

При изготовлении или ремонте сосудов пересечение сварных швов, выполненных ручной сваркой, не допускается. Сварные швы на деталях сосудов должны быть смещены по отношению друг к другу на двухкратную толщину наиболее толстого стыкуемого листа, но не менее чем на 100 мм. Это требование не распространяется на швы, выполненные автоматической или полуавтоматической сваркой.

При сварке днищ сосудов из нескольких листов с расположением сварных швов по хорде расстояние от оси сварного шва до центра днища должно быть не более 20% диаметра днища. Круговые швы должны находиться от центра днища на расстоянии не более 25% диаметра; это требование не распространяется на днища шаровой формы.

Если нижняя часть горизонтального сосуда малодоступна для осмотра, то продольные сварные швы не должны располагаться в пределах центрального угла нижней части корпуса, равного 140°.

В местах приварки опор происходит концентрация напряжений от передаваемых нагрузок. Расстояние от края шва приварки опоры до края шва на корпусе или днище сосуда должно быть не менее толщины стенки сосуда.

В гибах труб действуют дополнительные напряжения из-за утонения стенки при гибке и овальности сечения. В сварных швах имеет место неоднородность свойств металла. В ряде случаев в зоне сплавления или в зоне термического влияния сварки понижена деформационная способность металла или его прочность. Поэтому не допускается расположение поперечных сварных швов на гнутых участках труб котлов и трубопроводов. Расстояние от начала загругления гиба до оси поперечного сварного шва на трубах поверхностей нагрева должно составлять не менее наружного диаметра трубы, но в то же время оно должно быть не менее 50 мм, на трубопроводах это расстояние должно быть не менее 100 мм.

На трубопроводах не допускается вваривать штуцера и дренажные трубы в сварные швы и в гибы, не допускается также приварка бобышек и креплений в этих местах. В порядке исключения можно вварить в гиб одну трубу или штуцер с внутренним диаметром не более 20 мм. На сварных соединениях или в

их зоне термического влияния в порядке исключения можно размещать отдельные отверстия диаметром до 5 мм для приварки труб или штуцеров измерительных устройств.

Разрешается применение штампосварных колен и развилок с двумя продольными швами при условии контроля всех сварных соединений ультразвуковой дефектоскопией или просвечиванием. Сварные секторные колена могут применяться только на трубопроводах третьей и четвертой категорий.

В тех случаях, когда сварные соединения трубопроводов должны быть проконтролированы ультразвуковым методом, длина свободного прямого участка трубы или другого элемента в каждую сторону от оси шва должна быть в зависимости от толщины стенки (s) не менее:

При толщине до 15 мм включительно	100 мм;
Свыше 15 до 30 мм	$5s+25$ мм;
Свыше 30 до 36 мм	175 мм;
Свыше 36 мм	$4s+30$ мм

При вварке в трубопровод крутозагнутых и штампосварных колен допускается расположение поперечных сварных швов около начала закругления; также разрешается сварка крутозагнутых колен без прямых участков между собой.

Около кромок отверстий в барабанах, камерах или днищах возникает концентрация напряжений. Поэтому расстояние от кромки отверстия до ближайшего сварного шва должно быть, как правило, не менее 0,9 диаметра отверстия как в случае приварки патрубка или трубы, так и в случае развальцовки.

В сварном шве или в зоне термического влияния барабана или камеры разрешается располагать только единичные отверстия для приварки труб или штуцеров.

При сварке патрубков, штуцеров или отводов (угловых сварных соединений) расстояние от наружной поверхности элемента до начала гиба или до оси поперечного стыкового сварного шва должно быть не менее 50 мм, если привариваемая труба с наружным диаметром до 100 мм; если же диаметр трубы более 100 мм, то это расстояние должно быть не менее 100 мм.

В месте перехода от выпуклой части днища к цилиндрической возникают дополнительные изгибные напряжения. При нагружении дополнительным изгибающим моментом сварное соединение снижает несущую способность. Поэтому расстояние от оси стыкового сварного шва до начала закругления днища или другого отбортованного элемента должно быть не менее 25 мм при толщине стенки отбортованного элемента до 10 мм; оно должно быть не менее $s+15$ мм при толщине отбортованного элемента (s) от 10 до 20 мм; если толщина отбортованного элемента превышает 20 мм, то это расстояние должно быть не менее $0{,}5s+25$ мм. Для днищ, изготавливаемых по стандартам,

расстояние от оси сварного соединения до начала закругления днища должно быть определено в стандарте.

3.2. Электродуговая сварка

Основной способ сварки в монтажных и ремонтных условиях — ручная электродуговая сварка плавящимся электродом с защитным покрытием.

Электрическая дуга возбуждается между кромкой свариваемой детали и металлическим стержнем электрона. Основные параметры, определяющие технологические свойства дуги: сила тока, напряжение на дуге и ее длина. Для горения сварочной дуги в воздухе необходимо напряжение 18—30 В. Но для возбуждения дуги в неионизированном воздухе требуется большее напряжение. Поэтому зажигание дуги производят путем короткого замыкания сварочной цепи, т. е. путем прикосновения конца электрода к свариваемой детали. Затем электрод быстро поднимают и держат на расстоянии, равном длине дуги.

Длина дуги существенно влияет на процесс формирования сварного шва и его качество. Лучшее качество достигается при короткой дуге. При длинной дуге происходит обогащение металла шва кислородом и азотом воздуха. Шов получается пористым. Поверхность его неровная. Металл сильно разбрызгивается. Работа короткой дугой требует более высокой квалификации сварщика.

Электроды для ручной электродуговой сварки выпускаются с тонким или стабилизирующим покрытием (тонкообмазанные) и с толстым защитным покрытием (толстообмазанные). Тонкое стабилизирующее покрытие не обеспечивает защиты расплавленного металла от азота и кислорода воздуха. Механические свойства сварных соединений, выполненных этими электродами, низкие.

Для сварки элементов объектов Котлонадзора, работающих под давлением, применяются толстообмазанные качественные электроды. Покрытие электрода этого типа предназначено для ионизации газов и стабилизации горения дуги, а также для защиты капель и ванны расплавленного металла от кислорода и азота воздуха. Растворение этих элементов в металле резко ухудшает пластические свойства металла шва. Растворение газов в металле может происходить вплоть до его затвердевания. Кислород дает с железом соединения FeO, Fe_3O_4 и Fe_2O_3.

Закись железа растворяется в металле. Высшие оксиды восстанавливаются углеродом, марганцем и кремнием, содержащимися в электродной проволоке, покрытии электрода и ванне. Происходит выгорание этих примесей в металле шва. На поверхности сварочной ванны реакция окисления продолжается, несмотря на протекающие внутри ванны реакции раскисления.

Насыщение металла азотом воздуха происходит путем образования нитридов металла и нитридов кислорода, которые растворяются в жидком металле.

Для уменьшения содержания азота и кислорода в металле шва обеспечивают повышенное содержание элементов-раскислителей: марганца и кремния. Покрытие электродов, плавясь, дает шлак, защищающий от окисления как при переносе капелек с электрода в ванну жидкого металла, так и в самой ванне. Толщина покрытия на толстообмазанных электродах составляет около 2 мм.

В состав покрытия входят газообразующие, шлакообразующие и легирующие вещества и раскислители.

Качество и производительность ручной электродуговой сварки зависят в значительной степени от правильного выбора электродов.

Покрытие обычно наносится на стержень электрода путем опрессовки.

Покрытия электродов могут быть рудно-кислые, фтористо-кальциевые, рутиловые и органические.

Рудно-кислые покрытия содержат оксид железа, марганца, кремния, иногда титана. Для создания газовой защиты жидкого металла в них вводят органические вещества. Для раскисления металла применяют добавку ферромарганца. Преимущество этих покрытий — относительная дешевизна сырья и простота изготовления. Это позволяет производить сварку на переменном токе, допускается применение форсированных режимов сварки. Качество сварного соединения относительно слабо зависит от увлажнения покрытия, наличия ржавчины на соединяемых деталях, а также от удлинения сварочной дуги. Недостатки рудно-кислых покрытий: токсичность марганцовистых соединений, переходящих в воздух при сварке; большое разбрызгивание металла; пониженная стойкость металла шва против образования горячих кристаллизационных трещин, невысокое качество наплавленного металла.

Фтористо-кальциевые покрытия состоят из карбонатов кальция и магния и плавикового шпата. Покрытия позволяют легировать металл в широких пределах и обеспечить в нем минимальное содержание вредных примесей. Качество шва существенно ухудшается при увлажнении покрытия, наличии ржавчины и следов масла на соединяемых деталях. Электроды сложны в изготовлении. Шлак хуже отделяется от шва, чем при сварке электродами других типов. Устойчивость горения дуги невысокая. Как правило, сварка возможна только на постоянном токе.

Покрытия рутилового типа состоят из рутила (минерала, содержащего более 90% окиси титана), алюмосиликатов, карбонатов кальция и магния, органических соединений и ферросплавов. Электроды обладают хорошими технологическими качествами. Дают металл шва хорошего качества.

Органические покрытия содержат оксицеллюлозу, рутил или двуоксид титана, железный порошок, ферросплавы, силикаты магния и алюминия и другие компоненты.

При сварке легированных сталей легирующие элементы могут вводиться как в состав металлического стержня электрода, так и в состав покрытия.

При сварке высоколегированных нержавеющих и жаропрочных сталей применяются электроды, стержни которых имеют состав, близкий к составу свариваемых деталей.

Для маркировки электродов применяется кодовое буквенно-цифровое обозначение.

Для проверки качества электродов каждой изготовленной партии производят сварку пробных пластин, из которых вырезают образцы для контроля механических свойств и структуры металла шва.

Проследим, как формируется металл шва, какие изменения

структуры происходят в околошовной зоне и как структура металла шва влияет на механические свойства и надежность сварных соединений.

Процесс кристаллизации жидкого металла сварного шва при дуговой сварке подчиняется общим законам кристаллизации металлов, т. е. протекает путем зарождения центров кристаллизации и роста кристаллов. Специфика заключается в большой скорости процесса. Скорость охлаждения сварного шва исчисляется обычно десятками и сотнями градусов в секунду. Кристаллизация протекает на готовых центрах кристаллизации, которыми служат оплавленные кристаллиты основного металла, ограничивающие ванну жидкого металла.

Рассмотрим кристаллизацию однослойного шва, полученного за один проход на деталях из углеродистой стали.

Под воздействием электрической дуги происходит расплавление электродного металла, а также части основного металла. Источник нагрева — дуга — перемещается вдоль шва. Как только отвод теплоты в глубь основного металла превысит приток теплоты от источника нагрева, начинается кристаллизация.

На каждом частично оплавленном зерне основного металла вырастает группа одинаково ориентированных дендритов (древовидных кристаллов), срастающихся в столбчатый кристаллит. Направление осей дендритов совпадает с направлением отвода теплоты. Обычно они растут перпендикулярно границе раздела твердой и жидкой фазы в направлении к источнику теплоты. Столбчатые кристаллы достигают значительных размеров.

При сварке углеродистой стали, которую производят обычно без подогрева, у корня шва располагаются наиболее мелкие дендриты. Крупные дендриты находятся в верхней части шва. В процессе кристаллизации дендриты сталкиваются, взаимно тормозя рост.

Поверхность сварного шва при электродуговой сварке имеет характерное чешуйчатое строение, которое связано с прерывистым характером кристаллизации. В начальный момент кристаллизация протекает весьма интенсивно из-за сильного переохлаждения. Этот процесс сопровождается выделением теплоты. Если приток теплоты от источника нагрева и от фронта кристаллизации превышает отвод теплоты в глубь основного металла, то кристаллизация приостанавливается. Образуется временная граница раздела между твердым и жидким металлом. Чем больше скорость охлаждения, тем резче выражен прерывистый характер кристаллизации. При медленном охлаждении перерывов кристаллизации не получается и слои в наплавленном металле отсутствуют. Швы с малым поперечным сечением охлаждаются резче, и поэтому слоистое строение выражено в них сильнее, чем в швах с большим поперечным сечением.

После перерыва кристаллизация начинается из оплавленных концов дендритов нижнего, закристаллизовавшегося ранее слоя. Если условия теплоотвода в обоих слоях одинаковы, то направления роста дендритов совпадают. Если же условия теплоотвода изменились, то направление роста дендритов также изменяется. Создается впечатление, что дендрит изгибается. На самом деле такой «изгибающийся» дендрит состоит из нескольких кристаллов с различным направлением главных осей дендритов.

Металл сварного шва химически неоднороден. Хотя кристаллизация протекает очень быстро, диффузионные процессы, связанные с различной растворимостью углерода и примесей в жидком и твердом металле, успевают развиться, так как высокая температура обусловливает большую диффузионную подвижность атомов.

Растворимость углерода и других примесей в жидкой стали значительно выше, чем в твердой. Когда металл расплавляется и образуется жидкая ванна, в нее устремляются углерод, фосфор и сера. Тонкий слой основного металла, примыкающий к жидкой ванне, обедняется примесями. Жидкий металл по границе с твердым насыщается ими. Когда начинается кристаллизация, тонкий слой кристаллов, образовавшихся из жидкости с повышенной концентрацией примесей, захватывает эти примеси. За этим слоем расположен слой, содержание примесей в котором приблизительно равно среднему содержанию их в жидком металле сварочной ванны. Третий слой примыкает к временной границе раздела между жидким и твердым металлом, образующейся при перерыве кристаллизации. Из него примеси успевают продиффундировать в жидкий металл. В слое, примыкающем к временной границе раздела, содержание примесей снижается, а в жидком металле — повышается. Таким образом, каждая чешуйка металла сварного шва состоит из трех слоев: нижнего — с повышенным содержанием примесей, среднего — с нормальным средним содержанием примесей и верхнего, обедненного примесями.

Получению чешуйчатого строения сварного шва способствует также прерывистый характер подвода теплоты от источника нагрева к фронту кристаллизации.

Свойства металла шва, как и любого металла, определяются его химическим составом и структурой. Механические свойства сварного шва зависят в большой степени от первичной кристаллической структуры, т. е. структуры, образующейся при переходе металла из жидкого состояния в твердое. При медленном охлаждении образовавшиеся в жидкой ванне кристаллы аустенита выделяют феррит, а оставшийся после образования феррита аустенит с повышенным содержанием углерода переходит в перлит. Из осей первого порядка дендритов, содержащих меньше углерода и примесей, образуются зерна феррита. Дендрит дробится на несколько зерен. Зерна перлита получаются из периферийных слоев дендритов и междендритных прослоек. Феррито-перлитная структура сварного шва называется вторичной, так как она образовалась в процессе вторичной кристаллизации из аустенита.

В процессе первичной кристаллизации сварного шва желательно получить мелкозернистую структуру с незначительной химической неоднородностью. Металл с такой структурой отличается высокой прочностью и пластичностью.

Быстрое охлаждение в интервале 300—200° С, особенно при сварке легированных сталей, может привести к частичной или полной закалке металла шва на мартенсит. В результате образования хрупкого мартенсита, имеющего больший объем, чем перлит или феррит, в сварном шве возникают напряжения, которые могут привести к образованию трещин. Эти трещины называют

холодными, так как они образуются при относительно низких температурах.

Наличие неравновесных структур закалки крайне нежелательно с точки зрения работоспособности сварного соединения при высоких температурах. Поэтому при сварке деталей из легированных сталей, склонных к подкалке, а также массивных элементов из углеродистой стали, когда имеет место интенсивный отвод теплоты от сварочной ванны, необходимо производить предварительный и сопутствующий подогрев. Так, при сварке труб из сталей 20 и 15ГС при толщине стенки более 32 мм и температуре окружающего воздуха выше нуля необходим подогрев до 200—250° С. При сварке труб с толщиной стенки более 10 мм из сталей 16М, 12МХ и 15ХМ в тех же условиях требуется подогрев до 250—300° С, а труб из сталей 12Х1МФ, 15Х1М1Ф, 12Х2МФБ и 12Х2МФСР — до температуры 300—350° С.

При проведении сварочных работ на открытых монтажных площадках место сварки должно быть хорошо защищено со всех сторон от ветра, сквозняков, дождя и снега. Для замедленного охлаждения сварные стыки низколегированных сталей после сварки необходимо обкладывать теплым песком или листами асбеста до полного остывания сварного стыка.

Если при остывании сварного шва происходит интенсивный встречный рост дендритов, оттесняющих жидкий металл с повышенным содержанием примесей в среднюю часть шва, то по линии встречи фронтов кристаллизации может образоваться плоскость слабины. В этом месте скапливаются примеси, сцепление между кристаллами получается ослабленным и металл легко разрушается. Поэтому путем правильного выбора формы разделки кромок и режима сварки стремятся обеспечить такой характер процесса кристаллизации, чтобы плоскость слабины вытеснялась в усиление сварного шва.

В интервале от 1400 до 950° С в сварном шве могут образовываться так называемые горячие трещины, которые сравнительно часто встречаются при сварке легированных сталей. Причина образования горячих трещин заключается в неоднородности состава и свойств кристаллов металла шва при высоких температурах. Средняя часть дендрита состоит из более тугоплавких и более прочных при высоких температурах составляющих.

Легкоплавкие примеси оттесняются на периферию дендритов и в междендритные промежутки. Металл по границам дендритов может либо находиться в жидком состоянии, либо, если кристаллизация закончилась, отличаться пониженной прочностью и пластичностью. При возникновении растягивающих напряжений, превышающих временное сопротивление, по границам дендритов возникают горячие трещины. Это очень опасный дефект сварного шва, который может привести к внезапному хрупкому разрушению в эксплуатации.

В сварных швах наблюдаются обычно неметаллические включения: оксиды, сульфиды, нитриды и частицы шлака. Источниками их служат обмазка электродов, флюсы и продукты металлургических реакций, происходящих в жидком металле. При нормальном протекании сварочного процесса неметаллические включения удаляются в основном в корку шлака, покрывающего сварной шов. Однако часть их застревает между ветвями быстрорастущих дендритов.

Шлаковые включения могут образовываться из оксидов Al_2O_3 и SiO_2, которые, взаимодействуя с MnO и FeO, дают сложные легкоплавкие соединения. Эти включения имеют округлую форму и при небольшом содержании в металле шва практически не оказывают влияния на его прочность.

Сернистые включения образуются в основном серой, переходящей в металл шва из электродных покрытий и флюсов (руды, жидкого стекла и др.).

В условиях высоких температур сварочной ванны сульфид марганца распадается с образованием сульфида железа, располагающегося в дальнейшем по границам дендритов и способствующего образованию горячих трещин. Монтажные сварные стыки экономайзерных труб, содержащие повышенное количество серы, склонны к образованию сквозных свищей.

В металле сварных швов можно обнаружить небольшие газовые раковины с относительно гладкой поверхностью и усадочные поры. Последние могут иметь округлую или вытянутую форму. Иногда они образуют большие скопления. Источником газов служат реакции, происходящие в металле, и газы, растворившиеся в металле при высоких температурах и выделяющиеся при его остывании. Образование газовых раковин может быть вызвано повышенной влажностью электродных покрытий и флюсов, окисленной поверхностью свариваемых кромок, применением присадочной проволоки с окисленной поверхностью и т. д. Повышение вязкости шлака вызывает увеличение давления газов в раковинах и уменьшение размеров раковин.

В процессе электродуговой или газовой сварки происходит нагрев основного металла, вызывающий оплавление кромок и перекристаллизацию металла в зоне теплового влияния сварки. Большая часть теплоты от источника нагрева отводится в металл. Меньшая часть рассеивается в окружающую среду.

Рассмотрим строение однопроходного сварного шва двух деталей из углеродистой стали (рис. 3.2, *а*). Проанализируем, как строение шва и околошовной зоны влияет на механические свойства сварного шва и его эксплуатационную надежность.

Ванна расплавленного металла граничит с частично оплавленным. Ранее мы проследили превращения, которые происходят в расплавленном металле при остывании.

На упрощенной диаграмме состояния железо — углерод

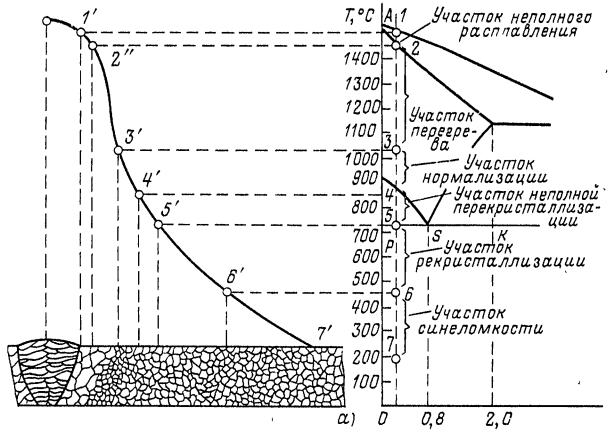


Рис. 3.2. Строение однопроходного сварного соединения углеродистой стали: *а* — схема кристаллического строения металла сварного соединения и максимальные температуры, достигаемые в соответствующих зонах при сварке; *б* — диаграмма состояний железо-углерод (цифры на кривой максимальных температур отражают соответствующие критические точки, обозначенные теми же цифрами на диаграмме состояний железо-углерод).

(рис. 3.2, *б*) температурный интервал участка неполного расплавления обозначен цифрами *1—2*.

На участке *1—2* происходит сильный рост зерна. Наблюдается большая химическая неоднородность. Часть зерен и пограничные участки других рядом расположенных зерен перешли в жидкое состояние. В жидкий металл устремились углерод и примеси. После быстрого снижения температуры зафиксирована химическая неоднородность, полученная при нагреве в интервале температур между началом и концом кристаллизации. Ширина зоны частичного оплавления относительно невелика (0,1—0,5 мм) и зависит от погонной энергии дуги.

На участке *2—3* температура изменялась от температуры конца кристаллизации до температуры перегрева при нормализации. Тепловой цикл сварки вызвал в этой области значительный рост зерна. Этот участок бывает сильнее развит у швов, имеющих большое сечение и сваренных с большой погонной энергией. Ширина участка перегрева в швах большого сечения при однопроходной сварке может достигать 3—4 мм. На этом участке иногда можно наблюдать пластинчатые выделения феррита — видманштеттову структуру. Структура образуется в малоуглеродистой стали и стали 15ГС при охлаждении от температуры, значительно превышающей температуру Ar_3, со скоростью 25—50 °С/с. Такая структура в металле нежелательна, так как она снижает его пластичность.

Зерно кипящей малоуглеродистой стали склонно к росту, поэтому в сварных соединениях из нее участок с крупным зерном более широкий, чем в аналогичных соединениях из спокойной

и полуспокойной стали. Наследственно мелкозернистые низколегированные жаропрочные стали имеют слабо развитый участок с разросшимся зерном или этот участок отсутствует совсем. Это объясняется тем, что зерно аустенита не склонно к росту. Очень сильный рост зерна в околошовной зоне наблюдается у хромистых нержавеющих сталей ферритного класса.

Участок *3—4* — участок нормализации. На этом участке температура изменяется от температуры, превышающей температуру Ar_3, на 100—150° С до температуры Ar_3. Непродолжительный нагрев в этом интервале температур вызывает измельчение зерна. Металл участка нормализации обладает повышенными механическими свойствами при комнатной температуре. Ширина его составляет от 0,2 до 4—5 мм.

На участке *4—5* температура изменялась от температуры Ar_3 до температуры Ar_1. Здесь произошла частичная перекристаллизация. В первую очередь превращение захватывает перлитные зерна; они и часть ферритных зерен превращались в аустенит. При последующем охлаждении остались неизмельченные ферритные зерна, не претерпевшие превращения при нагреве, и измельченные зерна квазиэвтектоида с пониженным содержанием углерода. Обычно ширина этой зоны находится в пределах от 0,1 до 5 мм.

Участок *5—6* — участок рекристаллизации существует только у наклепанной стали. Раздробленные и вытянутые при пластической деформации зерна в интервале от 450 до 727° С стремятся принять равноосную форму. При температурах 650—727° С может произойти собирательная рекристаллизация, приводящая к росту зерна. Участок рекристаллизации сохраняет текстуру (строчечное расположение рядов зерен феррита и перлита вдоль направления прокатки). Ширина этого участка 0,1—5 мм.

Участок *6—7* называется участком синеломкости. Здесь температура изменяется от 400 до 200° С. При этих температурах стали склонны к старению. По границам зерен скапливаются нитриды и карбиды, в результате этого снижается пластичность стали. Обычные металлографические методы не позволяют обнаружить указанные скопления. У сталей, не склонных к старению, участок синеломкости отсутствует.

Нагрев стали ниже 200° С не вызывает изменений структуры и свойств.

Участок свариваемого металла, претерпевший изменения структуры и свойств под воздействием термического цикла сварки, называется зоной термического влияния.

Под воздействием термического цикла сварки особенно заметные изменения происходят в структуре и свойствах термически упрочняемых сталей, таких, как 12Х1МФ, 12Х2МФСР, 15Х1М1Ф, и в околошовной зоне может происходить либо подкалка с образованием структур повышенной твердости, либо

полная или частичная закалка на мартенсит. При выборе режимов сварки таких сталей стремятся избежать резкой закалки и перегрева металла в околошовной зоне. Но в любом случае при сварке термически упрочняемых сталей образуется жесткая прослойка. Схематическое распределение твердости в металле околошовной зоны показано на рис. 3.3.

В то же время участок, нагреваемый до температуры несколько ниже температуры Ar_1 (температура начала фазовой перекристаллизации обычно 760—790° С) резко разупрочняется. Здесь образуется так называемая мягкая прослойка.

В заключение необходимо отметить, что рассматриваемая схема условна и применима лишь для качественной оценки превращений в зоне термического влияния. Диаграмма железо — углерод построена для медленно протекающих равновесных процессов. Быстрые нагревы и охлаждения будут приводить к запаздыванию превращений при нагреве и охлаждении в зоне термического влияния.

Сварку деталей больших толщин производят в несколько слоев. Перед наложением каждого последующего слоя поверхность тщательно зачищают от шлака.

При наложении последующего слоя расположенный ниже затвердевший слой нагревается теплотой сварочной ванны. Небольшая часть нижнего слоя оплавляется. Этим обеспечивается сплавление слоев. Примыкающие слои металла предыдущего слоя претерпевают при этом полную перекристаллизацию с измельчением зерна. Происходит их нормализация. Слои, отстоящие несколько дальше, претерпевают частичную перекристаллизацию. Это способствует маскировке характерного дендритного строения наплавленного металла и ослаблению отрицательного влияния дендритной неоднородности на свойства металла. Механические свойства перекристаллизованных и примыкающих к ним слоев улучшаются; снижается их твердость и повышается пластичность. Уменьшаются остаточные напряжения, возникшие

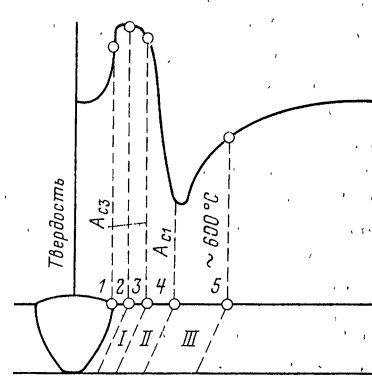


Рис. 3.3. Схема изменения твердости металла околошовной зоны сварного соединения термически упрочняемых сталей перлитного класса:
I — участок закалки, *II* — участок неполной закалки; *III* — участок переотпуска

в процессе сварки. Литую структуру в чистом виде сохраняют только верхние слои, расположенные в усилении сварного шва.

Рассмотрим особенности кристаллизации и формирования структуры металла шва в высоколегированных нержавеющих и жаропрочных аустенитных сталях.

Структура наплавленного металла сварного шва может состоять из чистого аустенита или из аустенита с небольшим количеством феррита. Чисто аустенитная структура обеспечивает более высокую длительную прочность и лучшую коррозионную стойкость, чем аустенито-ферритная. Однако сварные стыки с ферритной составляющей менее склонны к образованию горячих трещин. Поэтому для сварки труб из сталей аустенитного класса в настоящее время применяются электроды, обеспечивающие в наплавленном металле структуру аустенита с небольшим количеством феррита.

На оплавившихся зернах основного металла, так же как и в ванне жидкого металла перлитной стали, в процессе застывания образуются дендриты. На одном зерне основного металла вырастает несколько дендритов с параллельными осями. Переплетаясь, они образуют как бы один кристаллит, который растет очень быстро, так как имеется интенсивный теплоотвод. Чем крупнее зерна основного металла, тем крупнее дендриты шва. В сварном шве наблюдается микроскопическая межзеренная и внутризеренная химическая неоднородность. Чем больше скорость охлаждения и быстрее протекает кристаллизация, тем сильнее выражена эта неоднородность. При медленном охлаждении зона химической неоднородности сглаживается за счет диффузии.

Структура сварного шва, содержащая δ-феррит, образующийся при первичной кристаллизации из жидкого раствора, более мелкозернистая, чем в шве с чисто аустенитной структурой.

Процесс первичной кристаллизации сварочной ванны аустенитного шва носит периодический характер. Сварной шов имеет чешуйчатое строение. Дендриты нижней чешуйки служат основой для роста дендритов следующей чешуйки. Обычно слой имеет четкое транскристаллитное строение. Наличие ферритной составляющей нарушает правильные столбчатые ряды дендритов и способствует получению дезориентированной структуры. Дендриты и межкристаллитные прослойки получаются тоньше. Швы с измельченной дезориентированной аустенито-ферритной структурой обладают высокой стойкостью против образования горячих трещин и устойчивы против межкристаллитной коррозии.

Структура наплавленного металла зависит от химического состава. Углерод, никель, марганец, азот, медь и кобальт — элементы, повышающие устойчивость аустенита в стали; они

способствуют получению однофазного металла шва или уменьшению содержания феррита.

Влияние углерода эффективно, примерно в десять раз сильнее никеля. Но повышение содержания углерода способствует выпадению карбидов и, следовательно, уменьшению коррозионной стойкости сварного шва. В сталях аустенитного класса, применяемых для изготовления паропроводов и поверхностей нагрева котлов, содержание углерода не превышает 0,12 %.

Азот оказывает сильное аустенизирующее действие и способствует измельчению структуры наплавленного аустенито-ферритного металла. В сварных швах со структурой аустенита азот не измельчает структуры. Марганец и кобальт, являясь аустенитообразующими элементами, действуют слабее никеля.

Ферритообразующие элементы увеличивают процентное содержание феррита в наплавленном металле. По эффективности влияния на ферритообразование элементы можно расположить в следующий убывающий ряд: алюминий, титан, ванадий, кремний, цирконий, ниобий, вольфрам, молибден.

В сварных швах со структурой аустенита из-за высокой стабильности его, как правило, отсутствует вторичная кристаллизация.

При первичной кристаллизации получается структура, сохраняющаяся в основном до комнатной температуры. Вторичная кристаллизация проявляется лишь в выделении вторичных карбидов, выпадающих из-за уменьшения растворимости углерода при снижении температуры, и вторичного феррита, образующегося в результате частичного фазового превращения, захватывающего небольшой участок металла шва. Вторичная структура сварного шва стали аустенитного класса подчеркивает картину первичной кристаллизации.

На рис. 3.4 схематически показано строение однопроходного сварного соединения стали аустенитного класса, выполненного электродуговой сваркой.

Строение околошовной зоны стали аустенитного класса проще, чем углеродистой или низколегированной перлитной стали. На участке, обозначенном на схеме цифрой 3, происходит нагрев от солидуса приблизительно до 1200° С, вызывающий рост зерна. Однако процесс протекает не очень интенсивно даже при сварке с высокой погонной энергией и происходит за счет поглощения крупными зернами более мелких. В стали 08Х18Н10Т на участках, примыкающих непосредственно к зоне сплавления, возможно выпадение δ-феррита. По границам жидкой и твердой фаз наблюдается интенсивная диффузия, приводящая к перемещению хрома, титана, ниобия, кремния и других ферритообразующих элементов.

На участке, нагретом тепловым циклом сварки от 400 до 850° С, возможно выпадение карбидов из аустенита по гра-

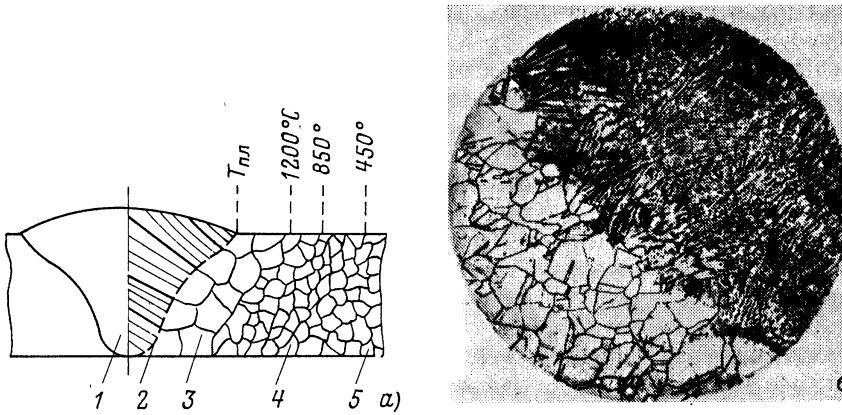


Рис. 3.4. Строение однопроходного стыкового сварного соединения аустенитной стали:
а — схема строения, *1* — металл шва, *2* — линия сплавления; *3* — участок роста зерен; *4* — участок, на котором возможно выпадение вторичных карбидов; *5* — основной металл; *б* — микроструктура сварного соединения стали 12Х18Н9Т, ×100 (слева внизу основной металл, справа вверху — металл шва, имеющий дендритное строение)

ницам зерен и двойников. Основной металл при нагреве ниже 450° с никаких изменений не претерпевает.

В многослойных швах сталей аустенитного класса часто можно наблюдать ярко выраженную транскристаллизацию — дендриты нижних слоев служат центрами кристаллизации для дендритов верхних слоев; так образуются сплошные цепочки кристаллов. Для устранения транскристаллизации в них проводят чеканку (проволоку) нижележащих слоев. В результате пластической деформации измельчается зерно в подкладке, из которой разрастаются дендриты в сварочной ванне, и уменьшается размер самих дендритов.

В сварных стыках аустенитных сталей, особенно при больших толщинах свариваемых деталей, могут возникать горячие и холодные трещины.

Горячие трещины образуются в процессе первичной кристаллизации сварочной ванны, они проходят по границам зерен. Трещины, выходящие на поверхность шва, заполнены шлаком. Это свидетельствует о том, что трещины образуются при температуре выше 1200° С, когда шлак еще жидкий.

При кристаллизации и охлаждении сварочной ванны из-за усадки металла и неравномерного прогрева в металле сварного шва возникают растягивающие напряжения. Усадка сталей аустенитного класса и коэффициент линейного расширения их больше, чем у углеродистой или низколегированной стали (в 1,5—2 раза в зависимости от температуры). Поэтому напряжения, возникающие при кристаллизации и охлаждении сварного шва таких сталей, тоже высокие.

При быстрой кристаллизации сварочной ванны благодаря резкому охлаждению наблюдается внутризеренная и, особенно, межзеренная ликвация. В конечный момент кристаллизации, когда жидкого металла остается мало, в нем сосредоточивается много относительно легкоплавких примесей. Так как кристаллизация протекает в неравновесных условиях, содержание примесей может быть значительно большим, чем ожидается из анализа диаграмм состояния.

Кристаллизация последних прослоек жидкого металла с большим содержанием легкоплавких компонентов может растянуться на относительно большой интервал температур. Если при этом возникнут растягивающие напряжения, приводящие к взаимному смещению кристаллов, а жидкого металла для заполнения промежутка между кристаллами не хватает, то образуется горячая трещина и она может иметь как микроскопические, так и макроскопические размеры.

В сварных соединениях углеродистых, низколегированных и аустенитных сталей в результате неодновременности перехода жидкого металла сварочной ванны в твердое состояние и неравномерного нагрева околошовной зоны возникают внутренние напряжения. В сварных соединениях углеродистых и низколегированных сталей внутренние напряжения могут быть вызваны также неодновременным превращением аустенита в феррит и перлит по высоте и длине шва и местной подкалкой. Эти превращения сопровождаются изменениями объема металла.

Внутренние напряжения могут приводить к короблению сварных стыков при сварке листовых заготовок для штамповки, днищ, при сварке металлоконструкций каркасов и т. д. В сварных стыках трубопроводов остаточные напряжения могут вызвать холодные трещины.

Для устранения остаточных сварочных напряжений и получения более равномерных механических свойств металла сварных швов проводят их термическую обработку.

3.3. Автоматическая сварка под слоем флюса

Основными недостатками ручной электродуговой сварки являются относительно невысокая производительность и неоднородность сварного шва по длине. Качество шва в большой степени зависит от квалификации сварщика. Этих недостатков практически лишена автоматическая сварка под слоем флюса, она широко используется в процессе изготовления объектов Котлонадзора и редко в процессе монтажа и ремонта.

При автоматической сварке образование сварного шва происходит под слоем флюса — крупногранулированного порошка, обеспечивающего защиту металла ванны от кислорода и азо-

та воздуха, раскисление жидкого металла и формирование наружной поверхности шва. Дуга утоплена под слоем флюса толщиной 50—60 мм и горит в газовом пузыре, который образуется в результате горения дуги. Сварка производится голой электродной проволокой, которая подается специальной сварочной головкой при помощи роликов из бухты. Перемещение электрода вдоль шва осуществляется сварочной головкой с равномерной скоростью. При автоматической сварке происходит глубокое проплавление основного металла.

Высокое качество металла шва обеспечивается благодаря тому, что дуга горит в газовом пузыре между электродом и изделием в условиях полной изоляции от атмосферы воздуха. Возникает возможность повысить силу тока и производительность по сравнению с ручной электродуговой сваркой. По мере перемещения дуги вперед по шву отвод теплоты возрастает и металл за дугой начинает кристаллизоваться. Шлак остается жидким до конца затвердевания металла шва и не препятствует удалению газов. Слой расплавленного флюса замедляет охлаждение жидкого металла, способствуя завершению раскисления металла. После затвердевания шлаковая корка легко отделяется от металла, так как обладает коэффициентом линейного расширения, существенно отличным от коэффициента линейного расширения металла.

Процесс формирования металла шва и зоны термического влияния при автоматической и ручной электродуговой сварке принципиальных отличий не имеет.

Автоматическая сварка под слоем флюса при производстве котлов, сосудов и трубопроводов получила наибольшее распространение при сварке углеродистых сталей. Автоматическая сварка под слоем флюса позволяет повысить производительность труда по сравнению с ручной электродуговой сваркой в 5—10 раз. Уменьшаются потери электродной проволоки из-за отсутствия огарков, меньше потери металла на удар и разбрызгивание.

При сварке деталей больших толщин, например барабанов котлов высокого давления, находит применение электрошлаковая сварка, при которой используется теплота, выделяемая во флюсе при прохождении через него электрического тока.

3.4. Аргонодуговая сварка

При сварке труб поверхностей нагрева паровых котлов, трубопроводов и сосудов находит применение ручная и автоматическая аргонодуговая сварка неплавящимся электродом для формирования корня шва с последующим заполнением разделки ручной электродуговой сваркой.

При аргонодуговой сварке источником теплоты служит

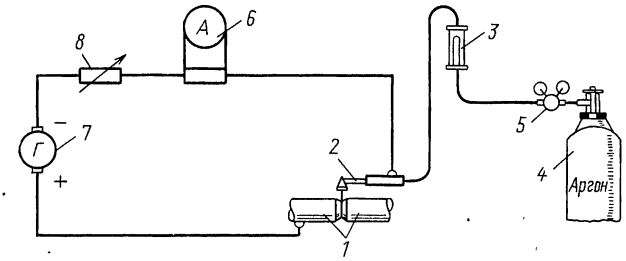


Рис. 3.5. Схема поста ручной аргонодуговой сварки неплавящимся электродом: *1* — свариваемые трубы; *2* — сварочная горелка; *3* — расходомер аргона; *4* — баллон с аргоном; *5* — редуктор, *6* — амперметр; *7* — сварочный генератор постоянного тока, *8* — балластный реостат

электрическая дуга, возбуждаемая между свариваемой деталью и неплавящимся электродом из лантанированной вольфрамовой проволоки (рис. 3.5). Присадочный пруток подается в зону горения дуги. Защита капелек металла, жидкой ванны и вольфрамового электрода осуществляется потоком аргона.

Сварку выполняют постоянным током прямой полярности от стандартного сварочного преобразователя.

Аргон, используемый при сварке, должен быть марки А с чистотой не менее 99,99% при содержании азота не более 0,01%, кислорода — до 0,003% и водяных паров до 0,03 г/м^3.

Аргонодуговая сварка неплавящимся электродом позволяет получить сварные соединения высокого качества при сварке углеродистых и легированных сталей, алюминия и его сплавов и медных сплавов. Аргонодуговая сварка обеспечивает полный провар корня шва с хорошим формированием обратного валика при сварке неповоротных сварных стыков. Зона термического влияния при этом способе сварки минимальная. Легирующие элементы почти не выгорают. Практически отсутствуют шлаковые включения. В результате использования аргонодуговой сварки получаются сварные соединения с хорошим внешним видом и высокими механическими свойствами. Стоимость сварного соединения относительно велика. Этот вид сварки используется для получения ответственных соединений, к надежности которых предъявляют высокие требования.

3.5. Контактная сварка

Неразъемное соединение при контактной сварке получается за счет местного нагрева деталей и сдавливания их. Нагрев осуществляется электрическим током, пропускаемым через детали (рис. 3.6.). Теплота выделяется из-за активного сопротивления участков деталей, по которым проходит электрический ток, и сопротивления зоны контакта между деталями.

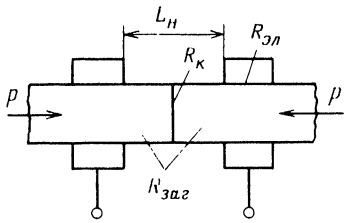


Рис. 3.6. Схема процесса контактной сварки

Сила тока при контактной сварке на сварочных машинах большой мощности достигает десятков и сотен тысяч ампер. Время сварки колеблется от сотых долей секунды до нескольких десятков секунд. Это один из наиболее производительных способов сварки, легко поддается автоматизации.

Рассмотрим процесс контактной сварки на примере получения сварного соединения труб поверхностей нагрева парового котла.

При сварке труб поверхностей нагрева металл в месте контакта сначала оплавляется, а затем сдавливается. Такой способ сварки называют контактной сваркой оплавлением. Оплавившийся на торцах труб металл загрязнен оксидами, при осадке он выдавливается из зазора и образует грат. Сварка осуществляется по очищенной таким образом поверхности контакта стыкуемых труб и сопровождается пластической деформацией нагретых до высокой температуры концов труб. В начальный период сварки перемычки жидкого металла между торцами труб периодически разрываются его парами. Выбрасываются капельки, которые сгорают и образуют снопы искр.

С внутренней поверхности грат удаляют при помощи продувки кислородом (грат сгорает) или прогоняя сжатым воздухом через трубу шар, диаметр которого несколько меньше внутреннего диаметра стыкуемых труб. С наружной стороны грат снимают спциальными клещами с острыми зубьями.

При сварке оплавлением не всегда удается полностью удалить все оксиды из стыка. Включения оксидов ухудшают механические свойства стыков. Особенно опасны твердые тугоплавкие оксиды, которые трудно удаляются в грат. Например, при сварке аустенитной стали образуются тугоплавкие оксиды хрома, которые резко снижают пластичность металла стыка. Поэтому аустенитные стали следует сваривать быстро и оплавлять интенсивно, чтобы оксиды не успели образоваться в большом количестве и чтобы было больше жидкого металла, уходящего в грат и уносящего с собой оксиды.

Легкоплавкие окислы типа гемиоксида железа хорошо удаляются в грат (температура плавления закиси железа приблизительно на 150° ниже температуры плавления железа).

В зоне сплавления происходит обезуглероживание стали. Выгорание углерода сопровождается выделением закиси углерода, углерод восстанавливает закись железа и раскисляет жидкий металл в стыке. Это явление положительное. Однако обезуглероженный слой обладает пониженной прочностью.

При сварке оплавлением труб литую структуру в стыке обнаружить не удается. Но часть оплавленного металла остается. Это видно по располо-

жению оксидов. Литой металл после затвердевания подвергается пластической деформации при осадке. В осажденном металле искривляются волокна. Это может привести к снижению механических свойств стыка. Прочность качественно выполненного стыка контактной сварки обычно не ниже прочности основного металла.

В околошовной зоне термический цикл сварки вызывает изменения, аналогичные тем, которые происходят и при электродуговой сварке. В слое, нагретом значительно выше температуры Ar_3, зерно растет. Обычно из-за быстроты процесса этот рост невелик. Сильнее успевает вырасти зерно в трубах большого сечения, у которых металл дольше находится в интервале от температуры плавления до температуры Ar_3. Часто в этой зоне можно наблюдать видманштеттову структуру с характерными пластинками феррита. В зоне, где происходил нагрев между температурой Ar_3 и температурой Ar_1, вызвавший перекристаллизацию перлита и незатронувший ферритные зерна, происходит измельчение перлитного зерна. Ферритные зерна остаются прежних размеров.

При сварке холоднокатаных и холоднотянутых труб, которые не подвергают последующей термической обработке, происходит сильное разупрочнение за счет рекристаллизации.

Аустенитные стали требуют больших усилий осадки, чем углеродистые, так как обладают большей сопротивляемостью пластическим деформациям при высоких температурах. Для их сварки требуются меньшие токи, чем при сварке углеродистых и низколегированных сталей, из-за высокого удельного сопротивления.

При сварке композитных стыков из аустенитных и перлитных сталей из-за разных теплофизических свойств сталей установочная длина труб из перлитной стали должна быть в 2,5—3 раза меньше. Только при этом условии удается добиться одинакового нагрева. Сварка композитных стыков производится по режимам, принятым для аустенитных сталей. Композитные стыки не подвергают термической обработке.

Один из недостатков контактной сварки труб заключается в невозможности применения неразрушающей дефектоскопии. Как ультразвуковой, так и рентгеновской дефектоскопии мешают наружный и внутренний граты. Поэтому работы ведутся как по изысканию новых методов дефектоскопии контактных сварных стыков, так и по разработке безгратовой сварки.

3.6. Ацетилено-кислородная газовая сварка

При ацетилено-кислородной сварке используется теплота, образующаяся в результате горения ацетилена в кислороде. Основное преимущество этого способа — возможность получения сварных соединений в труднодоступных местах. Но сварные соединения, выполненные ацетилено-кислородной газовой сваркой, менее надежны в эксплуатации по сравнению со стыками,

выполненными различными видами электродуговой сварки. В частности, при газовой сварке труб поверхностей нагрева паровых котлов в эксплуатации относительно часто наблюдались свищи.

Для сварки обычно применяют нормальное пламя, т. е. пламя, образующееся при стехиометрическом соотношении кислорода и ацетилена. Для резки металла используют окислительное пламя, имеющее избыток кислорода.

Ядро ацетилено-кислородного пламени, примыкающее к горелке, имеет форму конуса с закругленным концом и ярко-белой светящейся оболочкой. В ядре происходит неполное сгорание ацетилена с образованием гемиоксида углерода и водорода. Ядро раскисляет ванну жидкого металла. Затем идет зона полного сгорания, она светится менее ярко. Газ в этой зоне состоит из оксида углерода и водорода. Эта зона защищает ванну расплавленного металла от азота и кислорода воздуха. Наиболее высокая температура пламени находится в точке, отстоящей от конца ядра зоны неполного сгорания на 2—4 мм. Здесь температура достигает 3100—3200° С. Этой частью пламени производят нагрев и расплавление металла в процессе сварки. Остальная часть пламени, называемая факелом и обозначенная на рисунке буквой *с*, состоит из диоксида углерода, паров воды и свободного кислорода.

При газовой сварке газосварщик пламенем горелки нагревает кромки свариваемых деталей и расплавляет голую присадочную проволоку. Капли присадочного металла через пламя горелки попадают в сварочную ванну. Для образования сварочного шва сварщик совершает поперечные колебания сварочной горелкой и присадочной проволокой, а также перемещает их вдоль шва.

В процессе газовой сварки расплавленный металл подвергается воздействию продуктов сгорания пламени горелки и может вступить с ними во взаимодействие.

При газовой сварке применяются инжекционные горелки.

Кислород и ацетилен поступают по шлангам к раздольным патрубкам горелки. Соотношение и количество подаваемых газов регулируется клапанами, расположенными на патрубках. Кислород проходит через инжектор в смесительную камеру и, создавая разрежение перед ацетиленовым клапаном, засасывает ацетилен через отверстие в инжекторе. Газы перемешиваются в смесительной камере и через мундштук выходят в атмосферу, где происходит их сгорание с образованием высокотемпературного факела.

Во время работы регулируют поступление кислорода и ацетилена при помощи вентилятора, чтобы пламя было нейтральным. Кислород при соединении с расплавленным металлом вызывает его окисление, а ацетилен — науглероживание. В обоих

случаях произойдет ухудшение качества металла шва. Сварка малоуглеродистых и низколегированных сталей с избытком ацетилена в пламени приводит к образованию трещин в металле шва. Пластичность наплавленного металла резко снижается.

Сварка окислительным пламенем приводит к перегреву металла шва и загрязнению его неметаллическими включениями.

Строгое соотношение газов в сварочном пламени в течение рабочей смены трудно выдержать.

Ацетилен должен быть чистым. Содержание фосфористого водорода в нем не должно превышать 0,08%, а сернистых соединений в пересчете на сероводород — 0,15%.

Кислород должен быть только сорта А, чистотой не менее 99,2%.

Состав присадочной проволоки обычно близок к составу свариваемых деталей.

Каждая партия проволоки должна иметь сертификат с указанием завода-изготовителя, марки стали, диаметра проволоки, номера плавки и химического состава. К каждому мотку проволоки должна быть прикреплена металлическая бирка с наименованием завода-изготовителя, номера плавки, диаметра и марки проволоки. При отсутствии бирки проверяют химический состав проволоки и механические свойства металла шва.

Важно, чтобы проволока имела чистую поверхность, без окалины, ржавчины, масла и грязи и производят очистку проволоки наждачной шкуркой.

Присадочная проволока во всех случаях до ее использования в качестве материала для сварки объектов Котлонадзора должна быть проверена на технологичность опытным сварщиком в условиях, аналогичных производственным по характеру свариваемых материалов и типу сварного соединения. При сварке проволока должна спокойно плавиться, не давая брызг и не образуя пор на поверхности шва. Механические свойства шва проверяют на материале двух пластин из малоуглеродистой стали, сваренных встык.

При газовой сварке труб поверхностей нагрева применяются V-образная симметричная разделка кромок с общим углом раскрытия 80—90% и притуплением 0,5 —1 мм. Сборку осуществляют с зазором 1,5—2 мм.

Заполнение шва производится в 2—3 слоя, что повышает эксплуатационную надежность сварных соединений (снижается вероятность образования крупных газовых пор, трещин и свищей).

Особенность сварного соединения, выполненного газовой сваркой,— широкая зона термического влияния. Металл околошовной зоны относительно долго находится при высокой температуре. В результате может происходить рост зерна и образование грубой видманштеттовой структуры.

3.7. Электрошлаковая сварка

Электрошлаковая сварка применяется в котлостроении преимущественно для сварки за один проход продольных швов обечаек барабанов котлов высокого давления. Реже она используется для сварки кольцевых швов, соединяющих обечайки с днищами.

При электрошлаковой сварке расплавление электродной проволоки и кромок свариваемых листов происходит под воздействием телоты, выделяющейся при прохождении сварочного тока через шлаковую ванну (через расплавленный электропроводный флюс).

При сварке продольного шва свальцованная обечайка ставится так, чтобы ее ось располагалась вертикально. Между свариваемыми кромками оставляется равномерный зазор 25—35 мм. Снаружи и изнутри зазор перекрывается медными охлаждаемыми водой пластинами-ползунками. Перед началом сварки внизу устанавливают сухарь, который образует дно будущей шлаковой ванны. Пространство между кромками листа, медными ползунами и сухарем заполняется гранулированным флюсом. Для электрошлаковой сварки используется обычная сварочная проволока. Между электродной проволокой, подаваемой с равномерной скоростью через слой флюса, и сухарем в начальный момент возбуждается электрическая дуга, которая расплавляет флюс и поверхностный слой металла сухаря.

После образования ванны металла, покрытой слоем расплавленного флюса, электродуговой процесс прекращается. Оплавление кромок обечайки и плавление электродной проволоки осуществляются в дальнейшем теплотой, выделяемой за счет электрического сопротивления при прохождении тока через расплавленный шлак. Температура жидкого шлака при этом превышает температуру плавления металла листов обечайки и электродной проволоки.

По мере подъема уровня расплавленного металла автоматически вместе с механизмом подачи проволоки поднимаются медные ползуны со скоростью 0,6 до 3,5 м/ч. Под ванной жидкого металла происходит его затвердевание. Так образуется сварной шов.

При сварке листов толщиной до 150 мм применяется обычно один электрод. При больших толщинах используется несколько электродов. Применяется обычная электродная проволока, которая используется и при автоматической сварке под слоем флюса. Расход флюса при электрошлаковой сварке примерно в 20 раз меньше, чем при многослойной автоматической; расход электроэнергии — меньше в 1,5—2 раза. Резко увеличивается производительность. Сварное соединение, как правило,

получается высокого качества — без пор, шлаковых включений и трещин. Но оборудование для электрошлаковой сварки дороже и менее универсально, чем для автоматической многослойной сварки под флюсом.

При электрошлаковой сварке кольцевых швов применяется неподвижный сварочный аппарат; обечайка при этом вращается со скоростью сварки кантующим роликовым приспособлением.

3.8. Кислородная резка

При кислородной резке металл в месте реза нагревают пламенем газовой горелки и сжигают в потоке кислорода. Для резки можно использовать любой горячий газ, пары бензина или керосина. Чаще всего применяют ацетилен. Сталь, нагретая до 1000—1200° С, сгорает в потоке кислорода. В процессе горения металла выделяется теплота, нагревающая нижележащие слои металла, которые также сгорают в режущем кислороде. При сгорании металла образуется шлак, который в расплавленном состоянии выдувается кислородной средой из разреза. По мере образования сплошного реза резак перемещают по заданной линии.

Для нормального протекания процесса кислородной резки необходимо, чтобы выполнялись следующие условия. Температура воспламенения металла должна быть ниже температуры плавления. Температура плавления оксидов металла должна быть ниже температуры плавления самого металла. Оксиды должны быть жидкотекучими. Теплота, выделяющаяся при сгорании металла, должна быть достаточно большой для поддержания непрерывного процесса. Этим условиям полностью отвечают малоуглеродистые стали. Низколегированные конструкционные стали режутся удовлетворительно. Высоколегированные хромистые и хромоникелевые стали, чугун, а также цветные металлы не поддаются обычной газо-кислородной резке. Для газовой резки этих металлов применяются флюсы, которые растворяют относительно тугоплавкие оксиды и повышают тепловыделение при резке.

Резку начинают обычно с кромки листа. Сначала зажигают греющее пламя. Когда металл кромки раскалится до бела, пускают кислород.

Чистота кислорода влияет на эффективность и качество резки. С понижением чистоты кислорода уменьшается скорость резки, увеличивается расход кислорода и ухудшается чистота кромок разрезаемой заготовки.

После резки металл, примыкающий к кромке реза, бывает покрыт коркой шлака. Под шлаком находится подкаленный

слой металла. Глубина зоны термического влияния резки в малоуглеродистых сталях обычно не превышает 2—5 мм.

Кислородная резка применяется для вырезки деталей из листа, обрезки труб, подготовки разделки кромок под сварку и удаления дефектных мест. При подготовке кромок под сварку газовой резкой на деталях из малоуглеродистых и низколегированных котельных сталей необходимо зачистить поверхность до металлического блеска. Последующая механическая обработка для снятия подкаленного слоя не обязательна, так как этот слой не сказывается на качестве сварного соединения.

3.9. Термическая обработка сварных соединений

Сварные соединения трубопроводов, поверхностей нагрева и других деталей объектов Котлонадзора могут подвергаться термической обработке с целью снятия остаточных напряжений, повышения пластичности и получения структуры, обеспечивающей высокую эксплуатационную надежность.

В заводских условиях термическую обработку обычно выполняют в газовых пламенных или электрических печах.

Продукты сгорания в пламенных печах содержат газы: CO, CO_2, CH_4, H_2O, H_2, N_2 и др., они различным образом взаимодействуют с металлом. Поверхность стальных деталей окисляется под воздействием кислорода, водяных паров, диоксида углерода. Кроме того, водяные пары, водород и кислород обезуглероживают поверхность стали. Метан и гемиоксид углерода, наоборот, науглероживают ее. Азот не взаимодействует со сталью. При высоких температурах интенсивность процессов окисления, обезуглероживания и науглероживания быстро увеличивается. В атмосфере пламенных печей преобладают газы, которые вызывают окисление и обезуглероживание, так как сгорание топлива происходит с небольшим избытком кислорода. При недостаточном количестве кислорода резко увеличиваются потери газа или мазута. Это экономически невыгодно. Точно выдержать необходимое соотношение между топливом и воздухом трудно.

Образование окалины на поверхности детали требует последующей пескоструйной очистки или травления. Вследствие обезуглероживания снижается твердость и износостойкость поверхностного слоя. В обезуглероженном слое легко зарождаются усталостные трещины. Это опасно для таких изделий, как пружины и другие детали, работающие при циклических нагрузках.

В электрических печах с нагревателями сопротивления окисление и обезуглероживание происходят в меньшей степени, чем в пламенных.

Можно подобрать такое соотношение окисляющих, обезуглероживающих и науглероживающих газов, при котором атмосфера печи практически не будет взаимодействовать с нагреваемой сталью. Такая атмосфера называется защитной контролируемой. После нагрева в защитной контролируемой атмосфере детали сохраняют светлую неокислившуюся поверхность. Печи с такой атмосферой имеют специальные установки для приготовления нейтрального газа. При этом нагрев осуществляют электрическими нагревателями сопротивления или газами

через стенки муфеля. В последнем случае продукты сгорания топлива омывают муфель снаружи, а нейтральные газы подают в середину муфеля.

Большое значение имеет скорость нагрева. При увеличении скорости нагрева сокращается длительность термической обработки, увеличивается пропускная способность оборудования, уменьшается угар металла и т. д. Но при быстром нагреве в деталях возникают большие внутренние напряжения. Нагрев деталей происходит в результате омывания их горячими газами в печи или излучения теплоты от стенок муфеля либо нагревательных элементов печей сопротивления, а также за счет теплопередачи от жидкого расплава.

В любом из перечисленных случаев наружные слои нагреваются быстрее внутренних. Наружные слои стремятся расшириться, а внутренние, относительно более холодные, препятствуют этому. В наружных слоях возникают напряжения сжатия, во внутренних — растяжения. В нагреваемых слитках и сварных соединениях могут возникать и остаточные напряжения, которые суммируются с температурными внутренними напряжениями. Внутренние и остаточные напряжения могут привести к образованию трещин.

Передача теплоты от наружных слоев к внутренним осуществляется теплопроводностью. Легированные стали обладают меньшей теплопроводностью, чем углеродистые. Разница в температурах по сечению в одинаковых условиях нагрева получается больше у легированной стали. В то же время коэффициент теплового расширения легированных сталей выше. Обе эти причины определяют более высокие тепловые напряжения в легированной стали. Положение усугубляется низкой пластичностью многих легированных сталей при высоких температурах. Большие местные напряжения в пластичном металле могут быть сняты в результате малых местных пластических деформаций. В хрупком материале большие местные напряжения могут привести к образованию трещин.

Для уменьшения напряжений при нагреве применяются загрузка изделий в холодную печь и медленный нагрев их вместе с печью. Так термически обрабатывают барабаны и коллекторы паровых котлов, блоки трубопроводов, состоящие из прямых участков труб, сварных соединений и гибов, литые сосуды и др. Иногда применяются ступенчатые нагревы с промежуточными остановками для выравнивания температуры.

Мелкие детали типа пружин, шпилек, гаек для ускоренного нагрева помещают в печь, нагретую до требуемой конечной температуры или даже несколько более высокой.

После нагрева детали до заданной температуры необходима выдержка в течение определенного промежутка времени для выравнивания температуры по сечению детали и завершения превращений.

В условиях ремонта или монтажа термическая обработка осуществляется при помощи индукционных нагревателей с источниками тока повышенной или промышленной частоты, электрическими печами сопротивления и газопламенным способом.

Индукционный способ нагрева является основным при термической обработке стыков трубопроводов из углеродистых и низколегированных сталей с наружным диаметром 108 мм и более при толщине стенки свыше 10 мм. Ток промышленной частоты используется для нагрева стыков любой толщины, повышенной частоты — для нагрева стыков труб толщиной до 45 мм включительно. Эти способы обеспечивают высокую равномерность нагрева. При толщине стенки трубы до 25 мм применяется термическая обработка соединений при помощи муфельных печей сопротивления и кольцевых многопламенных газовых горелок.

Для индукционного нагрева сварных соединений труб могут применяться гибкие водоохлаждаемые и неохлаждаемые многовитковые индукторы, изготавливаемые из медного голого кабеля типа МГГ, и жесткие разъемные неохлаждаемые индукторы.

Для электропитания индуктора током промышленной частоты могут применяться трансформаторы ТСД-1000, ТСД-2000, ОСУ-8, ОСУ-10, ТШС-1000-3, ТШС-3000-3 с жесткой характеристикой. В установках, питающих индуктор током повышенной частоты, применяются машинные преобразователи типов ВПЧ и ПВС и тиристорные преобразователи типа СЧН. Мощность преобразователя — 50 или 100 кВт.

При отсутствии оборудования для индукционного нагрева или недостаточной мощности электрической сети допускается проводить термическую обработку стыков труб с толщиной стенки до 45 мм электрическими муфельными печами сопротивления или гибкими проволочными нагревателями. В этом случае должна обеспечиваться достаточная равномерность нагрева.

Электрическая муфельная печь сопротивления обычно используется для термической обработки сварных соединений труб диаметром от 194 мм и выше. Печь имеет разъем по образующей. Половинки печи соединяются замком. Нагревательные элементы печи соединяются между собой при помощи медных перемычек. Нагреватели изготовлены из нихрома Х20Н80 или Х15Н60.

Источником питания электрической печи сопротивления служат сварочные трансформаторы ТС-300, ТС-500, СТН-500, СТШ-500, ТСД-1000, а также сварочные генераторы постоянного тока и выпрямители, позволяющие получить ток в нагревателе печи 400—500 А.

Находят применение кольцевые многопламенные горелки, состоящие из стального корпуса и двух газоподводящих сме-

сительных труб с эжекторами. Горелка работает на смеси природного газа или пропан-бутана и воздуха.

Сварные соединения должны подвергаться термической обработке не позднее чем через 3 сут после завершения сварки.

Особо толстостенные детали из легированной стали должны быть термически обработаны сразу после сварки. Это относится к стыкам труб или литых деталей из сталей 12Х1МФ и 15Х1М1Ф с толщиной стенки более 45 мм независимо от диаметра трубы и с толщиной стенки более 25 мм при наружном диаметре трубы 600 мм и более, а также к сварным стыкам труб из стали 11Х11В2МФ (ЭИ756). Причем толстостенные сварные соединения из сталей 12Х1МФ и 15Х1М1Ф после сварки до термической обработки не должны охлаждаться ниже 300° С, а из стали 11Х11В2МФ — ниже 150° С.

Если из-за прекращения электропитания, повреждения оборудования или из-за других причин термообработку толстостенных элементов сразу после сварки выполнить нельзя, то требуется обеспечить замедленное охлаждение под слоем асбеста толщиной 8—15 мм.

Термическую обработку сварных стыков, включая предварительный и сопутствующий подогрев, должны выполнять квалифицированные термисты-операторы, прошедшие специальную подготовку, сдавшие соответствующие испытания и имеющие удостоверение на право производства работ по термообработке сварных стыков в ремонтных и монтажных условиях. Термисты-операторы должны проходить ежегодную переаттестацию и должны сдать испытания на II или III квалификационную группу по технике безопасности и противопожарным мероприятиям.

Режимы термической обработки в зависимости от металла свариваемых элементов, металла шва и толщины элементов приведены в [4] и производственных технологических инструкциях.

Общая ширина участка трубы со швом в середине, на котором выдерживается заданная температура отпуска, в зависимости от толщины стенки стыкуемых труб должна быть:

При толщине до 20 мм	70 мм;
При толщине от 21 до 45 мм	150 мм;
При толщине от 46 до 60 мм	200 мм;
При толщине более 60 мм	250 мм.

Температура сварного соединения во время термической обработки контролируется термоэлектрическим преобразователем, подключенным, как правило, к регистрирующему прибору. При толщине стенок стыкуемых труб до 20 мм могут использоваться приборы, показывающие температуру; при большей толщине показывающие приборы могут использоваться лишь в порядке исключения. При применении показывающего при-

бора температура должна записываться оператором в журнал через каждые 15 мин в процессе нагрева, выдержки и охлаждения до 300° С.

Преобразователь необходимо закреплять на самом шве или на расстоянии не более 30 мм от него при помощи стальной приварной бобышки или гайки с прижимным винтом.

3.10. Дефекты и контроль качества сварных соединений

В сварных соединениях могут быть следующие дефекты: несплавления основного и наплавленного металла, непровары в корне шва, раковины, шлаковые включения, горячие и холодные трещины, отступления поперечного сечения сварного шва от проектной формы, наплывы, подрезы, прожоги, газовые пузыри и пористость.

Контроль качества сварных соединений паровых котлов и трубопроводов осуществляют внешним осмотром; механическими испытаниями образцов, вырезанных из контрольных пластин, из контрольных стыков труб или из самих изделий; просвечиванием рентгеновскими или гамма-лучами; ультразвуковой или цветной дефектоскопией; исследованием макро- и микроструктуры; гидравлическим испытанием.

Объем и методы контроля сварных соединений элементов паровых котлов и трубопроводов определяются в основном следующими нормативно-техническими документами [1, 2, 3, 4, 26, 27], а также междуведомственными и ведомственными инструкциями.

Внешний осмотр обязателен при проверке всех сварных швов. При осмотре обращают внимание на соответствие размеров шва проекту, отсутствие изломов или неперпендикулярности осей соединяемых элементов, отсутствие подрезов, непроваров и прожогов, отсутствие трещин на поверхности металла шва и околошовной зоны. Трещины в любом готовом изделии не допускаются. В сварном шве элементов, работающих под давлением, не должно быть наплывов и подрезов, а также отступлений от формы и размеров, требуемых по чертежу. Не допускается пористая, ноздреватая поверхность металла шва, получающаяся при чрезмерном газовыделении металла из-за плохого качества обмазки электродов.

При внешнем осмотре поверхность сварного шва и прилегающий к нему основной металл в полосе шириной по 20 мм в обе стороны от шва должны быть очищены от шлака и других загрязнений до металлического блеска.

Механические испытания проводятся на металле сварных стыковых соединений с целью проверки соответствия их прочности и пластичности требованиям технических условий на изготовление изделий. Механические испытания включают в себя

испытания на растяжение, на изгиб или сплющивание и испытания на ударную вязкость.

На растяжение испытываются также сварные стыки труб. Для проверки качества сварных стыков на трубчатых элементах поверхностей нагрева с толщиной стенки менее 12 мм вырезают 1 % стыков, сваренных одним сварщиком, но не менее двух стыков каждого диаметра. Для контроля качества сварных стыков трубопроводов с толщиной стенки более 12 мм до начала сварки монтажных стыков трубопроводов сваривают контрольный стык, чтобы успеть внести коррективы в технологию сварки, если результаты испытаний окажутся неудовлетворительными. Стыки, вырезанные из поверхностей нагрева, и контрольные стыки на заводах и монтажных площадках подвергаются соответствующей термической обработке, после чего из них изготовляют по два образца для испытания на растяжение со сварным швом посередине. При кислородной вырезке заготовки должны иметь припуск на механическую обработку, обеспечивающий возможность удаления зоны термического влияния в рабочих участках образца. Окончательную форму образцам придают при помощи механической обработки.

Для испытания сварного соединения на растяжение применяется плоский образец, рабочая часть которого охватывает всю толщину шва. В образец обязательно должна попасть околошовная зона, в которой под влиянием теплоты металла шва в процессе сварки или после нее происходит перекристаллизация металла. Усиление сварного шва и остатки подкладного кольца должны быть сняты заподлицо с основным металлом (рис. 3.7).

Испытание на растяжение образцов, вырезанных из стыков труб поверхностей нагрева, может быть заменено испытанием

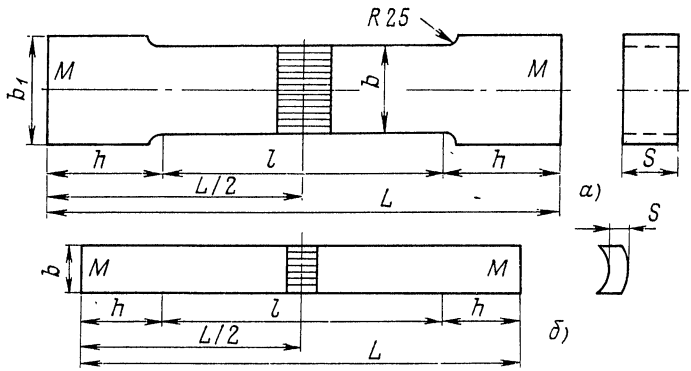


Рис. 3.7. Форма и размеры образцов для испытания сварных соединений на растяжение. Наплавленный металл условно выделен штриховкой:
а — образец, вырезанный из контрольного стыка толстостенной трубы, *б* — образец, вырезанный из тонкостенной трубы

на растяжение самих стыков. Трубы нагружают до разрушения. Максимальную растягивающую силу относят к площади поперечного сечения трубы до испытания и таким путем определяют временное сопротивление сварного соединения.

На образцах, вырезанных из сварных стыков (и при испытании целых сварных стыков), определяют только временное сопротивление — оно должно быть не ниже минимального временного сопротивления, допускаемого стандартом или техническими условиями для основного металла.

Наряду с испытаниями на растяжение основного металла и сварного соединения проводятся испытания на растяжение металла шва. Из металла вдоль шва вырезают круглые образцы диаметром в рабочей части 6 или 10 мм; длина расчетной части — 30 или 50 мм соответственно (пятикратные образцы). Испытания проводят при температуре от 10 до 30° С. При испытании металла шва на растяжение определяют временное сопротивление, предел текучести, относительное сужение и относительное удлинение.

Из каждого вырезанного или контрольного стыка изготовляют также по два образца для испытания на загиб (рис. 3.8, *а*). Ширина *b* должна в полтора раза превышать толщину образца. Толщина образца принимается равной толщине стенки трубы. Усиление сварного шва и подкладное кольцо снимают заподлицо с основным металлом.

На рис. 3.8, *б* показана схема испытания сварного соединения на загиб. Корень шва располагают на стороне пуансона. Образец укладывают на опоры с радиусом, равным толщине образца (но не более 25 мм). Диаметр закругления пуансона *D* равен удвоенной толщине образца *s*. Длину образца определяют по формуле

$$L = D + 2{,}5s + 80 \text{ мм}.$$

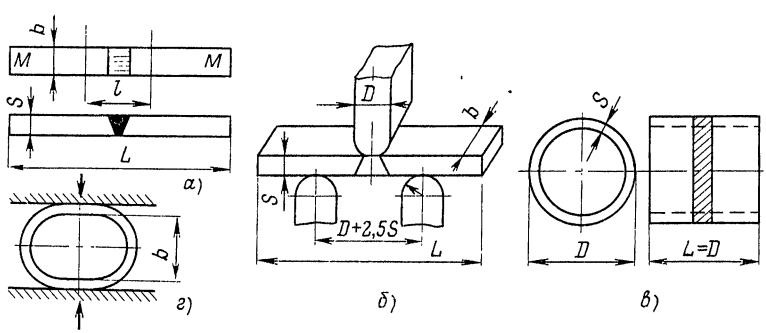


Рис. 3.8. Испытание на загиб и сплющивание:
а — образец для испытания на загиб, *б* — схема испытания на загиб; *в* — образец для испытания на сплющивание; *2* — схема испытания на сплющивание

При испытании на загиб образец должен согнуться так, чтобы его стороны образовали угол не менее установленного для стали данной марки без образования надрывов и трещин на стороне растянутых волокон. Обычно трещины рождаются на границе основного и наплавленного металлов. Появление надрывов глубиной до 0,5 мм по кромкам соединения и по шву, не углубляющихся в процессе испытания, не служит причиной забракования.

Угол загиба образцов сварных соединений из углеродистой стали, выполненных электродуговой, контактной или электрошлаковой сваркой, должен быть не менее 100° (независимо от толщины стенки трубы), а выполненных газовой сваркой — не менее 70°.

Образцы сварных соединений, выполненные электродуговой, контактной или электрошлаковой сваркой на хромомолибденовых и хромомолибденованадиевых сталях, должны выдерживать загиб на 50°, если толщина стенки трубы не превышает 20 мм, а при толщине стенки трубы более 20 мм угол загиба должен быть не менее 40°. При газовой сварке этих сталей угол загиба должен быть не менее 30°.

Испытание на загиб сварных соединений труб поверхностей нагрева с условным диаметром до 100 мм может быть заменено испытанием на сплющивание.

Для испытания на сплющивание отбирают сварной стык со швом посередине длиной, равной наружному диаметру трубы (рис. 3.8, *в*).

В технических условиях задается просвет между стенками трубы при сплющивании. Труба должна выдержать сплющивание до заданного размера зазора b без образования трещин (рис. 3.8, *г*).

Для сварных стыков труб высокого давления зазор b должен быть меньше или равен четырем толщинам стенки трубы. Обязательным условием проведения испытания является плавность нарастания нагрузки. Испытание на сплющивание необходимо проводить со скоростью не более 15 мм/мин.

На образцах из сварных соединений определяют ударную вязкость металла шва или зоны термического влияния. Испытанию на ударную вязкость подвергаются сварные стыки трубопроводов с температурой выше 450° С или на горячей воде при давлении свыше 8 МПа и температуре более 120° С. Образцы вырезают поперек шва и выполняют надрез по наплавленному металлу со стороны раскрытия шва.

Для образцов паропроводных труб из углеродистой и молибденовой сталей ударная вязкость должна быть не менее 60 Дж/см^2, для образцов паропроводных труб из хромомолибденовой и хромомолибденованадиевой сталей — не менее 50 Дж/см^2.

Показатели свойств при испытании на растяжение и на загиб определяют как среднее арифметическое результатов испытаний всех образцов данного контрольного стыка. Результаты испытаний считаются неудовлетворительными, если показатели свойств хотя бы одного из образцов выходят более чем на 10% за допускаемые пределы. Если ударная вязкость хотя бы одного из образцов на 20 Дж/см^2 ниже нормы, то качество сварного соединения считается неудовлетворительным.

Металлографическому исследованию подвергаются стыковые, тавровые и угловые сварные соединения для выявления внутренних дефектов и участков структуры, которые могут отрицательно влиять на свойства сварных соединений.

Металлографическое исследование сварных соединений сталей перлитного класса можно не проводить, когда они выполнены при помощи электродуговой или электрошлаковой сварки и прошли 100%-ную ультразвуковую дефектоскопию или просвечивание. От него можно также отказаться, если сварка производилась на контактных стыкосварочных машинах с приборами для автоматического контроля параметров процесса сварки и при условии проверки качества наладки машины.

Металлографическому контролю подвергаются также сварные соединения шипов и ребер с трубами.

Металлографический контроль может производиться на сварных соединениях, вырезаемых из изделия, или на специальных контрольных стыках, сваренных в производственных условиях. Первый способ предпочтителен, хотя и более трудоемок, обеспечивает лучшее соответствие структуры и качества контролируемых и производственных стыков.

Металлографическим исследованием выявляются макромикроскопические дефекты сварного шва: непровары, трещины, поры, шлаковые включения, а также определяется микроструктура металла.

Образец для металлографического исследования вырезают из сварного соединения поперек оси шва. Образец должен включать в себя шов и зону термического влияния.

Трещины в основном металле шва, несварившиеся слои, крупные шлаковые включения и непровары, превышающие норму, не допускаются. Непровар не должен превышать при односторонней сварке без подкладного кольца 15% толщины стенки; если толщина стенки превышает 20 мм, непровар должен составлять не более 3 мм.

Не допускаются поры, расположенные в виде сплошной сетки.

Просвечивание рентгеновскими или гамма-лучами применяется для контроля стыковых сварных соединений барабанов и камер, а также соединений труб поверхностей нагрева,

стыковых сварных соединений литых элементов с трубопроводами и между собой. Просвечиванием рентгеновскими или гамма-лучами можно определить внутренние дефекты сварных соединений: раковины, поры, шлаковые включения, трещины и непровары.

Источником рентгеновских лучей служит рентгеновская труба, а гамма-лучей — ампула с радиоактивным изотопом. Гамма-лучи имеют меньшую длину волны, чем рентгеновские; их проникающая способность выше. Если при просвечивании рентгеновскими лучами можно обнаружить дефекты в литых деталях или сварных швах соединений при толщинах до 100 мм, то с помощью гамма-лучей можно просвечивать сталь толщиной до 300 мм.

Для просвечивания металлов сварных соединений применяются радиоактивные изотопы кобальта и цезия.

Схема просвечивания сварных соединений гамма-лучами и рентгеновскими лучами показана на рис. 3.9. Гамма-лучи из ампулы, находящейся в контейнере, или рентгеновские лучи от трубки проходят через деталь и попадают на фотопленку,

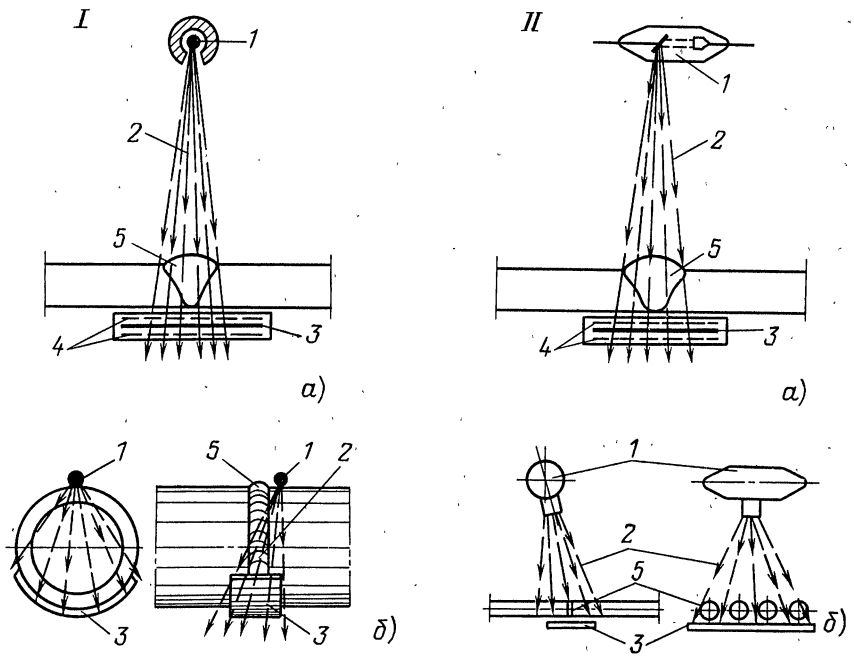


Рис. 3.9. Схема контроля сварных соединений методом просвечивания:
I — просвечивание гамма-лучами; *а* — стыка труб; *б* — стыка труб через две стенки; *1* — ампула с изотопом; *2* — гамма-лучи; *3* — рентгеновская пленка; *4* — усиливающий экран; *5* — сварной шов; *II* — просвечивание рентгеновскими лучами; *а* — стыка труб; *б* — одновременно четырех стыков труб поверхности нагрева; *1* — рентгеновская трубка; *2* — рентгеновские лучи; *3* — рентгеновская пленка; *4* — усиливающий экран; *5* — сварной шов

помещенную в кассете. При прохождении через деталь интенсивность гамма-лучей из-за поглощения металлом уменьшается. Интенсивность потока, прошедшего через дефект, выше, чем на соседних участках. Дефекты на пленке получаются темными. Если сварной шов выполнен хорошо и в металле шва нет никаких дефектов, то после просвечивания рентгеновскими лучами и обработки пленки на темном фоне получается светлая полоса, соответствующая металлу шва, так как толщина шва с усилением больше толщины стенок основного металла.

Если на пути лучей встречается пустота или менее плотное включение, то интенсивность излучения за этим включением оказывается выше. На снимке они получаются более темными. Небольшие трещины и маленький непровар на снимке не обнаруживается; они лучше выявляются ультразвуком.

Ультразвуковой контроль применяют при проверке стыков сварных барабанов, камер, трубопроводов и поверхностей нагрева.

Этот метод основан на отражении ультразвуковых волн от дефектов сварного шва. В качестве источника колебаний используются пьезоэлектрические излучатели-пластинки, изготовленные из титаната бария. Если к поверхности пластинки подвести переменное напряжение, то она начнет изменять свои размеры в зависимости от частоты напряжения. В то же время при механическом многократном сжатии и растяжении пластинки на ее поверхностях появляются электрические разряды: пьезоэффект обратим.

Щуп для ультразвукового контроля состоит из плексигласовой оправы с вмонтированной в нее пластинкой титаната бария. Звуковые колебания передаются трубе от щупа через тонкий слой машинного масла. Ультразвуковой луч направленно пронизывает трубу, претерпевая на своем пути многократные преломления, и перемещается по трубе до тех пор, пока не встретит на пути границу отражения, которой может быть подкладное кольцо сварного шва, неровности нижнего корневого валика при сварке труб без подкладных колец, дефект корневого валика при сварке труб без подкладных колец или дефект в сварном шве либо в самой трубе. Отразившись от границы раздела, луч возвращается обратно в излучатель и вызывает колебание пластинки титаната бария. Проявляется обратный пьезоэлектрический эффект: механические колебания пластинки преобразовываются в электрические и передаются в приемный усилитель, а затем поступают на экран электронно-лучевой трубки, где отраженные лучи фиксируются в виде импульсов. По величине, форме и расположению импульсов на оси развертки составляется заключение о наличии или отсутствии в сварном соединении дефекта, а также о его размерах и характере. Ось развертки электронно-лучевой трубки служит осью времени, на которой откладывается время пробега ультразвукового луча от излучателя до отражающей границы и обратно.

Для определения места отражения луча необходимо провести сравнение с эталонным образцом.

Непосредственно по осциллограмме нельзя определить характер дефекта шва: непровар, шлаковое включение или трещину.

Для определения характера дефекта необходимо учитывать особенности конструкции шва и расположения отдельных его элементов, а также различия в обычном расположении отдельных групп дефектов в сварном шве. Картина, возникающая на экране дефектоскопа при прозвучивании контролируемого сварного шва, сравнивается с картиной, полученной при прозвучивании сварного шва эталонного образца с искусственным дефектом.

Магнитная дефектоскопия применяется при контроле барабанов котлов на наличие трещин, при контроле литья арматуры, литых колен и пр.

В основе метода магнитной дефектоскопии лежит рассеяние магнитных силовых линий около трещин, раковин и неметаллических включений в ферромагнитных сталях.

При нанесении на поверхность суспензии со взвешенным в ней ферромагнитным порошком и наложении магнитного поля порошок образует на поверхности скопления невидимых при внешнем осмотре поверхностных и подповерхностных трещин и других дефектов на ферромагнитных сталях. Магнитный метод весьма эффективен, так как позволяет обнаруживать мелкие и тонкие трещины, не выявляемые при макротравлении.

Для намагничивания контролируемого изделия через него пропускают электрический ток; деталь можно помещать в соленоид или намагничивать при помощи электромагнита. В качестве магнитной суспензии применяется взвесь очень мелкого чугунного порошка в веретенном масле (2,5 кг порошка на 100 л веретенного масла) или взвесь порошка ферромагнитной окиси железа (крокуса) в керосине или в трансформаторном масле. Для периодической проверки оборудования полезно иметь образец с дефектом. Если в процессе испытания выявится дефект, не следует делать поспешных выводов, так как иногда из-за различных причин может произойти случайное скопление порошка. Поэтому лучше проводить два-три повторных испытания: если порошок скапливается в одних и тех же местах, наличие в них дефектов бесспорно.

Метод магнитной дефектоскопии хорошо выявляет даже очень мелкие трещины, волосовины и надрывы, если они расположены на поверхности или на глубине до 10—12 м. Чувствительность метода резко снижается по мере удаления от поверхности. Лучше выявляются дефекты, расположенные поперек магнитных силовых линий. Поэтому для полного обнаружения дефектов при любой их ориентации детали намагничиваются иногда в двух взаимно перпендикулярных направлениях.

Люминесцентная и цветная дефектоскопия применяется при контроле сварных соединений аустенитных сталей.

Под действием ультрафиолетовых лучей некоторые вещества способны ярко светиться в темноте — люминесцировать. Если на поверхность детали нанести такое вещество тонким слоем или погрузить в него деталь, а затем тщательно удалить это вещество с поверхности детали и осветить ее ультра-

фиолетовыми лучами, то трещина, в которой скапливается люминесцирующее вещество, будет ярко светиться. Перед испытанием детали очищают и подогревают до 40—60° С, что необходимо для некоторого раскрытия дефектов и увеличения жидкотекучести люминесцирующего вещества.

В качестве люминесцирующего вещества применяются жидкие авиационные смазочные масла с добавками керосина и мыла. Керосин повышает жидкотекучесть, а мыло облегчает удаление смеси с поверхности детали.

Преимущество люминесцентного метода дефектоскопии перед магнитным заключается в том, что он применим при контроле деталей, выполненных из любых сталей и сплавов, в частности из немагнитных сталей. Недостаток этого метода заключается в том, что он позволяет обнаружить трещины, надрывы и другие дефекты только в том случае, если они выходят на поверхность.

Наряду с люминесцентной дефектоскопией применяется цветная дефектоскопия. Смесь керосина и трансформаторного масла с соотношением объемов 2:1 окрашивают специальными красителями в ярко-красный или красно-оранжевый цвет. Раствор наносят на поверхность детали кистью либо погружением ее в раствор. Раствор адсорбируется трещинами, надрывами и другими дефектами. Затем окрашенный раствор тщательно удаляют с поверхности детали и покрывают поверхность суспензией мела или каолина в воде и просушивают теплым воздухом. Дефекты ярко выступают на покрытой мелом или каолином поверхности.

Стилоскопирование — качественный спектральный анализ на наличие легирующих элементов, которому подвергаются все элементы котла и трубопроводов, изготовленные из легированной стали, а также наплавленный металл сварных соединений этих элементов.

При стилоскопировании между электродом из меди, угля или чистого железа и деталью возбуждается электрический разряд. Световые лучи от разряда направляются в систему линз и призм, в которых они разлагаются по длинам волн в линейчатый спектр.

Раскаленные пары каждого металла имеют свои вполне определенные линии в спектре, свойственные только одному этому металлу. Спектр сплава складывается из спектров металлов-компонентов.

Если, например, в состав стали входит хром, то в спектре паров стали обязательно имеются линии хрома. Чем выше содержание хрома в стали, тем ярче его линия. По наличию характерных линий в спектре паров стали можно быстро определить наличие легирующих элементов. Качественное определение наличия легирующих примесей при помощи портативного переносного стилоскопа в заводских или монтажных условиях занимает доли минуты.

Контроль твердости металла шва сварных соединений проводится для проверки качества термической обработки в объеме 100% на сварных соединениях труб с наружным диаметром 150 мм и более и в объеме 20% соединений труб с наружным диаметром от 100 до 150 мм.

Твердость измеряют при помощи переносных твердомеров с предварительной зашлифовкой поверхности. При получении значений твердости выше допустимых сварные соединения подвергаются повторной термической обработке.

3.11. Влияние пластической деформации на механические свойства и работоспособность сталей для котлов и трубопроводов

Котельные трубы изготавливаются прокаткой, прессованием или волочением. Котельный стальной лист получают путем прокатки. В результате обработки давлением не только изменяется форма, но также происходят изменения структуры и свойств металла.

Обработку металлов давлением принято делить на холодную и горячую.

Рассмотрим изменение структуры и свойств металла при холодной обработке давлением. Примерами такой обработки могут служить гибка труб поверхностей нагрева котла и вальцовка обечаек барабанов.

В процессе пластической деформации происходят сдвиги внутри кристаллов металла по плоскостям наиболее плотной упаковки атомов и поворот отдельных зерен относительно друг друга. Взаимный поворот зерен возможен при больших степенях пластической деформации. С увеличением степени деформации в холодном состоянии плотность металла незначительно уменьшается. Накопление искажений кристаллической решетки приводит к увеличению среднего расстояния между атомами и, как следствие, к уменьшению плотности металла. При больших степенях пластической деформации плотность металла может уменьшиться из-за образования трещин.

В результате пластической деформации происходит дробление блоков внутри зерен и дробление самих зерен. При пластической деформации зерна металла вытягиваются и ориентируются вдоль направления пластического течения осями наибольшей прочности. Металл приобретает различные свойства вдоль и поперек направления пластической деформации. При больших степенях пластической деформации практически все зерна ориентированы одинаково.

В связи с образованием плоскостей скольжения и дроблением блоков и зерен количество дислокаций, вакансий и смещений в единице объема металла сильно возрастает. Одновременно с увеличением прочности при наклепе снижается пластичность металла.

На рис. 3.10, *а* показано влияние степени деформации (вытяжки) на механические свойства малоуглеродистой стали (вытяжка представляет собой отношение длины после обработки давлением к первоначальной длине и численно равна уменьшению сечения в процессе обработки).

При холодном пластическом деформировании повышаются временное сопротивление и предел текучести, причем предел текучести увеличивается интенсивнее. По мере увеличения вытяжки способность металла воспринимать дальнейшую пла-

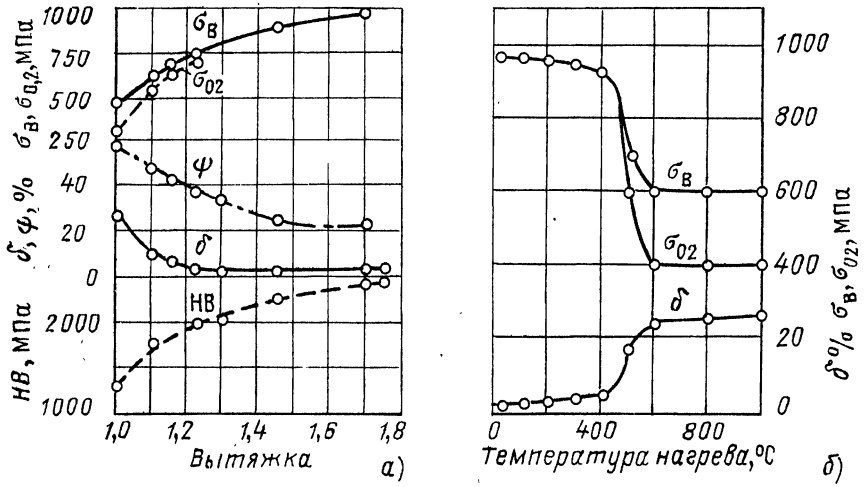


Рис. 3.10. Механические свойства малоуглеродистой стали 20:
а — влияние степени вытяжки; *б* — влияние температуры нагрева при отпуске на механические свойства наклепанной стали

стическую деформацию снижается. Твердость металла непрерывно увеличивается. При больших степенях пластической деформации в металле появляются трещины.

Неустойчивая структура пластически деформированного металла стремится освободиться от искажений кристаллической решетки и запаса остаточной энергии и перейти в устойчивое состояние. Однако при комнатной температуре подвижность атомов недостаточна для упорядочения строения кристаллической решетки. При повышении температуры подвижность атомов увеличивается и происходят процессы, возвращающие металл в устойчивое состояние.

Нагрев углеродистой стали до 300—400° С приводит к снятию значительной части упругих искажений кристаллической решетки. Для этого необходимы относительно небольшие перемещения атомов. При дальнейшем повышении температуры подвижность атомов увеличивается в еще большей степени. Приобретают подвижность дислокации. В результате взаимодействия дислокаций часть их исчезает, а часть концентрируется на отдельных участках по границам блоков. В пределах блоков металл приобретает правильное строение, происходит полигонизация.

Снятие упругих искажений кристаллической решетки при нагреве деформированного металла и полигонизация приводят к частичному возврату исходных механических свойств: прочность и твердость снижаются, а пластичность повышается. Этот процесс называется отдыхом. Исходный уровень прочности и пластичности в результате одного только отдыха не может

быть достигнут. Вытянутые и раздробленные зерна еще сохраняются.

Дальнейшее повышение температуры вызывает зарождение новых зерен из обломков старых. Деформированная микроструктура полностью заменяется новой, состоящей из равноосных зерен. Вследствие этого практически полностью восстанавливаются механические свойства деформированного металла. Образование новых равноосных зерен называется процессом рекристаллизации.

Для образования новых равноосных зерен из старых деформированных необходим подготовительный период. Затем новые зерна начинают расти за счет окружающих деформированных. Когда все старые деформированные зерна поглощены равноосными, процесс первичной рекристаллизации заканчивается.

Температура, при которой начинается первичная рекристаллизация, зависит от степени пластической деформации. Центры кристаллизации зарождаются в наиболее искаженных местах кристаллической решетки — в местах стыка обломков зерен и по линиям скольжения. Чем выше степень пластической деформации, тем ниже температура, при которой начинается процесс рекристаллизации.

Самая низкая температура, при которой обнаруживаются новые, равноосные зерна, называется порогом рекристаллизации или температурой начала рекристаллизации.

А. А. Бочвар показал, что абсолютная температура порога рекристаллизации $T_{\text{рекр}}$ связана простым соотношением с абсолютной температурой плавления

$$T_{\text{рекр}} = aT_{\text{пл}}.$$

Сплавы имеют относительно более высокие температуры рекристаллизации, чем чистые металлы. Для технически чистых металлов коэффициент $a = 0{,}3 \div 0{,}4$, для сплавов $a = 0{,}6 \div 0{,}7$. В некоторых случаях $T_{\text{рекр}} = 0{,}8T_{\text{пл}}$. Чем выше температура рекристаллизации сплава, тем он прочнее при высоких температурах.

Новые зерна, образовавшиеся при первичной рекристаллизации, неустойчивы. Поверхность зерна металла, так же как поверхность жидкости, обладает избыточной поверхностной энергией. При уменьшении площади раздела зерен уменьшается их свободная поверхностная энергия. Чем крупнее зерна, тем меньше общая поверхность их раздела. Поэтому зерна рекристаллизованного металла начинают расти одни за счет других. Средний размер зерен увеличивается. Этот процесс называется собирательной рекристаллизацией.

При собирательной рекристаллизации более крупные зерна поглощают мелкие. По мере выравнивания размеров зерен скорость вторичной рекристаллизации уменьшается и процесс

постепенно затухает. Собирательная рекристаллизация может привести к образованию очень крупных кристаллов, если ей предшествовала пластическая деформация с критической степенью. Для большинства металлов критическая степень пластической деформации составляет 5—10%. В стали собирательная рекристаллизация происходит при температурах выше 700° С.

Для повышения пластичности наклепанного металла применяется рекристаллизационный отжиг. В котлостроении заготовки толстостенных обечаек барабанов котлов при вальцовке, а также гибы труб из некоторых феррито-мартенситных сталей подвергают промежуточному отжигу. Для ускорения процесса этот отжиг проводится обычно при температурах выше порога рекристаллизации. Так, низкоуглеродистые стали с порогом рекристаллизации около 450° С подвергаются рекристаллизационному отжигу при 650—700° С.

На рис. 3.10, *б* показано изменение механических свойств при комнатной температуре наклепанной малоуглеродистой стали в зависимости от температуры нагрева.

На основании изложенных представлений о наклепе и рекристаллизации можно дать более точное определение горячей и холодной обработки металлов давлением.

Холодная обработка металлов давлением производится при температурах ниже температуры рекристаллизации; в процессе холодной обработки возникает наклеп.

Горячая обработка металлов давлением производится при температурах выше температуры рекристаллизации. Пластическое деформирование и в этом случае вызывает сдвиги и упрочнение, но упрочнение устраняется рекристаллизацией под действием теплоты обрабатываемой заготовки.

Горячую обработку давлением низкоуглеродистой стали производят при температурах, при которых она имеет аустенитную структуру. Верхняя граница температур нагрева под обработку давлением на 100—200° С ниже температуры начала плавления. Более высокий нагрев может привести к очень интенсивному росту зерен аустенита, которые нельзя будет раздробить полностью даже при последующей обработке давлением. Может также произойти оплавление и окисление границ зерен (этот неисправимый дефект называется пережогом). Нагрев до слишком высоких температур, кроме того, приводит к большим потерям на окалинообразование.

Исходным сырьем при прокатке и ковке служат слитки. При кристаллизации стального слитка наблюдается межзеренная и внутризеренная ликвация. В процессе горячей обработки давлением дендриты дробятся и вытягиваются в волокна, разделенные между собой прослойками металла с повышенным содержанием примесей. Такая структура определяет различие

свойств проката в направлениях вдоль и поперек прокатки.

Механические свойства металла листов, труб, профилей всегда выше в направлении прокатки. В технических условиях на прокат и поковки указывается, в каком направлении следует вырезать образцы для определения механических свойств.

Волокнистая макроструктура металла, полученная в результате горячей обработки давлением слитка, не может быть устранена ни термической обработкой, ни последующей обработкой давлением. Последующая термическая обработка может только ослабить контраст в химическом составе, а обработка давлением — изменить направление волокон. Особенно сильно проявляется волокнистость структуры в легированных жаропрочных сталях, так как диффузионные процессы в них затруднены.

Металл, обработанный давлением в горячем состоянии, имеет более высокие механические свойства, чем литой. При горячей обработке давлением рассеянные по слитку мелкие усадочные поры, газовые раковины и трещинки завариваются. Структура из дендритной превращается в полиэдрическую. По мере увеличения степени вытяжки механические свойства, определенные на поперечных образцах, сначала повышаются, затем несколько снижаются из-за образования текстуры.

Ликвационная зона слитка, расположенная в его центральной части, обычно при обработке давлением изменяет свою форму и вытягивается. Поэтому в средней части профиля проката или поковки содержится больше примесей. Эти слои металла имеют пониженные механические свойства.

Неметаллические включения принимают при обработке давлением различную форму в зависимости от их пластичности. Пластичные включения — сульфиды FeS и MnS — вытягиваются вдоль направления прокатки и выявляются в макроструктуре в виде продольных тонких полосок. Хрупкие включения оксидов и нитридов располагаются в виде точечных прерывистых линий (цепочек).

Не допускается попадание в готовые изделия оставшихся после прокатки или ковки расслоений от следов усадочной раковины и от рыхлости, незаварившихся газовых пузырей и т. д. В процессе обработки давлением части проката или поковок, содержащие усадочную раковину и рыхлость, отрезают.

Наклеп оказывает вредное влияние на жаропрочность деформированных котельных сталей, которые должны обеспечить надежную работу оборудования в течение 100—200 тыс. ч. При малых сроках и относительно низких температурах эксплуатации наклеп может оказаться полезным.

В процессе сборки поверхностей нагрева на плазу завода или на монтаже часто применяется подгибка с подогревом газовой горелкой. Обычно по инструкции разрешается подогрев до температуры, не превышающей верхней, допускаемой при

отпуске. Однако контроль температуры практически не осуществляется, и металл перегревается, так как при этом для подгибки требуется меньшее усилие и сборка облегчается. В результате перегрева при подгибке металл труб приобретает нерекомендованную структуру и становится менее жаропрочным.

Поэтому необходимо совершенствовать процесс гибки, ужесточать пределы на допускаемые отклонения механических свойств труб в холодном состоянии, чтобы обеспечить после гибки стабильные размеры гибов, не требующие последующей подгибки с подогревом при сборке.

3.12. Гибка труб и основные технические требования к гибам

Все гибы труб поверхностей нагрева и подавляющее большинство гибов трубопроводов изготавливаются путем гибки прямых труб на специальных трубогибочных станках.

Крутозагнутые гибы труб котлов высокого и среднего давления на протяжении ряда лет изготовлялись путем литья в земляные формы. В настоящее время от этого способа практически отказались в связи с большим количеством дефектов и невозможностью выполнения 100%-ного контроля плотности отливок.

Крутозагнутые гибы большого диаметра изготавливают путем штамповки двух полуторов с последующей сваркой. Сварные швы проходят 100%-ный дефектоскопический контроль.

Гибка труб поверхностей нагрева паровых котлов, теплообменных аппаратов и большей части трубопроводов осуществляется в холодном состоянии на трубогибочных станках. Трубы большого диаметра гнутся на станках с нагревом до температуры, при которой происходит превращение структуры углеродистой или перлитной низколегированной стали в аустенит. При гибке с подогревом требуются существенно меньшие усилия.

Схематически процесс гибки на станке представлен на рис. 3.11. С помощью зажима трубу закрепляют на секторе, который затем медленно приводится во вращение от электромеханического или гидравлического привода (на схеме — по часовой стрелке). Закрепление трубы зажимом производится при помощи эксцентрикового механизма, пневматического или гидравлического прижима. Труба при повороте сектора скользит по направляющей, а ее часть, закрепленная на секторе, проворачивается вместе с сектором. Труба принимает профиль сектора. Гибка трубы происходит в месте касания с сектором. Если труба тонкостенная и есть опасность сильного сплющивания, то в месте касания внутри располагают дорн (неподвижную оправку), который препятствует сплющиванию (уменьшает овализацию сечения).

При гибке происходит пластическое деформирование

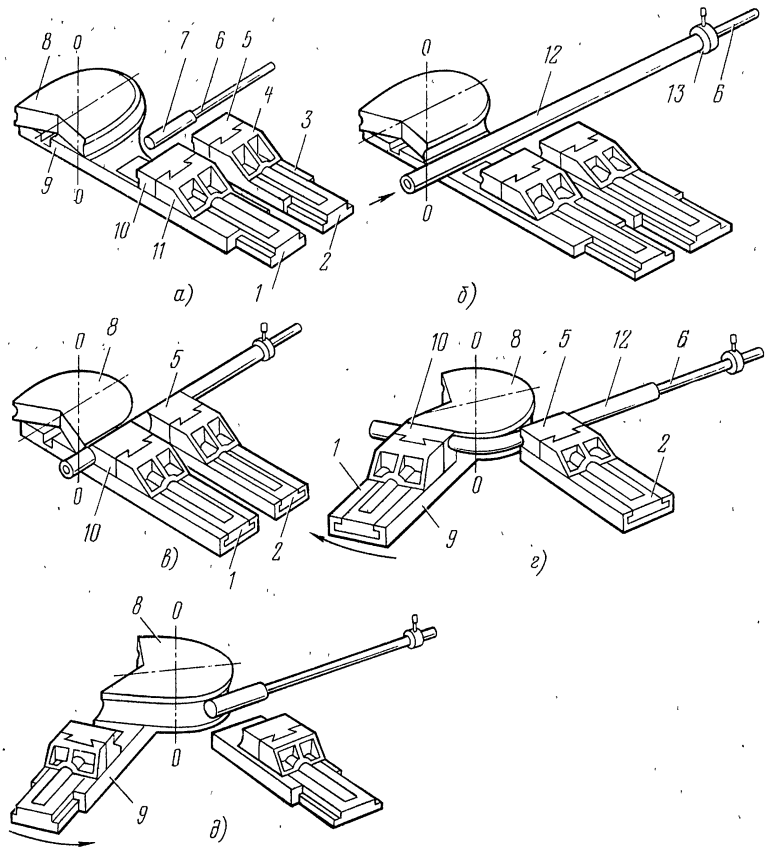


Рис. 3.11. Цикл гибки труб в трубогибочном станке с гидравлическим приводом: *а* — 1-й прием: подготовка рабочих органов станка к загрузке трубой; *б* — 2-й прием загрузка станка трубой; *в* — 3-й прием: установка рабочих органов станка в положение, соответствующее началу гибки трубы; *г* — 4-й прием: выполнение гибки трубы; *д* — 5-й прием· возврат поворотного стола и гибочного сектора в исходное положение; *1* — подвижной суппорт поворотного стола; *2* — подвижной суппорт неподвижного стола; *3* — неподвижный стол; *4* — упор неподвижного стола, *5* — сменный вкладыш, *6* — стержень дорна; *7* — дорн; *8* — гибочный сектор; *9* — поворотный стол, *10* — сменный вкладыш; *11* — упор поворотного стола; *12* — сгибаемая труба; *13* — фиксатор

металла — на наружной части гиба металл растягивается, на внутренней — сжимается. Чем меньше радиус гиба, тем больше деформация. Для получения малых искажений формы сечения трубы при гибке важно, чтобы конец дорна располагался точно в точке касания: если он будет сдвинут назад, то при гибке получится сильная овализация, если — вперед, то дорн будет царапать и сминать внутреннюю поверхность трубы. При этом возможно образование поперечных надрывов на трубе.

На рис. 3.12 показана схема формы поперечного сечения гиба. С наружной стороны гиб имеет участок сечения с большим

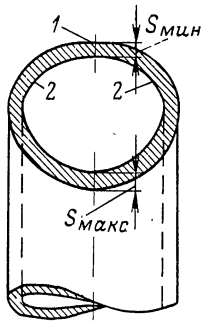


Рис. 3.12. Схема формы поперечного сечения гиба

радиусом кривизны (уплощение). В случае недостаточной длительной пластичности металла в процессе эксплуатации в этом месте могут образовываться продольные трещины на наружной поверхности, так как уплощенный участок будет выпучиваться и на наружной поверхности (точка *1* на рис. 3.12) возникнут максимальные дополнительные растягивающие напряжения. Другим опасным местом гиба являются переходы от уплощенного участка, имеющие минимальный радиус кривизны. В этих местах максимальные дополнительные растягивающие напряжения возникают на внутренней поверхности (точка *2* на рис. 3.12). Уплощение обычно тем больше, чем меньше отношение наружного диаметра к внутреннему и чем меньше радиус гиба.

Из-за отклонения формы поперечного сечения гиба от правильной круговой, в нем при эксплуатации под действием давления возникают дополнительные тангенциальные изгибные напряжения, величина которых зависит от конкретной формы поперечного сечения.

При гибке в месте начала деформации при плохо отработанной технологии возможно образование гофр.

В процессе пластической деформации при комнатной температуре происходит наклеп, сталь упрочняется. Из-за неравномерной пластической деформации в деталях возникают остаточные напряжения, которые могут суммироваться с напряжением от внешних нагрузок в процессе эксплуатации и приводить к снижению работоспособности детали. Наклепанный металл отличается пониженной коррозионной стойкостью.

Во многих случаях наклепанный металл оказывается достаточно работоспособным и не требует дополнительной термической обработки. Это относится к гибам труб поверхностей нагрева, выполненных из сталей 20, 12Х1МФ, и 12Х2МФСР.

Если мощность трубогибочного станка позволяет, то гибку паропроводных труб стремятся производить в холодном состоянии. После холодной гибки для устранения наклепа и снятия остаточных напряжений трубы подвергаются высокому отпуску. После отпуска гибы охлаждаются на воздухе. Окалину с труб удаляют дробеструйной обработкой.

Трубы большого диаметра с большой толщиной стенки гнутся иногда в горячем состоянии обычно при 950—980° С. Выдержка при нагреве под гибку определяется из расчета 1 мин на 1 мм толщины стенки. Гибку начинают при температуре не ниже 920° С, заканчивают при температуре не ниже 750° С, и трубы

охлаждают на воздухе. После горячей гибки производят полную термическую обработку — нормализацию с отпуском.

На котлостроительных заводах гибку стремятся выполнять в холодном состоянии, так как при горячей гибке не исключена вероятность неблагоприятных изменений структуры металла и как следствие — снижения его жаропрочности. При нагреве под гибку необходимо точно выдерживать температуру по длине и периметру труб, но печное оборудование котлостроительных заводов не всегда обеспечивает необходимую точность нагрева.

Гибку труб, выполненных из стали 12Х118Н12Т и других аустенитных сталей, ведут в холодном состоянии. После гибки необходима аустенизация. Гибы пакетом не более чем из пяти змеевиков, положенных один на другой, загружают в печь с панельными газовыми горелками. В печи размещают гибы змеевиков, а прямые концы, выступающие из печи, помещают на подставки, причем число подставок должно быть не менее двух. Гибы нагревают до 1000—1050° С и выдерживают в течение 15 мин.

В последние годы на котлостроительных заводах и в ремонтных предприятиях Минэнерго СССР применяются станки для гибки труб с использованием индукционного нагрева током средней частоты (2400—2500 Гц) с использованием машинного генератора.

Схема работы такого трубогибочного станка показана на рис. 3.13.

Труба *1* зажата в суппорте *2* и непрерывно перемещается слева направо в напрявляющих роликах *3*. Нажимный ролик *4* перемещается в перпендикулярном направлении. Изгиб происходит по «слабому» сечению, нагретому индуктором *5* до температуры 850—950° С.

Радиус гибки определяется перемещением нажимного ролика, а угол загиба — продольной подачей. При гибке этим способом узкая зона пластической деформации находится в окружении жестких ненагретых участков трубы, которые существенно огра-

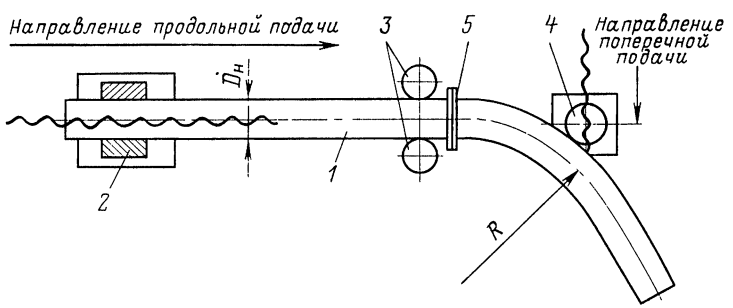


Рис. 3.13. Схема гибки трубы с индукционным нагревом током средней частоты

ничивают искажение поперечного сечения. Для получения правильной формы поперечного сечения ширина нагретой полоски должна поддерживаться в диапазоне (1,5—2,5) s. Ширина полосы нагрева ограничивается действием спреера — душирующей установки (за индуктором на горячую трубу направляются струи воды).

В процессе пластического деформирования необходимо обеспечивать равномерный нагрев, иначе могут образоваться гофры или локальные деформации в виде сдвигов.

На станках с индукционным нагревом трубы гнут с наружным диаметром 108—465 мм, с толщиной стенки до 20 мм.

В процессе гибки труб поверхностей нагрева и трубопроводов происходит утонение стенки трубы и труба приобретает дополнительную овальность. В то же время круглая цилиндрическая труба превращается в тор. При одинаковой толщине стенки тор правильной формы может выдержать большее внутреннее давление, чем цилиндр. Следовательно, изменения формы трубы при гибке могут привести как к снижению прочности из-за утонения стенки, так и к упрочнению из-за приближения формы гиба к тору.

При расчете на прочность по нормам [140] утонение стенки трубы в гибе частично компенсируется добавкой C_1 к расчетной толщине стенки. Утонение стенки трубы при гибке может быть определено по приближенной формуле

$$\Delta s = sD_н/R,$$

где R — средний радиус гиба (по нейтральной линии). Добавка C_1 выбирается в зависимости от относительного радиуса $R/D_н$. Как правило, относительный радиус гиба равен или больше 1,9.

Относительное утонение стенки в гибах оценивается по формуле

$$b = \frac{s - s_{мин}}{s} 100\%,$$

где s — номинальная толщина стенки прямой трубы; $s_{мин}$ — минимальная толщина стенки трубы в месте гиба на растянутой стороне.

Допускаемое утонение стенки трубы элемента котла в гибе зависит от относительного радиуса. При относительном радиусе от 1,9 до 2,5 допускается утонение на 20%; свыше 2,5 — не менее чем на 3,5—15%; при относительном радиусе 3,5 и выше — не менее чем на 10%.

Овальность в гибе определяется по формуле

$$a = \frac{2(D_{макс} - D_{мин})}{D_{макс} + D_{мин}} 100\%,$$

где $D_{макс}$ и $D_{мин}$ — наибольший и наименьший наружные диамет-

ры трубы в месте гиба, измеренные в одном и том же контрольном сечении.

Овальность в гибах труб поверхностей нагрева при относительном радиусе свыше 2,5 не должна превышать 10%; при относительном радиусе 2,5 и менее допускается овальность до 12%. На гибах соединительных труб и трубопроводов в пределах котла допускается овальность до 8% независимо от относительного радиуса.

Овальность в гибах станционных трубопроводов, изготовленных штамповкой и сваркой из двух половин, не должна превышать 3,5%.

Как правило, овальность труб в гибе тем выше, чем более тонкостенна труба и чем круче радиус гиба. Для снижения овальности котлостроительные заводы в последние годы увеличивают относительные радиусы гибов труб.

3.13. Штамповка днищ, вальцовка и штамповка обечаек

Днища барабанов изготавливаются штамповкой из листов. Основные операции при изготовлении днищ: разметка и вырезка заготовки, штамповка и механическая обработка.

Днища барабанов имеют форму полуэллипсоида с цилиндрическим бортом, который приваривается в дальнейшем к обечайкам барабана. В центре днища может быть лазовое отверстие. Обычно его размер составляет 420×320 мм.

Диаметр заготовки для штамповки днища, мм, выбирают по формуле

$$D_3 = p\,(D_н - s) + 2h - s.$$

Здесь p — полупериметр эллипса днища; $D_н$ — наружный диаметр днища; s — толщина листа; h — высота борта.

Если в днище должно быть лазовое отверстие, то оно также размечается под вырезку.

Заготовка под штамповку вырезается огневым способом: либо вручную, либо полуавтоматическим секатором. Перед штамповкой заготовка нагревается в печи до 1050—1100° С. Штамповка производится с одного нагрева. Температура в конце штамповки должна быть не ниже 880° С.

Перед насадкой заготовки в печь удаляют наплывы металла и грат, оставшиеся после огневой резки, чтобы избежать порчи поверхности днища и чрезмерных нагрузок при штамповке.

Штамповка днищ производится на гидравлических прессах.

Схематически процесс штамповки глухого днища представлен на рис. 3.14. Пуансон, имеющий форму днища, укреплен в верхней подвижной траверсе, медленно опускаясь вместе с траверсой, пуансон протягивает заготовку через матрицу. В нижнем положении готовое днище снимается с пуансона специальным

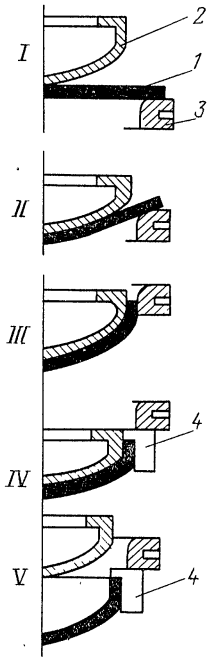


Рис. 3.14. Схема процесса штамповки глухого днища барабана:

I — положение пресса перед штамповкой; *II* — начало отборговки днища; *III* — окончание отбортовки, *IV* — начало снятия готового днища с пуансона; *V* — окончание снятия готового днища; *1* — заготовка, *2* — пуансоны, *3* — протяжное кольцо, *4* — сбрасыватель

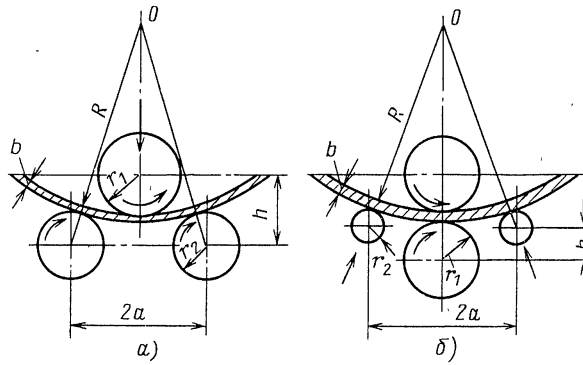


Рис. 3.15. Схема гибки листов в обечайку на трехвалковых (*а*) и четырехвалковых вальцах (*б*)

приспособлением, называемым сбрасывателем. Пуансон поднимается в крайнее верхнее положение, и цикл повторяется.

Готовое днище извлекается из-под пресса краном или лебедкой. После остывания днище осматривают и измеряют. Допуски на размеры должны удовлетворять требованиям ОСТ 108.030.39-80 «Барабаны сварные стационарных паровых котлов. Общие технические условия» (см. § 4.11).

Для изготовления цилиндрической части барабанов котлов и сосудов, работающих под давлением, используются трехвалковые и четырехвалковые листогибочные машины, которые часто называют вальцами.

Схемы гибки листов на вальцах с тремя и четырьмя валками показаны на рис. 3.15. Конец листа заводят между валками. На трехвалковой машине гибка листа начинается опусканием среднего валка; на четырехвалковой машине гибку начинают подъемом крайних валков. Затем приводится во вращение средний валок, и под действием силы трения, возникающей между валком и прижатым к нему листом, последний начинает перемещаться и изгибаться. У четырехвалковых вальцов перемещение листа осуществляется вращением среднего верхнего валка.

Гибку обычно осуществляют за несколько последовательных проходов листа между валками. После каждого прохода кривиз-

на листа увеличивается (радиус кривизны уменьшается), так как перемещаются поджимающие валки. Получается замкнутая цилиндрическая обечайка или полуобечайка. Полуобечайки сваривают в обечайки продольными сварными швами.

В зависимости от толщины листа, требуемого радиуса кривизны обечайки и материала листа гибку осуществляют в холодном или горячем состоянии. При гибке листа в холодном состоянии относительное удлинение по растянутому при гибке волокну не должно превышать 5%, т. е. минимальный допускаемый внутренний диаметр не должен превышать 40 s, где s — толщина листа, мм. При меньшем внутреннем диаметре лист из углеродистой стали нагревают до 1000° С; вальцовка должна заканчиваться при температуре не ниже 700° С.

Трехвальцовые вальцы проще по конструкции, но на них нельзя полностью свальцевать край листа — остаются прямые участки. Для их подгибки применяются форсзагибочные прессы, либо обрезают прямые участки. Припуск на прямой участок идет в отход. При гибке на четырехвалковых вальцах гнут и кромку листа, отхода нет.

Полуобечайки можно получать также штамповкой на гидравлических прессах. Точность изготовления обечаек обычно составляет более $\pm 1\%$ от наружного диаметра (но не более 20 мм). Гибку на вальцах проводят при толщине листа до 50 мм, при большей толщине штампуют полуобечайки на прессах.

Глава четвертая

ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ МЕТАЛЛА КОТЛОВ И ТРУБОПРОВОДОВ В ПРОЦЕССЕ ЭКСПЛУАТАЦИИ

4.1. Трубопроводы тепловых электростанций

Трубопроводы современных тепловых электростанций представляют собой сложную пространственную систему, состоящую из прямых труб, гибов (отводов, колен), тройников, конических переходов, компенсаторов и др. фитингов, опор, подвесок, запорной, регулирующей и предохранительной арматуры. Трубопроводы подвержены комбинированному воздействию внутреннего давления, компенсационных напряжений от температурных расширений, нагрузок от собственного веса труб, арматуры, а также тепловой изоляции. На них воздействуют стационарные нагрузки при базовых режимах работы блока и переменные при изменениях нагрузки, пусках и остановах. Трубопроводы подвержены вибрациям, возбуждаемым пульсацией расхода воды

и пара в них или динамическими нагрузками от вращающихся неуравновешенных роторов нососов или труб от агрегатов.

В общем объеме затрат на сооружения современной тепловой электростанции трубопроводы по стоимости поставляемого оборудования составляют до 10%, по стоимости монтажа до 15% и по трудоемкости монтажа свыше 20% [29].

Основным поставщиком трубопроводов для ТЭС является Белгородский завод энергетического машиностроения (БЗЭМ). На заводе сосредоточено производство станционных трубопроводов повышенного, высокого и сверхкритического давления и внутритурбинных трубопроводов независимо от давления. Концентрация производства преимущественно на одном заводе позволяет при единичном или мелкосерийном изготовлении энергетических блоков или ядерных энергетических установок организовать выпуск элементов трубопроводов как производство однотипной продукции в крупных масштабах при унификации и стандартизации элементов трубопроводов, т. е. получить экономический эффект крупносерийного производства.

Трубопроводы изготавливаются крупными блоками, требующими минимальных затрат труда и времени при монтаже на электростанции. Размер блоков ограничивается габаритами, допускаемыми по условиям транспортирования по железной дороге, и длиной выдвижного пода термической печи при необходимости проведения отпуска гибов и сварных соединений после изготовления блока.

Основными элементами трубопроводных блоков служат прямые участки и гибы. Основной способ соединения элементов в заводских условиях — автоматическая сварка под слоем флюса; реже используется ручная электродуговая сварка. По массе гнутые участки трубопроводов повышенного, высокого и сверхкритического давления из углеродистых сталей составляют около 40%; трубопроводов из перлитных жаропрочных сталей — около 55%.

Заводские блоки подразделяются на прямые, плоские и пространственные. Прямые блоки имеют общую прямую ось, по которой и собираются элементы блока стыковыми сварными швами в поворотном положении. У плоских блоков оси элементов, входящих в состав блока, лежат в одной плоскости. Пространственные блоки имеют отдельные элементы, выходящие по одну сторону за плоскость блока.

Для сварки блоков используются сварочные манипуляторы, расширяющие возможности получения сварных соединений в поворотном положении при помощи автоматической сварки под слоем флюса. Такой технологический процесс можно наладить лишь при заводском индустриальном производстве.

Неповоротные стыки выполняются ручной электродуговой сваркой, более трудоемки, требуют более высокой квали-

фикации сварщика, и при их сварке труднее обеспечить стабильность качества.

При проектировании станционных трубопроводов основой служат отраслевые стандарты на сортамет труб, стандарты на детали трубопроводов, нормы расчета на прочность, регламентирующие расчет по выбору основных размеров, руководящие технические материалы по поверочным расчетам на прочность, требования к габаритным размерам, конфигурации и составу трубопроводных блоков и ряд других нормативно-технических документов. Эта документация позволяет «набрать» заданную генеральным проектантом трассу паропровода из унифицированных элементов заводского изготовления. Резко ограничивается номенклатура используемых элементов; их можно изготавливать крупными сериями по стабильной прогрессивной технологии.

Выбор материала труб для трубопроводов в основном определяется температурой и давлением рабочей среды [1,3]. Это стали 20, 15ГС, 15ХМ, 12Х1МФ и 15Х1М1Ф. Для каждого сочетания давления и температуры рабочей среды и диаметра условного прохода ($D_у$) отраслевые стандарты определяют материал трубы, наружный диаметр и толщину стенки.

На протяжении длительного времени трубопроводы, работающие в условиях ползучести металла — при 450° С и выше, выпускались на расчетный срок службы 100 тыс. ч. В настоящее время они выпускаются на расчетный срок службы 200 тыс. ч.

Сборка трубопроводов на электростанции из заводских блоков и ремонтная сварка осуществляются в основном ручным электродуговым способом. Стыки трубопроводов высокого и сверхкритического давления свариваются предпочтительно комбинированным способом: корневой слой шва выполняют ручной или автоматической аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом, остальное сечение — ручной электродуговой сваркой толстообмазанными электродами. Используется также сборка и сварка сварных соединений на подкладных кольцах с заполнением всего шва ручной электродуговой сваркой толстообмазанными электродами [4].

В процессе эксплуатации износ трубопроводов, работающих при температуре ниже 450° С, связан с коррозией, эрозией и тепловой усталостью. При температуре выше 450° С важную роль играют ползучесть и структурные изменения металла.

4.2. Изменения структуры металла и контроль за паропроводами

В процессе длительной эксплуатации при высоких температурах структура стали претерпевает изменения. До эксплуатации структура низколегированных перлитных сталей 12МХ, 15ХМ, 12Х1МФ и 15Х1М1Ф состоит из феррита и перлита или

феррита, перлита и промежуточной составляющей байнитного типа.

При эсплуатации паропроводов высоких, сверхвысоких и сверхкритических параметров пара происходят изменения в строении как ферритной, так и перлитной составляющей.

Рассмотрение начнем с анализа превращений, которые происходят в ферритных зернах перлитных жаропрочных сталей — наиболее мягкой и податливой структурной составляющей. Феррит упрочнен из-за растворения в нем углерода, молибдена, хрома и ванадия. В теле ферритных зерен имеются мелкодисперсные карбиды. Их роль особенно велика в упрочнении феррита хромомолибденованадиевых сталей. Мелкие карбиды, равномерно распределенные в ферритной матрице, затрудняют пластическую деформацию, так как препятствуют движению дислокаций. При коагуляции карбидов их количество уменьшается, а размеры увеличиваются. Препятствий для движения дислокаций становится меньше. Это явление в значительной степени объясняет изменение механических свойств перлитных сталей. В процессе эксплуатации ферритная матрица обедняется легирующими элементами из-за ухода их в карбидную фазу. Изменяется фазовый состав карбидов.

До эксплуатации при отпуске нормализованных или закаленных труб из сталей 12Х1МФ и 15Х1М1Ф остаточный аустенит распадается и наблюдается выпадение карбидов из пересыщенного твердого раствора в феррите. Во всех перлитных сталях при эксплуатации происходят превращения в карбидной фазе, затрагивающие как количество и размер карбидных частиц, так и их состав. Одновременно легирующие элементы перераспределяются между ферритом и карбидами; протекают рекристаллизационные процессы в феррите.

В случае, если отпуск не приводит к достаточно полному выделению карбидов из твердого раствора в феррите, в процессе эксплуатации по дислокациям выпадают вторичные фазы и травимость феррита повышается.

При продолжительной эксплуатации наблюдается увеличение размеров карбидов, а количество их обычно уменьшается. Процесс увеличения размеров карбидных включений в феррите во время эксплуатации происходит и в том случае, если при отпуске было достигнуто относительно стабильное состояние по количеству выпавшей вторичной фазы. Когда при отпуске образуются крупные карбиды, при эксплуатации по полю ферритного зерна между ними возможно выпадение мелких карбидов с последующей их коагуляцией.

Перлит и бейнит также претерпевают изменения при эксплуатации стали в области высоких температур, при 450—580° С пластинки цементита в зернах перлита жаропрочных сталей постепенно приобретают сферическую форму или приближаются

к ней. Этот процесс называется сфероидизацией.

Процесс начинается с деления пластинок цементита или сложных карбидов, входящих в состав перлита, на отдельные частицы, которые в дальнейшем принимают сферическую форму. Одновременно происходит объединение мелких карбидов в более крупные. По границам зерен появляется большое количество глобулярных карбидов. Границы утолщаются. Карбиды основных легирующих элементов — молибдена, хрома и ванадия — более устойчивы против сфероидизации, чем цементит. Алюминий, вводимый в перлитную сталь для раскисления или улучшения жаростойкости, способствует сфероидизации.

Наибольшее влияние на скорость сфероидизации оказывает температура.

Сфероидизация значительно увеличивает скорость ползучести стали, на временном сопротивлении сказывается меньше, снижая его на 10—15%. Относительное сужение и относительное удлинение повышаются. На ударной вязкости сфероидизация отражается обычно слабо, однако в тех случаях, когда сфероиды образуются преимущественно по границам зерен, ударная вязкость снижается.

В процессе длительной эксплуатации углеродистых и перлитных жаропрочных сталей по границам зерен образуются глобулярные карбиды, имеющие большие размеры, чем карбиды, выпавшие внутри ферритных зерен. Границы зерен утолщаются. На границе кристаллические решетки с различной ориентацией в пространстве сопрягаются. По местам сопряжения располагаются в большом количестве дислокации и вакансии. На границах зерен и в приграничных областях, где находится повышенное количество дефектов кристаллической решетки, облегчается растворение инородных атомов, имеющих размеры, отличные от размера атомов металла-растворителя. Диффузионная подвижность атомов по границам существенно выше, чем в теле зерна. К границам в процессе эксплуатации при высокой температуре устремляются атомы легирующих элементов, образующих раствор замещения. Их несколько меньше, чем атомов углерода. Углерод диффундирует быстрее благодаря малым размерам атомов. Карбидообразующие легирующие элементы на границах легко соединяются с углеродом. Таков механизм образования крупных карбидов по границам зерен.

Сфероидизация углеродистой и молибденовой стали может сопровождаться графитизацией — распадом цементита с образованием включений графита.

Частицы графита ослабляют металлическую матрицу, приводят к концентрации напряжений и облегчают хрупкое разрушение. Особенно опасны образования графита в виде цепочек. Такие включения наблюдаются в зоне термического влияния сварных соединений и в наклепанном при гибке металле гибов

паропроводов из углеродистой стали и стали 16М. Для предотвращения графитизации в состав сталей вводятся интенсивные карбидообразователи: хром, ванадий, ниобий, которые образуют стойкие сложные карбиды.

В результате эксплуатации при 500—510° С в течение 100 тыс. ч и более перлит в сталях 12МХ и 15ХМ сфероидизирован в значительно меньшей степени, чем в стали 16М.

Сфероидизация протекает с различной скоростью в металле труб, расположенных в одном и том же паропроводе. Две соседние трубы могут иметь сильно отличающуюся микроструктуру. Различия в скорости сфероидизации могут быть вызваны особенностями шихтовки, выплавки, раскисления, технологии термообработки и другими причинами.

Контрольные участки паропроводов не всегда дают представительные результаты по состоянию металла всего паропровода. Обычно в паропроводе имеются трубы с худшей структурой, чем у металла контрольного участка.

Из-за отсутствия однозначной зависимости между структурой и жаропрочностью изменения в структуре металла, видимой под оптическим микроскопом, при оценке работоспособности труб паропровода после длительной эксплуатации должны учитываться, но сами по себе они не могут служить браковочным критерием. Микроструктура может быть самостоятельным браковочным критерием в тех случаях, когда наблюдаются по границам зерен видимые под оптическим микроскопом цепочки размером более 2 мкм, появившиеся из-за ползучести; когда имеются графитные включения в сталях 20 и 16М, превышающие 2 мкм; когда наблюдаются недопустимые по техническим условиям на поставку загрязнения неметаллическими включениями или имеют место недопустимые несплошности (трещины, поры и т. п.).

В процессе эксплуатации происходит интенсивный переход молибдена и хрома из твердого раствора феррита в карбиды. В исходном состоянии в сталях 12МХ и 15ХМ, в карбидах содержится от 3 до 8% молибдена (рис. 4.1). После 150 тыс. ч при 500—510° С его содержание повышается до 45—80%. Количество молибдена, перешедшего в карбиды, сильно различается по отдельным трубам. С увеличением продолжительности эксплуатации контраст между отдельными трубами возрастает. Не установлено разницы в зависимости перехода молибдена в карбиды от длительности эксплуатации для сталей 12МХ и 15ХМ. Повышение температуры эксплуатации до 535° С вызвало ускорение перехода молибдена в карбиды.

Кинетика увеличения содержания хрома в карбидах имеет в принципе тот же характер, но темп перехода замедлен. При 535° С хром, как и молибден, быстрее, чем при 500—510° С, переходит в карбиды. Скорость перехода обоих легирующих

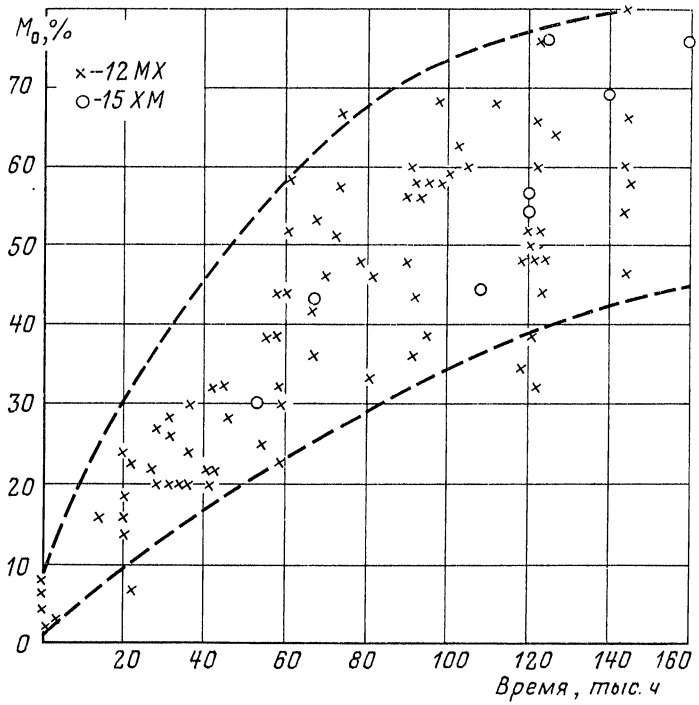


Рис. 4.1. Кинетика перехода молибдена в карбиды в процессе эксплуатации паропроводов из сталей 12МХ и 15ХМ при 510° С

элементов при увеличении продолжительности эксплуатации уменьшается, что можно объяснить снижением концентрации молибдена и хрома в феррите со временем.

Не установлено четкой разницы в содержании легирующих элементов в карбидной фазе металла труб, обеспечивающих длительную надежную эксплуатацию и разрушившихся в эксплуатации. Процент перехода в карбиды молибдена — основного элемента, обеспечивающего повышение жаропрочности, можно рассматривать также лишь как вспомогательный критерий.

На основании накопленных опытных данных можно сделать вывод о необходимости проведения тщательного обследования труб паропроводов при достижении 70%-ного содержания молибдена в карбидах сталей 12МХ и 15ХМ.

В исходном состоянии временное сопротивление при комнатной температуре стали 12МХ несколько меньше, чем стали 15ХМ (рис. 4.2, *а*). На этом рисунке пунктиром нанесены допускаемые изменения временного сопротивления стали 12МХ в исходном состоянии по техническим условиям на поставку.

Металл всех труб как в исходном состоянии, так и после длительной эксплуатации удовлетворял требованиям технических условий. С увеличением продолжительности эксплуатации раз-

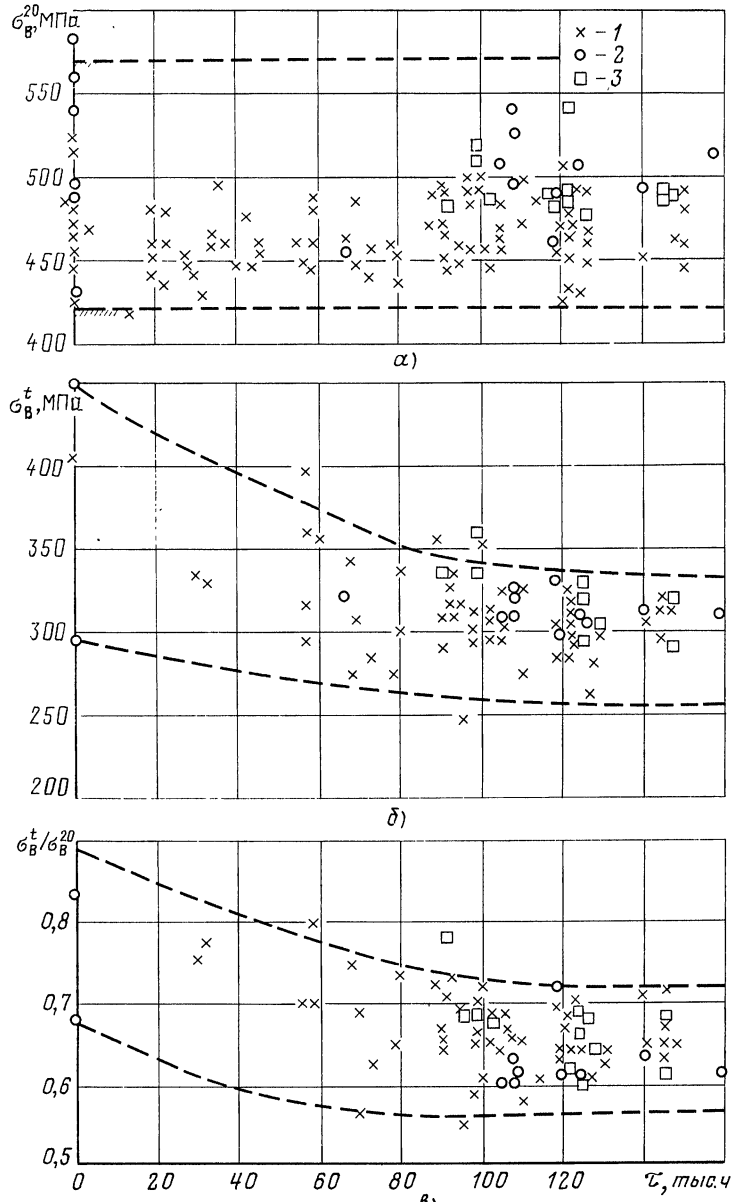


Рис. 4.2. Зависимость для сталей 12МХ и 15ХМ временного сопротивления при комнатной температуре и температуре 500—510° С, а также отношения этих временных сопротивлений от продолжительности эксплуатации при 500—510° С:

а — при комнатной температуре, *б* — при рабочей температуре; *в* — зависимость отношения временного сопротивления при рабочей температуре к временному сопротивлению при комнатной температуре:

1 — сталь 12МХ; *2* — сталь 15ХМ; *3* — сварные соединения стали 12МХ

личие в свойствах стали 15ХМ и 12МХ уменьшается. Временное сопротивление металла труб, имевших максимальную прочность в исходном состоянии, снижается, а труб, имевших средние или низкие прочностные свойства, остается практически без изменения. Происходит как бы «доотпуск» в эксплуатации труб, обладающих более высокой прочностью.

В процессе эксплуатации углеродистой и низколегированных жаропрочных сталей имеет место тенденция к снижению временного сопротивления и предела текучести при комнатной температуре. Более резкое разупрочнение обычно наступает на третьей стадии ползучести. Такие трубы необходимо заменять.

Временное сопротивление при рабочей температуре уменьшается с увеличением продолжительности эксплуатации (рис. 4.2, *б*). При комнатной температуре временное сопротивление сварных соединений труб из стали 12МХ несколько превышает временное сопротивление основного металла.

Следует отметить, что отношение $\sigma_в^t/\sigma_в^{20}$ имеет меньший разброс значений у разных труб, чем временное сопротивление при рабочей температуре. Обусловлено это тем, что трубы, обладающие большей прочностью при рабочей температуре, имеют большую прочность и при комнатной температуре. Учитывая монотонный характер изменения $\sigma_в^t/\sigma_в^{20}$ от продолжительности эксплуатации и меньший разброс при одном и том же времени эксплуатации по сравнению с временным сопротивлением при рабочей температуре, величину $\sigma_в^t/\sigma_в^{20}$ можно рассматривать в качестве критерия эксплутационной надежности долго работавшего металла.

Пределы текучести сталей 12МХ и 15ХМ при комнатной и рабочей температурах практически не зависят от продолжительности эксплуатации при 510—535° С.

Характеристики пластичности — поперечное сужение и относительное удлинение — при комнатной температуре не зависят от продолжительности эксплуатации, а при рабочей температуре повышаются со временем, причем повышение относительного удлинения происходит быстрее, чем увеличение поперечного сужения.

Ударная вязкость — это косвенный показатель качества изготовления, качества проведения термической обработки и эксплуатации надежности металла паропроводов.

При эксплуатации труб из углеродистой, молибденовой и хромованадиевой сталей иногда наблюдалось снижение ударной вязкости при комнатной температуре до 5—10 Дж/см^2. Такие трубы заменялись. По нашему мнению, не следует допускать снижения ударной вязкости перлитных сталей ниже 3 Дж/см^2.

Трубы с низкой ударной вязкостью необходимо заменять или подвергать повторной термообработке.

Одновременно с исследованиями структуры и свойств основного металла исследовано 16 сварных соединений на паропроводных трубах, выполненных из сталей 12МХ и 15ХМ, после различных сроков эксплуатации. В процессе длительной эксплуатации сварные соединения сталей 12МХ и 15ХМ обладают высокой структурной стабильностью.

При температурах 510—535° С происходит снижение твердости металла шва сварных соединений стали 12МХ, выполненных электродами Э-ХМ и Э-М*, а также металла, упрочненного термомеханическим циклом сварки околошовной зоны. Ни в одном из исследованных стыков не обнаружено графитизации (в том числе и в сваренных электродами типа Э-М). Сварные соединения сталей 12МХ и 15ХМ не склонны к локальным разрушениям.

Временное сопротивление при комнатной температуре сварных соединений труб из стали 12МХ, выполненных электродами Э-ХМ (ЦЛ14) и Э-М (ЦЛ6), несколько превышает после эксплуатации временное сопротивление основного металла из-за термомеханического цикла сварки. Эта разница не сглаживается даже после 150 тыс. ч эксплуатации, что может быть объяснено образованием устойчивой субструктуры.

Длительная прочность сварного соединения паропроводных труб, выполненных из стали 12МХ, после эксплуатации в течение 114 тыс. ч при 510° С не уступала длительной прочности основного металла.

В отечественном энергомашиностроении применяется хромомолибденованадиевая сталь 12Х1МФ.

Массовые исследования микроструктуры паропроводных труб, выполненных из стали 12Х1МФ, после длительной эксплуатации позволили установить, что эксплуатация при 500—510° С в течение всего расчетного срока службы — 100 тыс. ч практически не вызывает структурных изменений. При 540—545° С интенсивная коагуляция карбидов отмечается после 50—60 тыс. ч; при 560—570° С — после 15—20 тыс. ч. Коагуляция карбидов не может служить браковочным критерием, хотя и сопровождается ухудшением прочностных показателей стали.

Автором совместно с П. Р. Должанским и Л. И. Рябовой проведен анализ влияния длительной эксплуатации при температуре 560—570° С на структуру и свойства металла паропроводных труб из стали 12Х1МФ. Анализ проведен на основе данных о металле более ста вырезок из контрольных участков паропроводов высокого давления ряда электростанций Мосэнерго. Также использовались результаты исследования металла труб паропроводов промежуточного перегрева Конаковской ГРЭС, заме-

* Подобно маркировке стали, в условном обозначении типа электрода буква обозначает химический элемент: Х — хром; М — молибден; Ф — ванадий.

ненных из-за повышенной остаточной деформации или трещин. Эти трещины образовались от исчерпания длительной прочности.

Согласно МРТУ 14-4-21-67 и ТУ 14-3-460-75, по которым поставлена большая часть труб, жаропрочные свойства стали 12Х1МФ гарантируются по микроструктуре: шкала предусматривает 9 типов микроструктур (9 баллов). Чем больше в структуре стали промежуточной составляющей, тем выше жаропрочность и тем меньше номер балла микроструктуры. Нерекомендованные структуры — 6, 7, 8 и 9 баллов — представляют собой феррит с карбидами или феррит и небольшое количество промежуточной составляющей, расположенной преимущественно по границам зерен. Нерекомендованные структуры, как правило, получаются при нарушении заданных режимов термической обработки. Сталь 12Х1МФ с нерекомендованной структурой может обладать пониженной жаропрочностью.

В системе Мосэнерго обследована микроструктура 3908 труб паропроводов и пароперепускных труб котлов. Для этого использован метод сколов, а также проведены исследования металла вырезок из контрольных участков. Установлено, что 71,2% труб, выполненных из стали 12Х1МФ, имеют нерекомендованную структуру, соответствующую 6, 7 и 8 баллам.

Эксплуатация стали 12Х1МФ при 560—570° С в первые 15—20 тыс. ч приводит к заметному изменению структуры. Наблюдаются распад перлитной составляющей, коагуляция карбидов в перлите и промежуточной составляющей, увеличивается размер карбидных частиц, расположенных на границах зерен. После 20—30 тыс. ч эксплуатации рекомендуемая структура с небольшим количеством промежуточной составляющей приобретает вид, близкий к нерекомендуемой структуре 6—7 баллов. Трубы, имеющие исходную структуру 7 баллов, претерпевают изменения структуры, выражающиеся в дальнейшей коагуляции карбидов.

Эксплуатация при температуре 560—570° С вызывает переход молибдена и хрома из твердого раствора в карбиды.

На рис. 4.3 представлены результаты массовых исследований количества молибдена, перешедшего в карбиды, в стали

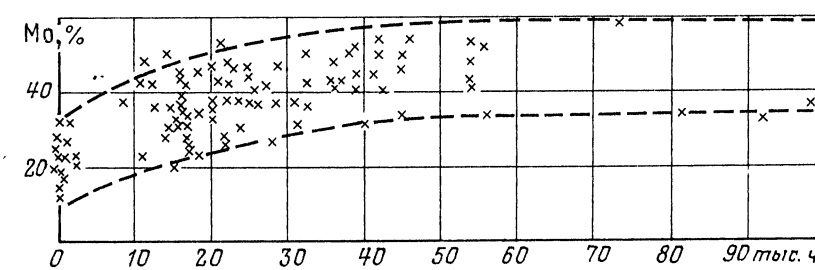


Рис. 4.3. Влияние продолжительности эксплуатации при 560—570° С на переход молибдена в карбиды в стали 12Х1МФ

12Х1МФ. В исходном состоянии независимо от характера структуры, в металле катаных труб, прошедших нормализацию и высокий отпуск, содержится от 10 до 35% молибдена в карбидах. После 50 тыс. ч эксплуатации в карбидах находится от 32 до 48% молибдена. Имеется тенденция к затуханию перехода молибдена в карбиды при дальнейшей эксплуатации.

Влияние длительной эксплуатации при 560—570° С на механические свойства стали 12Х1МФ удобно рассмотреть, представив результаты испытаний в графической форме [76]. Временное сопротивление при комнатной температуре изменяется двояким образом (рис. 4.4). При высоких значениях в исходном состоянии оно сильно снижается в эксплуатации; при значениях, близких к нижнему пределу по техническим условиям, временное сопротивление практически не изменяется. Следует отметить, что встречаются отдельные трубы, металл которых как в исходном состоянии, так и после эксплуатации имеет временное сопротивление несколько ниже требований технических условий на поставку.

Снижение временного сопротивления при комнатной температуре ниже требований технических условий к стали 12Х1МФ наблюдается обычно в тех случаях, когда образцы вырезались в непосредственной близости от места разрушения. Временное сопротивление при комнатной температуре, как правило, удовлетворяет требованиям технических условий на металл в состоянии поставки.

Предел текучести стали 12Х1МФ при комнатной температуре имеет тенденцию к снижению и обычно удовлетворяет требованиям технических условий, даже если исследовался металл вблизи места разрушения.

Пластические свойства при комнатной температуре изменяются слабо. Относительное удлинение при высокой температуре имеет тенденцию повышаться.

Ударная вязкость хромомолибденовых сталей при комнатной и рабочей температурах остается неизменной.

При образовании субмикроскопических и микроскопических пор в металле паропроводных труб из стали 12Х1МФ, когда ресурс жаропрочности почти исчерпан, проявляется сильно выраженная анизотропия ударной вязкости при комнатной температуре — на поперечных образцах ударная вязкость существенно снижается, тогда как на продольных изменяется гораздо меньше. Обусловлено это тем, что микротрещины располагаются на поперечном образце в плоскости, проходящей через ось надреза, где и происходит разрушение. На продольном образце микротрещины приводят как бы к «расслоению» образца; микротрещины расположены в нем перпендикулярно плоскости разрушения.

Временное сопротивление при рабочей температуре $\sigma_в^t$ (рис. 4.4, *б*) снижается в процессе эксплуатации независимо от

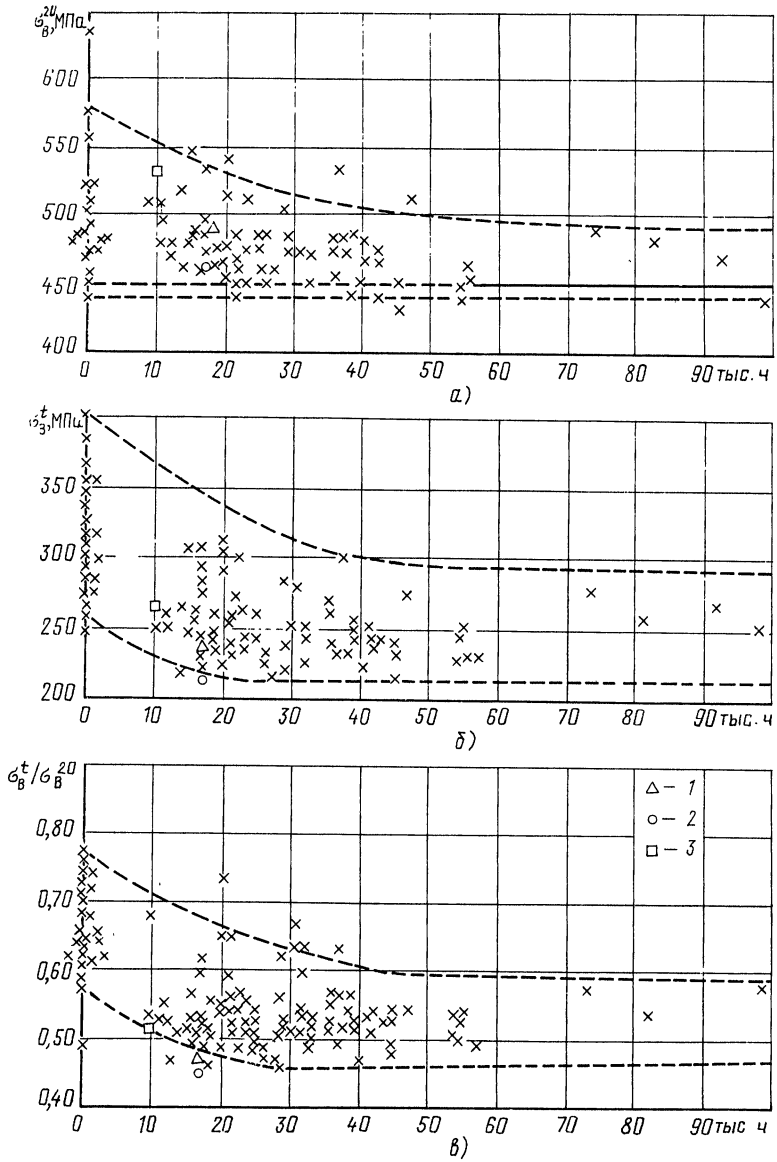


Рис. 4.4. Влияние длительной эксплуатации на механические свойства стали 12Х1МФ при комнатной и рабочей температурах:
а — временное сопротивление при 20° С; *б* — то же сопротивление при 560—570° С, *в* — отношение $\delta_в^t/\delta_в^{20}$; *1* — точки, относящиеся к металлу разрушенного гиба трубы ∅426×17 мм в районе бобышек; *2* — точки, относящиеся к металлу разрушенного гиба трубы ∅426×17 мм около места разрушения, *3* — точки, относящиеся к металлу гиба трубы ∅426×17 мм, накопившему остаточную деформацию 1,32% за 10 тыс. ч

исходного уровня прочности. Но более прочные в исходном состоянии трубы разупрочняются быстрее.

В эксплуатации контраст в значениях временного сопротивления при рабочей температуре снижается. Точки, характеризующие временное сопротивление металла гиба, разрушившегося через 17 тыс. ч, находятся около нижней границы разброса. Временное сопротивление при рабочей температуре металла гиба, накопившего деформацию 1,32%, несколько выше нижней границы полосы разброса.

Таким образом, следует сделать вывод, что эксплуатация всех перлитных жаропрочных сталей при высоких температурах вызывает наиболее заметное изменение временного сопротивления при рабочей температуре.

Отношение $\sigma_в^{565}/\sigma_в^{20}$ для стали 12Х1МФ по обобщенным данным в исходном состоянии колеблется от 0,57 до 0,78. Эксплуатация при 560—570° С в течение 15—20 тыс. ч вызывает резкое снижение этого отношения. Такое снижение отношения $\sigma_в^{565}/\sigma_в^{20}$ согласуется с заметными изменениями микроструктуры стали 12Х1МФ, происходящими в этот же период эксплуатации. Интересно, что точки, характеризующие отношение $\sigma_в^{t}/\sigma_в^{20}$ для металла гиба, разрушившегося в эксплуатации, и гиба, накопившего остаточную деформацию 1,32% за 10 тыс. ч, ложатся ниже обычной полосы разброса. Отношение $\sigma_в^{t}/\sigma_в^{20}$ можно использовать в качестве одного из критериев работоспособности долго работавшего металла. Отношение $\sigma_в^{565}/\sigma_в^{20}$ разрушившихся в эксплуатации при 560—570° С труб из стали 12Х1МФ или труб, замененных из-за ускоренной ползучести, находилось в пределах 0,45—0,47.

Учитывая возможный разброс экспериментальных данных для определения отношения $\sigma_в^{t}/\sigma_в^{20}$, следует использовать средние величины трех-четырех испытаний на растяжение при небольшом разбросе, пяти-шести — при значительном.

Сталь 15Х1М1Ф обладает лучшей структурной стабильностью по сравнению со сталью 12Х1МФ, ее свойства в меньшей степени зависят от режима термической обработки и, в частности, от скорости охлаждения. Поэтому трубопроводы с толщиной стенки более 40—45 мм стремятся изготавливать из стали 15Х1М1Ф. В то же время для изготовления камер, имеющих большое количество угловых сварных соединений (места приварки штуцеров или патрубков), желательно применять более пластичную сталь 12Х1МФ даже при больших толщинах стенки.

Обобщенных данных по влиянию условий длительной эксплуатации на механические свойства стали 15Х1М1Ф, базирующихся на результатах массовых исследований, пока нет. Контрольные испытания, выполненные на металле ряда труб, показывают, что свойства стали 15Х1М1Ф при комнатной и рабочей температурах слабо зависят от продолжительности эксплуатации.

По влиянию условий эксплуатации на показатели надежности отливок из жаропрочных сталей для паропроводной арматуры и фасонных частей трубопроводов накоплен меньший экспериментальный материал, чем по металлу паропроводных труб.

На котлах высокого и сверхкритического давления на выходных участках пароперегревателей острого пара и промежуточного перегрева применяются трубы из аустенитной хромоникелевой стали 12Х18Н12Т. При освоении котлов сверхкритического давления наблюдалось довольно много повреждений этих труб.

Разрушения происходили из-за некачественной термической обработки на трубных заводах в 75% случаев — мелкое зерно; в 12,5% случаев из-за дефектов прокатки труб (плены, закаты и др.) и в 12,5% — из-за межкристаллитной коррозии.

В последующие годы качество термической обработки пароперегревательных труб из стали 12Х18Н12Т существенно улучшилось, а количество труб с дефектами прокатки резко сократилось.

На трубах из аустенитной стали не допускаются глубокие риски и вмятины, так как они являются очагами разрушения в эксплуатации (концентрация напряжений и наклеп). Дефекты должны полностью удаляться шлифовкой. Если шлифовка невозможна, дефектные участки труб необходимо заменять.

Аустенитные стали лучше переносят кратковременные перегревы выше расчетной температуры, так как в них менее резко выражена зависимость длительной прочности от температуры, чем в перлитных.

Сталь 12Х18Н12Т характеризуется удовлетворительной стойкостью против общей коррозии в воде, перегретом паре и продуктах сгорания большинства энергетических топлив (кроме высокосернистого мазута). Но в то же время сталь подвержена коррозии под напряжением в воде, содержащей ионы хлора и растворенный кислород.

Аустенитные стали также претерпевают изменения структуры и свойств в процессе эксплуатации. Трубы из стали аустенитного класса поставляются в аустенизированном состоянии. До эксплуатации структура большинства аустенитных сталей, применяемых в котлостроении, состоит из аустенита и карбонитридов.

В ходе эксплуатации из пересыщенного твердого раствора углерода и легирующих элементов в γ-железе по границам зерен выпадают хрупкие вторичные фазы, которые приводят к снижению ударной вязкости, но, несмотря на это, ударная вязкость все-таки остается на достаточно высоком уровне — не ниже 80 Дж/см^2.

Перегрев до температуры выше расчетной приводит к ускоренному распаду аустенита с выделением вторичных фаз. Прочностные свойства и показатели пластичности при комнатной и рабочей температурах даже в этом случае мало изменяются.

В процессе ползучести по границам зерен образуются сначала мелкие, а потом разрастающиеся пустоты; их развитие постепенно подготавливает разрушение от исчерпания длительной прочности.

Важным критерием эксплуатационной надежности стали является способность к пластической деформации при ползучести. Разрушению элементов котлов, изготовленных из стали с высокой длительной пластичностью, предшествует большая остаточная деформация. Заметное увеличение наружных размеров труб служит сигналом о наступлении опасного состояния и позволяет своевременно заменять ненадежный элемент. Пластическая деформация в месте концентрации напряжений от дефектов сварки, в местах резких переходов уменьшает опасность внезапного хрупкого разрушения.

Способность металла накапливать определенную остаточную деформацию для разрушения от исчерпания длительной прочности используется для контроля труб паропроводов и пароперегревателей в процессе эксплуатации. Для этого в эксплуатации осуществляется контроль за остаточной деформацией, накапливаемой трубами из-за ползучести, путем замера вертикального и горизонтального диаметров по реперам. Часто результаты измерений по двум диаметрам не совпадают по величине, а иногда и по знаку. Причины этого могут лежать в овальности труб, их разностенности, а также в ошибках при измерениях. Для того чтобы последнюю причину свести до минимума, следует поручать производить измерения квалифицированному персоналу.

Хорошо известно, что по пределу длительной прочности, определенной при испытаниях металла элемента энергооборудования в лабораторных условиях по стандартной методике, можно рассчитать конструкционную длительную прочность элементов трубопроводов. Это положение подтверждено рядом теоретических и экспериментальных работ и опытом многолетней эксплуатации. На нем основывается нормативный метод расчета на прочность элементов.

В то же время ни теоретически, ни экспериментально не было доказано, что по результатам испытаний на длительную прочность долго работавшего металла на основании определения его предела длительной прочности можно прогнозировать оставшийся срок службы до вероятного разрушения изготовленной из него конструкции. При этом обычно пытаются использовать расчетные формулы, применяемые для конструкторских расчетов на прочность изготавливаемых элементов энергооборудования. Однако многими исследователями и инженерами это положение воспринимается как очевидное.

При испытании долго работавшего металла на длительную прочность по сравнению с результатами испытаний металла в исходном состоянии время до разрушения при высоких напряже-

ниях резко уменьшается, тогда как при малых напряжениях и сроках до разрушения 5—10 тыс. ч это время изменяется в существенно меньшей степени. При обработке данных испытаний долго работавшего металла в традиционных координатах $\lg \sigma$ — $\lg \tau$ предел длительной прочности за 100 тыс. ч либо остается таким же, как при испытании металла в исходном состоянии, либо немного снижается. Этот вывод основан на результатах испытаний металла нескольких паропроводов, выполненных из сталей 12МХ и 15ХМ, и их сварных соединений. Вывод также хорошо согласуется с результатами стендовых и лабораторных испытаний.

Таким образом, предел длительной прочности долго работавшего металла не может служить однозначным критерием его эксплуатационной надежности.

Проведены испытания на длительную прочность образцов труб 32×5 мм из стали 12Х1МФ (из промышленной партии) в исходном состоянии, после старения при 590° С в течение 6000 ч без напряжения, после старения при 590° С и напряжении 70 МПа в течение 6000 ч. Химический состав металла труб соответствовал среднему для стали 12Х1МФ. Трубы в состоянии поставки имели нерекомендованную структуру и поэтому перед испытаниями были подвергнуты термической обработке по режиму: нагрев до 980° С, выдержка 45 мин и закалка в масле; затем проводился отпуск при 700° С в течение 1 ч с последующим охлаждением на воздухе. В результате термической обработки получена рекомендованная структура, соответствующая 5-му баллу по шкале микроструктур.

Трубчатые образцы испытывались на длительную прочность с необработанной поверхностью, длина их составляла 170 мм.

Режим испытаний на длительную прочность, старение и старение под напряжением выбран из следующих соображений. Температура испытаний 590° С несколько превышала допускаемую — 585° С для труб поверхностей нагрева из стали 12Х1МФ по правилам Госгортехнадзора СССР. При этой температуре в структуре стали 12Х1МФ за время испытаний должны были произойти заметные изменения, связанные со старением.

Согласно [124], разрушающее напряжение за 6 тыс. ч при 590° С для стали 12Х1МФ составляет 110 МПа. В результате старения под напряжением 70 МПа при 590° С в конце выдержки в течение 6 тыс. ч фактический коэффициент запаса прочности трубчатого образца, определенный как отношение разрушающего напряжения к фактически действующему, составлял 1,57. Следовательно, проведенное описанным выше образом старение под напряжением может имитировать повреждаемость, накапливаемую элементами котла за весь расчетный срок службы.

Старение, а также старение под напряжением вызвали заметное снижение временного сопротивления при комнатной температуре и мало повлияли на пластические свойства. Снижение временного сопротивления в результате как старения, так и старения под напряжением практически одинаково.

Результаты испытаний на длительную прочность приведены на рис. 4.5.

Предел длительной прочности для каждого варианта испытаний определялся путем расчета по методу наименьших квадратов. В исходном состоянии предел

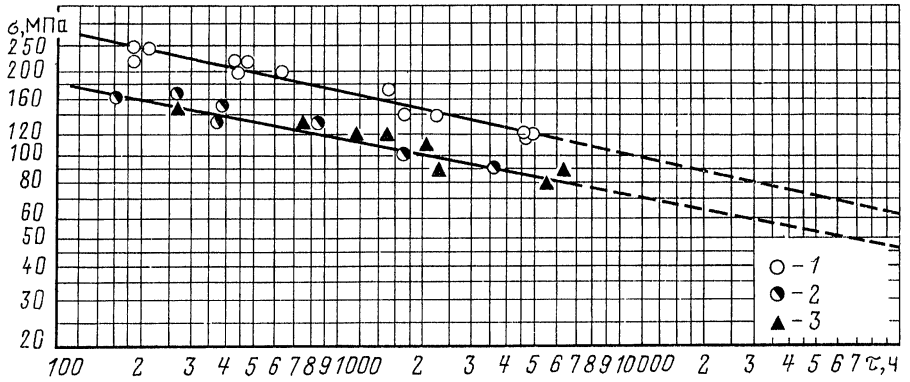


Рис. 4.5. Результаты испытаний на длительную прочность под внутренним давлением трубчатых образцов из стали 12Х1МФ при температуре 590° С:
1 — образцы в исходном состоянии, *2* — образцы после старения; *3* — образцы после старения под напряжением

длительной прочности, определенный экстраполяцией на 10^5 ч, составил 62 МПа, что неплохо согласуется со средними значениями по справочным данным [124].

После старения и старения под напряжением в течение 6000 ч при 590° С длительная прочность снизилась. Заметных различий между длительной прочностью образцов, прошедших старение и старение под напряжением, не наблюдается. Предел длительной прочности за 100 тыс. ч образцов, прошедших старение, снизился до 47 МПа. Это снижение вызвано в основном старением, а не накопленной повреждаемостью, так как предел длительной прочности образцов, состаренных без напряжения и состаренных под напряжением, получился одинаковым.

Старение и старение под напряжением привели к некоторому увеличению содержания хрома и молибдена в карбидах, причем количество перешедшего в карбиды молибдена, который в основном обеспечивает упрочнение феррита в стали 12Х1МФ, было практически одинаково в обоих случаях.

Таким образом, снижение жаропрочности перлитной стали 12Х1МФ в процессе ползучести, когда еще сохраняется коэффициент запаса прочности по напряжению 1,5, вызвано в основном структурными изменениями, а не повреждаемостью. Следовательно, снижение жаропрочности металла паропроводов и элементов котла, наблюдаемое в эксплуатации, когда сохраняется коэффициент запаса прочности по напряжению, больший или равный 1,5, также вызвано преимущественно структурными изменениями.

Определенный интерес представляют результаты, полученные при испытании на длительную прочность образцов диаметром 5 мм, вырезанных из середины половинок образцов диаметром 10—15 мм (сталь 12Х1МФ), доведенных до разрушения при испытании на длительную прочность. Образцы малого диаметра вырезались из образцов большого диаметра так, чтобы их рабочая часть была расположена как можно ближе к месту разрушения большого образца (от этого приходилось несколько отступать, чтобы хватило материала на резьбовую головку). Малые образцы испытаны при тех же температурах и напряжениях,

что и большие. Существенно, что несмотря на то, что материал малых образцов работал в составе больших и должен быть заметно поврежден, время до разрушения только несколько снизилось, а пластичность при разрушении не претерпела заметных изменений [78].

Ближе к условиям работы паропроводов следующий эксперимент (рис. 4.6). Результаты испытаний трубчатых образцов из стали 12Х1МФ на длительную прочность под внутренним давлением представлены прямой *1* на этом рисунке. Из трубчатого образца, который доведен до разрушения при испытании на длительную прочность под напряжением 118 МПа при температуре 590° С и времени до разрушения 4708 ч, изготовлены 10 цилиндрических образцов с диаметром рабочей части 3,5 мм, которые испытаны на длительную прочность (прямая *4* на рис. 4.6) при 590° С на различных уровнях напряжений.

Предел длительной прочности по результатам испытаний трубчатых образцов в исходном состоянии, экстраполированный на 100 тыс. ч, равен 62 МПа. Можно было ожидать, что «тренировка» в составе разрушенного образца приведет к сильному снижению длительной прочности металла при повторном испытании на цилиндрических продольных образцах. В то же время экстраполированный на 100 тыс. ч предел длительной прочности в этом случае получился даже несколько выше — 73 МПа.

Образец фактически разрушился, а длительная прочность металла получается несколько выше, чем в исходном состоянии. Эти результаты могут послужить предостережением от оценки работоспособности паропроводов только на основании испытаний на длительную прочность их металла после длительной эксплуатации.

Были также испытаны повторно трубчатые образцы, доведенные однажды до разрушения при испытании на длительную прочность под внутренним давлением. Разрушение обычно происходит путем образования продольной трещины, которая часто располагается ближе к одному из концов. В этом случае часть образца с трещиной отрезалась и образец повторно ставился на испытание при той же температуре (590° С) и первоначальном внутреннем давлении. Образцы, испытанные при высоких уровнях напряжений, повторно испытать не удавалось, так как их раскрыло внутренним давлением по всей длине.

На рис. 4.6 прямая *2* показывает осредненные результаты повторного испытания (учитывая время лишь второго нагружения). Необходимо отметить большой разброс результатов испытаний в этом случае по сравнению с результатами

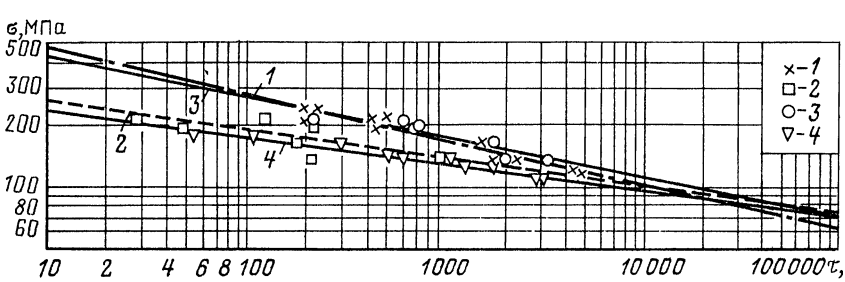


Рис. 4.6. Результаты испытаний на длительную прочность образцов из стали 12Х1МФ при температуре 590° С (трубчатых под внутренним давлением и цилиндрических при растяжении)

испытаний металла в исходном состоянии. Предел длительной прочности за 100 тыс. ч равен 77 МПа, т. е. опять же несколько выше, чем для трубчатых образцов в исходном состоянии (за счет большего снижения времени до разрушения при относительно высоких уровнях напряжения). При учете суммарного времени испытаний этих образцов (первого и второго нагружения совместно) предел длительной прочности получается несколько ниже — 72 МПа (прямая *3* на рис. 4.6).

Прямая *2*, учитывающая время только второго нагружения, весьма близка к прямой *4*, осредняющей результаты испытаний цилиндрических образцов. Таким образом, хорошее совпадение результатов испытаний цилиндрических образцов при растяжении и трубчатых под внутренним давлением в исходном состоянии имеет место и для длительно работавшего металла.

Аналогичный результат получен при испытании на длительную прочность образцов, вырезанных из разрушенной при исчерпании длительной прочности паропроводной трубы.

На рис. 4.7 представлены результаты испытаний на длительную прочность при 600° С цилиндрических образцов из паропроводной трубы ∅219×16 мм из стали 12Х1МФ (рис. 4.7, темные точки). На график нанесены результаты испытаний на длительную прочность цилиндрических образцов, вырезанных из трубы, разрушившейся через 4686 ч (светлые точки на рис. 4.7). Экстраполированный на 100 тыс. ч предел длительной прочности в первом случае составил 72 МПа, во втором — 63 МПа.

Необходимо отметить, что результаты, полученные при испытаниях на длительную прочность цилиндрических образцов, вырезанных из разрушившегося трубчатого образца или труб (рис. 4.6 и 4.7), хорошо согласуются с результатами испытаний на длительную прочность металла длительно эксплуатирующихся паропроводов из сталей 12ХМ и 15МХ (от 100 до 160 тыс. ч при 510° С или 100 тыс. ч при 535° С) [78].

Важным методическим вопросом является влияние направления вырезки образцов из долго работавших элементов котла и паропроводов на результаты испытания на длительную прочность.

Проведены испытания на длительную прочность металла трубы из стали 20, проработавшей при 560—570° С в течение около 20 тыс. ч и имевшей раздутие, трещины по наружной поверхности и микропоры по границам зерен. Даже в этом предельном случае между испытаниями продольных и поперечных образцов на длительную прочность имеет место хорошая сходимость (предел длительной прочности на поперечных образцах 74 МПа, на продольных — 72 МПа).

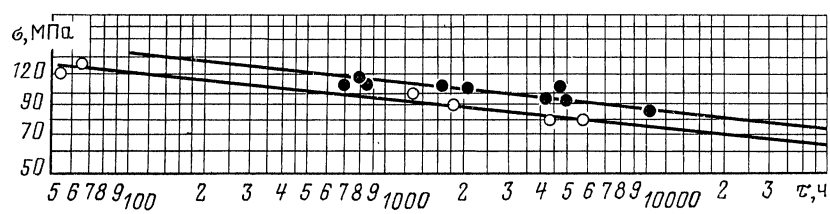


Рис. 4.7. Результаты испытаний на длительную прочность при 600° С паропроводных труб ∅219×16 мм из стали 12Х1МФ

Таблица 4.1. **Номинальные допускаемые напряжения, МПа, для расчетного ресурса $3 \cdot 10^5$ ч**

Температура, °С	Марка стали						
	08, 10, 12К	20, 20К, 18К	12ХМ, 12МХ	15ХМ	12Х1МФ	15Х1МФ	12Х18Н12Т, 12Х18Н10Т
360	82	103	136	139	150	170	115
380	71	88	134	136	148	166	113
400	60	71	132	133	145	162	111
410	55	63	131	132	144	160	110
420	50	56	129	131	142	158	110
430	45	50	128	130	141	156	109
440	40	44	126	128	139	154	108
450	35	39	125	127	138	152	107
460	29	34	123	126	136	150	106
470	24	28	121	125	127	136	106
480	18	24	102	110	114	123	105
490	—	—	86	93	102	111	105
500	—	—	70	76	91	100	104
510	—	—	53	64	81	90	103
520	—	—	43	52	72	80	103
530	—	—	35	39	65	72	103
540	—	—	31	58	65	65	100
550	—	—	—	23	52	58	93
560	—	—	—	—	46	52	87
570	—	—	—	—	41	47	81
580	—	—	—	—	36	43	74
590	—	—	—	—	32	39	68
600	—	—	—	—	29	35	62
610	—	—	—	—	—	—	55
620	—	—	—	—	—	—	50
630	—	—	—	—	—	—	46
640	—	—	—	—	—	—	42
650	—	—	—	—	—	—	38

Примечание. Выше горизонтальной ломаной черты приведены значения для допускаемых напряжений, не зависящих от ресурса.

Подводя итог, можно констатировать, что использование результатов испытаний на длительную прочность части трубчатого элемента или его металла для оценки работоспособности конструкции после длительной эксплуатации может привести к чрезмерно оптимистическим выводам.

Необходимо учитывать, что элементы паровых котлов и паропроводов, работающие при температуре выше 450° С, накапливают разную повреждаемость металла за один и тот же срок службы при одной и той же температуре в зависимости от уровня фактических напряжений. Чем меньше относительная толщина стенки труб при одном и том же давлении и температуре, тем меньше срок надежной эксплуатации.

Представляется целесообразным при достижении расчетного срока службы 100 тыс. ч делать поверочный расчет на прочность, чтобы выявить слабые элементы котлов и паропроводов и в зависимости от этого решать вопросы об объемах контроля, замене отдельных деталей с целью продления эксплуатации при расчетных параметрах или о проведении восстановительного ремонта. Однако действующие в настоящее время нормативные документы такой расчетной проверки не предусматривают.

В Нормах расчета на прочность [139] приводятся номинальные допускаемые напряжения при сроке службы 200 тыс. ч, а в приложении 1 к ним — рекомендуемые номинальные допускаемые напряжения на 300 тыс. ч (табл. 4.1). Таким образом заложена основа для поверочных расчетов на прочность при продлении срока службы котлов и трубопроводов.

Объемы, методы и сроки проведения контроля за паропроводами определены в [25].

Разрушению паропроводов от исчерпания длительной прочности предшествует накопление остаточной деформации. Поэтому на паропроводах из хромомолибденовых сталей 12МХ и 15ХМ и хромомолибденованадиевых сталей 12Х1МФ и 15Х1М1Ф, работающих при температуре 450° С и выше, осуществляется контроль остаточной деформации по реперам.

Реперы устанавливают во время монтажа паропроводов под наблюдением представителя лаборатории металлов электростанции. Составляется исполнительная схема их расположения на паропроводе. Реперы устанавливают на прямых трубах длиной 500 мм и более и на гибах, имеющих прямые участки длиной не менее 500 мм. Располагают реперы по двум взаимно перпендикулярным диаметрам (рис. 4.8) в средней части каждой прямой трубы или прямого участка каждого гиба (на расстоянии не менее 250 мм от сварного соединения или начала гнутого участка). Конструкция применяемых реперов приводится на рис. 4.8, *б*.

Реперы на исполнительной схеме паропровода нумеруют. Нумерация остается постоянной в течение всего периода эксплуатации паропровода.

На самом паропроводе места установки реперов должны быть отмечены указателями, выступающими над поверхностью тепловой изоляции.

Остаточная деформация измеряется по реперам микрометром с точностью до 0,05 мм рис. 4.9. Измерения должны проводиться при температуре не выше 50° С. Результаты измерений заносят в формуляр. При увеличении наружного диаметра трубы более чем на 0,5% от номинального значения рассчитывают остаточную деформацию по формуле, %:

$$\Delta E = (D_i - D_{\text{исх}})\,100/D_{\text{исх}},\ \%,$$

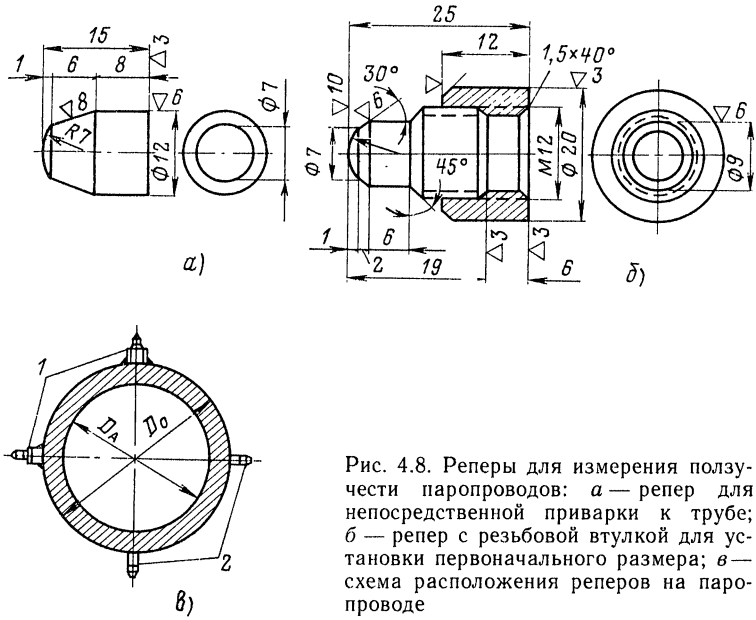


Рис. 4.8. Реперы для измерения ползучести паропроводов: *а* — репер для непосредственной приварки к трубе; *б* — репер с резьбовой втулкой для установки первоначального размера; *в* — схема расположения реперов на паропроводе

где D_i — диаметр трубы при i-том измерении; $D_{исх}$ — диаметр трубы в исходном состоянии. При отсутствии данных по величине исходного диаметра принимают, что он был равен номинальному с минусовым допуском.

Измерение остаточной деформации проводят на всех 100% прямых и гнутых труб. Такие измерения проводят на трубах из стали 12МХ и 15ХМ, работающих при 450° С и выше, до начала эксплуатации, после наработки 100 и 200 тыс. ч, а затем через каждые 50 тыс. ч. Такой же порядок очередности измерений на трубах из стали 12Х1М1Ф и 15Х1М1Ф, работающих при температурах от 450 до 500° С. Выше 500° С на трубах из сталей 12Х1МФ и 15Х1М1Ф замеры по реперам проводят до эксплуатации, а затем через 25, 50 и 100 тыс. ч при наличии гибов и через 100 тыс. ч при их отсутствии. После наработки 100 тыс. ч остаточную деформацию измеряют как для прямых, так и для гнутых труб через каждые 25 тыс. ч.

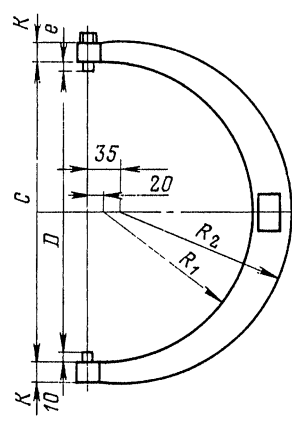


Рис. 4.9. Скоба для измерения остаточных деформаций паропроводных труб

Трубы пригодны для дальнейшей эксплуатации, если их остаточная деформация находится в следующих пре-

делах: 0,8% для гнутых труб вне зависимости от марки стали; 1,5% для прямых труб из стали других марок, кроме 12Х1МФ.

Если остаточная деформация превысила указанные выше пределы, то трубы подлежат замене.

Из прямых труб и труб, имеющих гибы, паропроводов эксплуатируемых при 450° С и выше, через каждые 100 тыс. ч наработки или по достижении остаточной деформации, превышающей половину допускаемой, производят вырезку для оценки состояния металла. Вырезку делают из трубы с максимальной остаточной деформацией для стали каждой марки.

Вырезаемый участок трубы рекомендуется удалять механическим способом. При использовании для этих целей газовой резки или электросварки припуск должен быть не менее 20 мм.

На металле вырезанного участка трубы определяются: химический состав, содержание легирующих элементов в карбидной фазе, твердость по поперечному сечению, микроструктура металла, механические свойства при комнатной и рабочей температурах (включая временное сопротивление, предел текучести, относительное удлинение, относительное сужение и ударную вязкость). Механические свойства, определяемые при растяжении в условиях комнатной и рабочей температур, должны определяться не менее чем на двух образцах. Для исследований на ударную вязкость требуется не менее трех образцов. Схема разрезки кольца трубы на образцы показана на рис. 4.10.

Механические свойства металла паропроводов при сроке службы до 100 тыс. ч должны соответствовать требованиям технических условий на поставку. После 100 тыс. ч эксплуатации

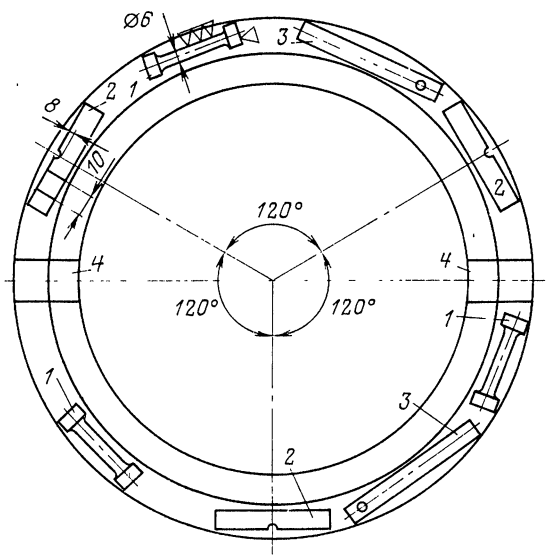


Рис. 4.10. Схема разрезки кольца трубы на образцы:
1 — образец для испытания на растяжение, *2* — образец для испытания на ударную вязкость; *3* — образец для карбидного анализа, *4* — образец для микрошлифа

допускается снижение временного сопротивления и предела текучести при комнатной температуре на 30 МПа и ударной вязкости на 0,15 МДж/м^2 по сравнению с требованиями технических условий на поставку.

В случае неудовлетворительных результатов испытаний производятся повторные исследования металла из той же трубы на удвоенном количестве образцов. Положительные результаты считаются окончательными. При отрицательном результате трубу следует заменить.

С целью оценки возможности дальнейшей эксплуатации паропровода по достижении 100 тыс. ч в целом определяют механические свойства и длительную прочность на металле трубы с максимальной остаточной деформацией.

Испытания на длительную прочность проводят в ВТИ. На получение результатов должно быть затрачено не более 8 тыс. ч, из них 1 тыс. ч отводится для изготовления образцов на электростанции и доставки их в ВТИ, а 7 тыс. ч — на проведение испытаний. На этот период разрешается эксплуатация паропровода.

Администрация электростанции обязана направить в ВТИ вместе с образцами схему расположения вырезок в паропроводе, сводку обо всех ранее выполненных исследованиях его металла, а также информацию об остаточной деформации труб, температурных условиях работы согласно эксплуатационным данным и повреждениях элементов паропроводов в эксплуатации.

На электростанциях должен вестись учет температурного режима работы металла за каждым котлом и в магистральных паропроводах по ниткам с регистрацией продолжительности и величины выбега температуры сверх номинальной. При параллельных связях необходим учет продолжительности эксплуатации по каждому участку паропровода в часах.

На основании перечисленных выше материалов ВТИ составляет заключение о возможности или невозможности дальнейшей эксплуатации паропровода, которое направляют на электростанцию.

На паропроводах, эксплуатируемых при температуре 450° С и выше и давлении 2,4 МПа и выше, необходимо каждые 50 тыс. ч проводить ультразвуковой контроль и магнитопорошковую дефектоскопию 50% гибов. В следующий контроль проверяют оставшиеся 50%. Ультразвуковой контроль и магнитопорошковую дефектоскопию выполняют по всей длине гнутой части — на 2/3 длины окружности трубы, включающей нейтральную зону и растянутое волокно. Характер выявленных дефектов определяют путем шлифовки и травления.

Повреждения гибов паропроводных и пароперепускных труб неоднократно отмечались в эксплуатации. Такие повреждения были на паропроводах свежего пара Красноярской ГРЭС-2,

Березовской ГРЭС, на горячих нитках промежуточного перегрева котлов сверхкритического давления Конаковской и Литовской ГРЭС, на пароперепускных трубах котлов Иркутской ТЭЦ-1, Джезказганской ТЭЦ, Симферопольской ГРЭС и др. Подавляющее большинство случаев относится к элементам из стали 12Х1МФ, спроектированным в соответствии с нормативно-технической документацией 1956—1971 гг. и эксплуатируемым при давлении 10—14 МПа и температуре 510—540° С. В этой документации для стали 12Х1МФ были заложены завышенные допускаемые напряжения. Повреждения зарегистрированы на гибах труб следующих типоразмеров, мм: 194×12, 273×17, 273×19, 273×20, 325×20 и 325×22.

На гибах паропроводов и пароперепускных труб, рассчитанных по снижённым допускаемым напряжениям и изготовленных после 1971 г., повреждения в процессе эксплуатации наблюдались значительно реже. В ряде случаев снижение эксплуатационной надежности гибов было связано с пониженной длительной пластичностью материалов, с защемлениями из-за неудовлетворительного состояния опор, превышения температуры пара над расчетной, а также с наличием металлургических дефектов.

Гибы пароперепускных или паропроводных труб обычно разрушаются из-за образования трещины на наружной поверхности вдоль наиболее растянутого при гибке волокна. В этом месте действуют наибольшие дополнительные растягивающие напряжения, вызываемые изгибом поперечного сечения из-за уплощения трубы при гибке, а толщина стенки минимальна из-за вытяжки. Реже наблюдались повреждения из-за трещин, развивающихся с внутренней стороны в районе нейтральных волокон, где дополнительные изгибные растягивающие напряжения могут достигать большой величины.

По типовому технологическому процессу и требованиям технических условий на поставку труб поверхностей нагрева, внутрикотельных и станционных трубопроводов гибы, выполненные из стали 12Х1МФ, при толщине стенки 20 мм и менее ранее не проходили термической обработки после холодной гибки.

Исследования, выполненные НПО ЦКТИ, показали, что практически на всех трубах этих типоразмеров после длительной эксплуатации предел текучести металла гиба при комнатной температуре выше предела текучести металла прямого участка. Это свидетельствует о том, что наклеп сохраняется на протяжении всего периода эксплуатации вплоть до момента повреждения, который иногда наступал при сроках службы 80—100 тыс. ч и более. Испытания на длительную прочность металла поврежденных труб показали снижение длительной пластичности металла гибов из стали 12Х1МФ, не проходивших термической обработки, почти на порядок по сравнению с металлом прямых участков гибов.

На котлостроительных заводах начал применяться отпуск гибов из стали 12Х1МФ с толщиной стенки 20 мм. Трубопроводы из стали 12Х1МФ с наружным диаметром 243 мм и толщиной стенки от 17 до 19 мм сняты с производства.

Анализ структуры и свойств металла гибов, имевших ускоренную ползучесть на прямом участке или повреждение на гнутой части в эксплуатации, в ряде случаев позволил установить большую неоднородность микроструктуры и, как следствие, разницу в механических свойствах по длине труб. Это явление может быть вызвано применявшейся ранее технологией гибки паропроводных и пароперепускных труб: перед гибкой один из концов трубы нагревался до температуры выше A_{c3}, а другой оставался практически холодным. За холодный конец трубу извлекали из печи и гнули в горячем состоянии, так как мощность трубогибочного станка не позволяла согнуть трубку в холодном состоянии. После гибки в горячем состоянии давался отпуск.

Такая технология приводила к образованию неблагоприятных микроструктур в ряде зон гиба. В дальнейшем от этой технологии отказались. Подавляющее количество гибов осуществляется без подогрева на более мощных трубогибочных станках.

В связи с имевшими место повреждениями из-за ускоренной ползучести и с учетом относительно низких фактических запасов прочности принято решение о замене гибов относительно тонкостенных труб главных паропроводов, котлов и турбин, а также секций соединительных коллекторов, паропроводов редукционных охладительных установок, перемычек и байпасов, быстродействующих редукционных охладительных установок новыми, изготовленными из более толстостенных труб $\varnothing 194 \times 15$, 273×22 и 325×24 мм. До замены на ряде электростанций температура перегрева пара была снижена с 540 до 520° С. После замены гибов паропроводы могут эксплуатироваться при расчетных параметрах. Но при этом не следует забывать, что изменятся компенсационные напряжения. При более толстых гибах увеличатся компенсационные напряжения в тонкостенных прямых участках (особенно это касается мест концентрации напряжений в расточках под подкладные кольца сварных соединений, где имеют место утонение трубы и концентрация напряжений в местах перехода от цилиндрической к конической расточке).

Проектные проработки, связанные с заменой гибов паропроводов, должны выполняться проектными организациями Минэнерго СССР по договорам с электростанциями. Заменяя гибы, необходимо строго сохранять трассировку паропроводов, а после замены проводить наладку опор. Для всех случаев необходим поверочный расчет компенсационной способности паропровода.

Эффективным способом повышения эксплуатационной надежности может служить замена всех гибов в сочетании с восстановительной термической обработкой прямых участков паропро-

водов или своевременно проведенная полная восстановительная термическая обработка всего паропровода.

При замене тонкостенных гибов более толстостенными несколько ухудшится компенсационная способность паропроводов. В особенно неблагоприятном положении окажутся сварные соединения на стыках прямых участков с гибом. В местах расточек прямых участков под подкладные кольца наблюдают одновременно утонение стенки и более тонкого элемента, концентратор напряжения в виде усиления сварного шва и подкладного кольца, а также зону термического влияния сварных соединений с пониженной деформационной способностью при нагружении изгибными напряжениями.

Разрушения гибов паропроводных и пароперепускных труб вызваны искажением формы поперечного сечения при гибке, утонением стенки в месте гиба, низкой жаропрочностью и длительной пластичностью металла, а также эксплуатацией при температуре выше расчетной.

Существенный вклад в ускорение процесса высокотемпературного разрушения гибов часто вносили добавочные напряжения, возникающие из-за защемления опор, подвесок и пр. Важную роль играют изменяющиеся во времени термические напряжения, появляющиеся при пусках, остановах и резких изменениях режима работы котла.

В эксплуатации неоднократно отмечались повреждения штампосварных колен паропроводов горячих ниток промежуточного перегрева котлов моноблоков мощностью 300—800 МВт, изготовленных из труб $\varnothing$ 630×25 и 720×22 мм. Эти колена собираются при помощи двух продольных сварных швов из двух штампованных полуколец. Материалом служит листовая сталь 15Х1М1Ф. Колена имеют большую толщину по сравнению с прямыми трубами — 45 и 50 мм соответственно. Однако из-за предварительной механической обработки под сварку продольных швов фактическая толщина в околошовной зоне на 5—7 мм меньше.

Корневая часть шва выполняется аргонодуговой сваркой; последующие три слоя — ручная электродуговая сварка; основная часть разделки заполняется автоматической сваркой под слоем флюса с использованием проволоки Св-08ХМФА. После сварки колена подвергаются высокому отпуску. Их контролируют при помощи МПА и УЗК.

Однако, несмотря на термообработку и дефектоскопический контроль, в эксплуатации в продольных сварных швах продолжают обнаруживать трещины протяженностью до нескольких сот миллиметров. Эти трещины развиваются с наружной поверхности. Их обнаруживают после 20—50 тыс. ч эксплуатации чаще по внешнему обводу. Предположительно такие повреждения связывают с дополнительными термическими напряжениями,

возникающими при забросах воды, а также с дополнительными компенсационными напряжениями.

На паропроводах промежуточного перегрева, имеющих штампосварные колена из стали 15Х1М1Ф с продольными сварными швами, необходим 1 раз в 2 года, но не реже чем через 15 тыс. ч эксплуатации, контроль ультразвуковой и магнитопорошковой дефектоскопией продольных сварных швов и их околошовных зон. Требуется тщательный контроль за фактическим состоянием систем крепления паропроводов промежуточного перегрева, имеющих штампосварные колена. При выявлении отклонений от проекта в перемещениях и нагрузках на пружины опор требуется проводить регулировку, обращая внимание на необходимость отсутствия защемлений.

Важную роль в обеспечении эксплуатационной надежности трубопроводов играют правильная расстановка и регулировка пружинных креплений, обеспечивающие компенсационные температурные напряжения в пределах проектных величин.

Для надежной работы трубопроводов необходимо обеспечить правильное конструктивное выполнение опор, затяжку их пружин в соответствии с проектом и проверку правильности перемещений при тепловых расширениях по показаниям реперов.

Правильное выполнение и регулировка пружин опор особенно важны на трубопроводах мощных энергетических блоков, имеющих большую протяженность трасс и большую массу. Большая длина паропровода приводит к увеличению тепловых перемещений: вертикальные перемещения отдельных точек главных паропроводов блоков мощностью 300 МВт достигают 120—140 мм. Масса 1 м паропровода $\varnothing$ 275×64,5 мм из стали 12Х1МФ вместе с изоляцией составляет 500 кг.

Тепловые расширения вызывают перемещения паропровода в пространстве и приводят к перераспределению нагрузок на опоры. Это может вызвать перегрузку отдельных опор или чрезмерное напряжение в отдельных участках паропровода. Для контроля расширения паропровода служат реперы, устанавливаемые на всех главных паропроводных линиях с внутренним диаметром более 150 мм и работающие при температуре более 300° С. Наблюдения за нормальным расширением паропроводов по реперам необходимо проводить не реже 1 раза в год (в горячем и холодном состояниях).

Регулировку опор следует выполнять на паропроводы I категории по классификации Правил по трубопроводам, имеющим наружный диаметр 150 мм и более.

Способ регулировки промежуточных опор задается проектной организацией и указывается в чертежах трубопровода.

При внешних осмотрах следует обращать внимание на отсутствие повреждений в опорах, защемлений трубопровода, на полностью разгруженные опоры или опоры, у которых пружины

полностью сжаты до прижатия витков пружины одного к другому.

Признаком повышенных компенсационных напряжений могут служить кольцевые трещины в сварных соединениях трубопроводов, а также повреждения в местах неподвижных опор трубопроводов и коллекторов. Если обнаружены такие повреждения, то необходима проверка регулировки опор и свободы тепловых перемещений трубопровода.

При пуске котла, а также во время его работы (особенно на переходных режимах) из-за гидравлических ударов или больших перепадов давления на отдельных участках трубопроводов могут возникать вибрации. Особенно часто вибрации наблюдаются на трубопроводах быстродействующих редукционно-охладительных установок (БРОУ). Если их амплитуда велика, возможно разрушение паропровода от усталости. Для погашения вибраций устанавливают дополнительные опоры.

4.3. Повреждения элементов котлов и трубопроводов от тепловой усталости

Для поддержания температуры перегрева свежего пара или пара промперегрева используются пароохладители впрыска, в которых в поток пара вводится конденсат, происходит его испарение, и температура пара снижается.

Коллекторы пароохладителей подвержены термической усталости из-за попадания относительно холодной воды на горячую стенку коллектора в случае неплотности теплозащитных экранов из тонкой листовой стали, а также в зонах расположения штуцеров подвода воды на впрыск.

Трещины термической усталости обнаруживались во время профилактических осмотров и ультразвуковой дефектоскопии, в частности на котлах ПК-33, ПК-47, БКЗ-160-100Ф, ТГМ-96 и др. Повреждения были связаны с попаданием воды на горячие стенки корпуса из-за смещения или разрушения защитной вставной рубашки, деформации или обрыва сопла для впрыска конденсата. Повреждения представляют собой сетку трещин.

Во избежание внезапного разрушения стенок коллекторов пароохладителей вспрыскивающего типа, работающих при температуре 450° С и выше, их наружную поверхность через каждые 25 тыс. ч подвергают визуальному осмотру, а стенки — ультразвуковой дефектоскопии. Контролю подлежат зона штуцера линии подвода воды на впрыск и участок коллектора на длине 350—400 мм по обе стороны от ввода впрыскиваемой воды.

Трещины, образующиеся в металле из-за термической усталости, чаще всего распространяются транскристаллитно, а не по границам зерен, что свидетельствует о значительных величинах напряжений. Углеродистые стали менее стойки против термиче-

ской усталости, чем низколегированные стали перлитного класса.

Дефектоскопический контроль коллекторов пароохладителей необходим с целью предотвращения их внезапного разрушения. Схема узла ввода впрыскиваемой воды, а также схема ультразвукового контроля изображены на рис. 4.11. Методика дефектоскопии регламентирована инструкцией [135].

Дефектоскопический контроль должны проводить операторы, прошедшие специальную теоретическую и практическую подготовку. Дефектоскопия металла камер в местах подвода впрыскиваемой воды осуществляется стандартными искателями с углом наклона призмы 30 и 40° на частоте 2,5 МГц прямым лучом. При контроле вдоль образующей камеры с обоих боков штуцера ввода охлаждающей воды применяются искатели со скругленными углами между передней и боковой гранями.

Перед началом дефектоскопии камеры тщательно дренируют. По заводским чертежам изучают детали узлов ввода воды в камеру и измеряют фактическую толщину стенки ультразвуковым толщиномером. Затем проводят внешний осмотр с определением геометрических размеров шва, а также магнитопорошковую дефектоскопию (с соблюдением требований ГОСТ 21105-87) или цветную дефектоскопию. При обнаружении трещин в сварном соединении, несплавлений или глубоких рисок их удаляют.

Надежный акустический контакт достигается при зачистке до 4-го класса чистоты по ГОСТ 2789-73 *. Зачищают околошовную зону по наружной поверхности камеры вокруг штуцера.

Настройку прибора для ультразвукового контроля выполняют по контрольному образцу, изготовленному из трубы той же марки стали и тех же номинальных размеров, что и у контролируемого соединения. На контрольном образце выполняется искусственный отражатель ультразвукового сигнала — запил, размер которого зависит от геометрических размеров труб, стыкуемых в месте ввода охлаждаемой воды.

Признаком дефекта является появление эхо-сигнала на участке развертки вблизи переднего края рабочей зоны, указывающего на наличие трещин на кромке отверстия в камере пароохладителя. В этом случае дается оценка

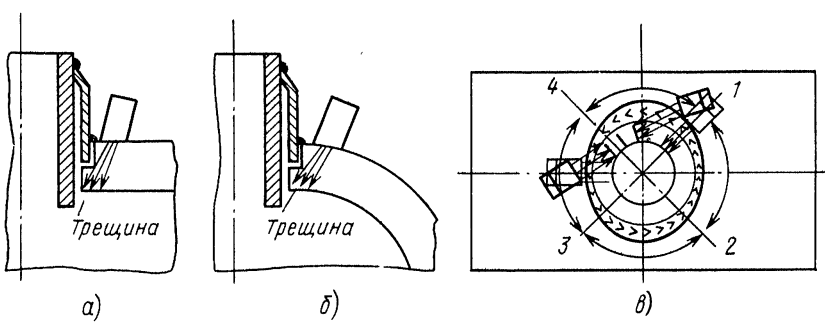


Рис. 4.11. Схема контроля места ввода воды в камеру впрыскивающего пароохладителя:
а — в секторах *1—2, 3—4; б* — в секторах *4—1, 2—3; в* — схема контроля

«неудовлетворительно». Участок с дефектом отмечают на формуляре и в заключении.

В последнее время в связи с ростом неравномерности графика электрической нагрузки на многих электростанциях значительно увеличилось число пусков котлов как из холодного, так и из горячего состояний. Характерным является останов котлов на время от 6—8 ч до 18—24 ч. При таком останове котел консервируют, для чего плотно закрывают арматуру на пароводяном тракте при давлении, близком к номинальному. Одновременно уплотняют газовоздушный тракт для снижения тепловых потерь в окружающую среду.

В результате через 6—8 ч после такого останова в змеевиках всех пароперегревателей начинается конденсация пара из-за снижения температуры при остывании котла. Процесс конденсации сопровождается периодическими выбросами конденсата из змеевиков в неостывшие еще выходные коллекторы и трубопроводы. Особенно резкие и частые колебания температуры (на 50—100° С) наблюдаются на внутренней поверхности коллекторов, к которым присоединяются вертикальные змеевики. Если змеевики горизонтальные, а выходные коллекторы размещены под пакетом, то конденсат стекает из них на нижнюю часть этих коллекторов и оттуда в присоединенный к его торцу паропровод. В местах, омываемых конденсатом, возникают большие термические напряжения, которые могут вызвать появление трещин термической усталости.

Образование конденсата наблюдается как в первичных, так и в промежуточных пароперегревателях (если последние перед остановом не обеспаривают). Особенно глубокое местное охлаждение толстостенных элементов пароперегревателя происходит при неплотном отключении линий впрыска питательной воды.

Забросы холодного конденсата из дренажей и пароперегревателя происходят при растопке.

В связи с этим при капитальных ремонтах на котлах, имеющих более 100 остановов в резерв, необходимо проводить ультразвуковой контроль состояния металла выходных коллекторов первичных и промежуточных пароперегревателей, а также примыкающих к коллекторам участков паропроводов длиной 5 м. Особое внимание надо обращать на нижний полупериметр и на зону трубных отверстий.

4.4. Эксплуатационная надежность гибов необогреваемых труб, транспортирующих воду, пароводяную смесь и насыщенный или слабоперегретый пар

Гибы — наиболее уязвимые места трассы трубопровода. Вследствие овальности и разностенности, а также торового эффекта распределение окружных напряжений в сечении гиба,

нормальном к изогнутой оси трубы, несимметрично относительно центра сечения. Торовый эффект заключается в том, что в торовой оболочке (аналоге гиба без овальности сечения и утонения стенки) напряжение от внутреннего давления на внешнем обводе ниже, чем на внутреннем. Эта разница тем больше, чем круче загнут гиб. В гибах возникают дополнительные напряжения от изгиба и кручения трассы трубопровода или трубы поверхности нагрева, вызванные весовыми нагрузками и напряжениями самокомпенсации. Меняются свойства металла из-за наклепа при холодной гибке. Увеличивается вероятность дефектов наружной и внутренней поверхности трубы в местах контакта с сектором и дорном трубогибочного станка.

Фактические напряжения на гибах тем выше, чем меньше радиус гиба, чем больше его овальность, утонение стенки по растянутым при гибке волокнам и уплощение (увеличение радиуса кривизны в поперечном сечении по нейтральному волокну).

Искажение формы кругового сечения гиба и относительное утонение стенки трубы в растянутой при гибке зоне тем больше, чем меньше относительный радиус гиба и чем меньше $\beta = D_a/D$. Здесь D_a — наружный и D — внутренний диаметры трубы.

В эксплуатации отмечались повреждения гибов водоопускных и водоперепускных труб из сталей марок 20 и 15ГС котлов высокого давления. Металл этой группы гибов работает при относительно низких температурах, при которых еще нет ползучести. В то же время гибы этих труб не проходили отпуска после холодной гибки. В процессе эксплуатации происходит старение металла, приводящее к дополнительному снижению его пластичности.

Основными причинами повреждения гибов водоопускных труб были коррозионные поражения от коррозионной усталости, от стояночной коррозии, нарушения заданной геометрии поперечного сечения (овальность, утонение, уплощение), грубые дефекты поверхности труб и металлургические дефекты.

Разрушение водоопускных и водоперепускных труб происходит путем зарождения на внутренней поверхности трубы по нейтральным волокнам трещин, которые развиваются в процессе эксплуатации. Когда оставшееся сечение металла при наличии концентрации напряжений не может выдержать нагрузки от внутреннего давления, происходит разрушение с вырывом куска гиба трубы значительной протяженности по нейтральным волокнам (если трещины по обоим нейтральным волокнам развивались с примерно одинаковой скоростью) или с раскрытием по одному из нейтральных волокон с последующим широким надрывом [32].

В обоих случаях значительная масса перегретой воды выбрасывается в помещении котельного зала, так как происходит практически мгновенное охлаждение этой воды от температуры

насыщения до 100° С с выделением большого количества перегретого пара.

Аварийные разрушения гибов водоподводящих труб в необогреваемой зоне происходили на котлах Старобешевской ГРЭС, Харьковской ТЭЦ № 13, Уфимской ТЭЦ № 4 и др.

Исследованиями НПО ЦКТИ, УралВТИ и МО ЦКТИ установлено, что в большинстве случаев разрушения носили коррозионно-усталостный характер. На внутренней поверхности труб из углеродистой или низколегированной перлитной стали, эксплуатируемых в контакте с водой, образуется защитный слой магнетита, состоящий из двух подслоев: первого — прочного и плотного, прилегающего к металлу, и второго — наружного рыхлого и пористого, состоящего из отдельных кристаллов. Механизм роста этих слоев различен.

Ионы кислорода, диффундирующие из окружающей жидкости через слой Fe_3O_4 на поверхности раздела металл — оксид, образуют прочно сцепленный плотный слой, который имеет ориентационное кристаллографическое соответствие с зернами подоксидного слоя металла. Структура кристаллов и параметры решетки железа и магнетита благоприятны для направленного роста слоя оксидов. Между кристаллическими решетками магнетита и феррита стали существует ориентационное соответствие, называемое когерентностью решеток; кристаллическая решетка магнетита плавно переходит в решетку металла. С утолщением слоя магнетита при дальнейшем окислении ориентационное соответствие ослабляется.

Приблизительно половина образующегося магнетита прилегает к поверхности металла. Внутренний слой, хотя и относительно плотный, имеет поры, составляющие около 10% объема. Поэтому его плотность составляет 4,4—4,7 г/см^3 по сравнению с теоретической плотностью Fe_3O_4, равной 5,1 г/см^3. Из одного объема металла получается 2,1 объема магнетита. Так как в первом прилегающем к металлу слое находится лишь половина окисленного железа, то в этом слое магнетита напряжения почти не возникают.

Второй, более рыхлый слой магнетита образуется преимущественно из-за диффузии ионов железа в воду. Диффузионные потоки ионов железа в воду и кислорода к металлу из воды через слой оксидов почти равновелики. Ионы железа, проникающие в воду, после реакции с ионами кислорода оседают на стенки трубы в виде кристаллов рыхлого слоя магнетита. Возможно, что часть этих кристаллов уносится потоком воды или пароводяной смеси.

Определенный вклад в формирование второго слоя могут вносить насосные оксиды железа.

Коррозионный процесс в котловой воде при постоянной температуре подвержен самоторможению, так как регулируется диффузией через все увеличивающийся по толщине слой магнетита и протекает, подчиняясь параболическому закону.

Водоопускные и водоперепускные трубы на котлах высокого давления изготавливаются из углеродистой стали 20 и низколегированной перлитной стали 15ГС. Водоперепускные трубы кот-

лов сверхкритического давления могут быть изготовлены из сталей 20, 15ГС и 12Х1МФ.

Плотный, хорошо сцепленный с металлом слой магнетита служит определенной защитой от кислородной коррозии при остановах котла с заполнением рабочего объема воздухом и при пусках на не полностью деаэрированной воде. На внутренней поверхности труб из низколегированной стали 12Х1МФ образуется не чистый магнетит Fe_3O_4, а ферритная хромистая шпинель типа $(Fe, Cr)_3O_4$.

Определенную опасность представляют повреждения плотного защитного магнетитового поля. Если суммарные напряжения столь велики, что произойдет пластическая деформация, при которой в защитном магнетитовом слое образуются трещины, то в местех повреждения при наличии растворенных в воде кислорода или диоксида углерода будет происходить интенсивное коррозионное разрушение металла по механизму электрохимической коррозии.

Таким образом, необходимые условия возникновения повреждений гибов необогреваемых труб — высокий уровень механических напряжений и наличие кислорода в воде или другого окислителя. Вода в котле может насыщаться воздухом в периоды длительных плановых простоев и при аварийных остановах, вызванных нарушениями герметичности пароводяного тракта (разрывы, свищи). Ускоренная коррозия металла имеет место и при пусках котлов, если питание их в это время осуществляется не полностью деаэрированной водой.

При останове котла давление в нем падает до атмосферного. Затем из-за конденсации паров воды возникает небольшое разряжение и котел заполняется воздухом. Оставшаяся в котле вода насыщается кислородом из воздуха.

Технологические риски, царапины и другие концентраторы напряжений на внутренней поверхности труб способствуют развитию пластической деформации и разрушению магнетитового слоя. Разрушения магнетитового слоя могут возникать при тепловых ударах, которые имеют место, например, при разрушении труб экранов. В этом случае происходит почти мгновенное падение температуры в водяном пространстве барабана котла от температуры насыщения до 100° С. В районе нижней радиационной части прямоточного котла сверхкритического давления имеет место бросок температуры приблизительно от 380 до 100° С.

Важную роль в процессе накопления повреждаемости гибов необогреваемых труб играют пуски и остановы, вызывающие изменяющиеся во времени напряжения (от изменения давления и вследствие самокомпенсации).

Микроструктура трещины свидетельствует о ступенчатом развитии процесса (рис. 4.12). Конец трещины тупой. Трещина не

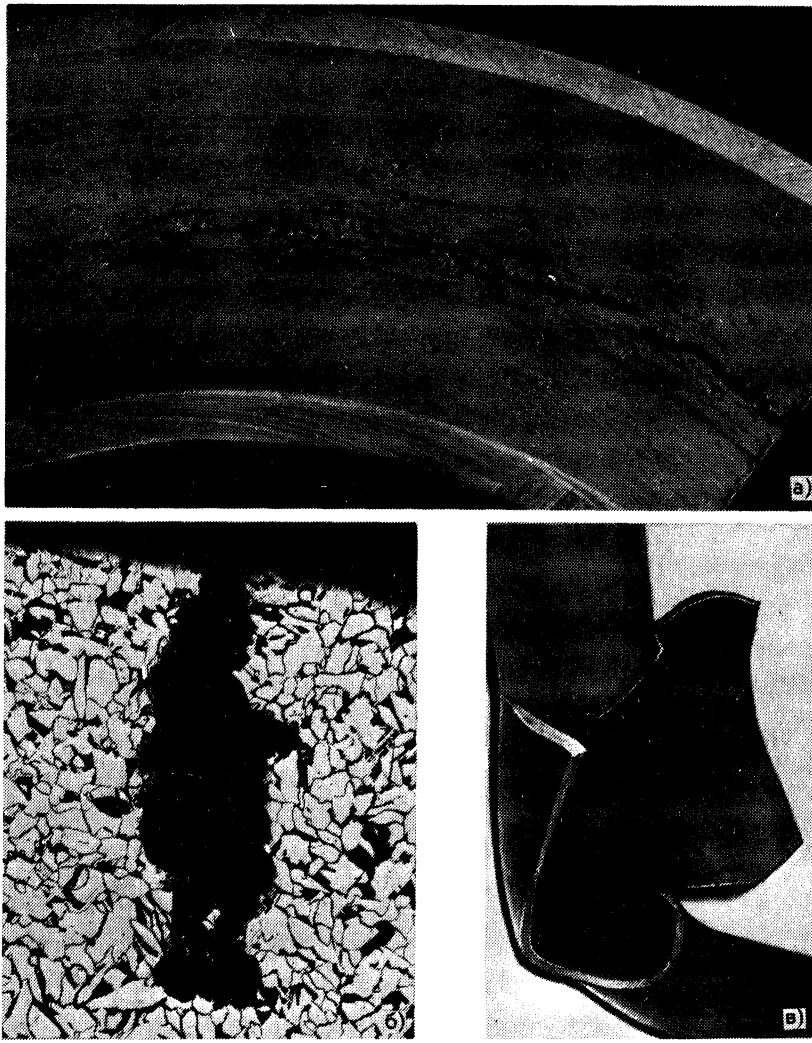


Рис. 4.12. Повреждения на внутренней поверхности гибов труб из стали 20 в районе нейтрального волокна вследствие локального разрушения магнетитовой пленки:

а — макроструктура в сечении гиба водоопускной трубы котла высокого давления типа ТП-82 в районе минимального радиуса кривизны поперечного сечения после 87 тыс ч эксплуатации; *б* — микроструктура при увеличении × 100; *в* — разрушенная водоопускная труба ∅ 133×10 мм котла ТГМ-96 ТЭЦ-23 Мосэнерго

имеет четко выраженного межкристаллического строения, характерного для коррозии под напряжением. Обычно начальная трещина соединяет несколько коррозионных язв, располагающихся по внутренней поверхности трубы вблизи нейтрального волокна (в местах наименьшего радиуса кривизны и наибольших

дополнительных растягивающих напряжений). Язвы служат концентраторами напряжений. Местное разрушение магнетитового слоя может происходить из-за значительных механических или термических напряжений, ударов, воздействия агрессивных растворов и т. п.

Слой магнетита по имеющимся данным [34] разрушается при остаточной деформации растяжения от 0,2 до 0,8%. Содержание хрома в перлитной стали не влияет на деформационную способность магнетита. Растяжение при одних и тех же напряжениях быстрее приводит к разрушению магнетитового слоя, чем сжатие. Под нагрузкой коррозионные язвы растут быстрее. Можно предположить, что края трещин в магнетите раскрываются и доступ кислорода к металлу облегчается. Разрушения от коррозии под напряжением наблюдаются значительно реже, чем от коррозионной усталости. Следует также отметить, что металл многих поврежденных гибов имел повышенное содержание неметаллических включений, в частности сульфидов. Подобные повреждения имели место также в перепускных трубах экранов нижних радиационных частей прямоточных котлов сверхкритического давления.

По данным УралВТИ при испытаниях гибов труб из стали 20 и 12Х1МФ на усталость с нагружением внутренним давлением водой в случае свободного доступа кислорода к внутренней поверхности количество циклов до разрушения снижается на порядок по сравнению с испытаниями без доступа кислорода. Разрушения гибов при этих испытаниях происходят с внутренней стороны по нейтральным волокнам, как и разрушения водоопускных труб, наблюдаемые в эксплуатации.

Наклеп и напряженное состояние оказывают определенное влияние на коррозионную стойкость металла. Для деформированного металла более низка работа выхода, т. е. ослаблена связь электронов с ионами, в результате иону металла легче покинуть кристаллическую решетку. Наклепанный и деформированный металл обладает повышенной неоднородностью, связанной с появлением дополнительных дефектов кристаллической решетки и в ряде случаев — новых анодных фаз.

Скорость коррозии под влиянием упругих напряжений сравнительно слабо изменяется в нейтральных и слабо — в щелочных средах. Однако в кислых средах коррозионное поражение увеличивается пропорционально напряжению: $K = K_0 + \alpha\sigma$, где K_0 — скорость коррозии без наличия упругих растягивающих напряжений; α — коэффициент пропорциональности; σ — максимальное нормальное растягивающее напряжение [40].

При наличии концентраторов напряжений электродный потенциал смещается в отрицательную сторону, что приводит к усилению процесса анодного растворения металла. Опасность влияния напряженного состояния заключается не в увеличении общей коррозии, а в превращении ее из равномерной в локальную.

Часто развитию хрупкого разрушения способствует склонность металла гнутой трубы к старению. Так, на гибах труб $\varnothing$ 245×20 мм, выполненных из стали 15ГС и имевших трещины по нейтральному волокну, ударная вязкость после 60 тыс. ч эксплуатации в нижней радиационной части котла блока 300 МВт (t=380° С, p=28 МПа) снизилась в месте растянутых при гибке волокон до 2—1,2 Дж/см^2. Относительное удлинение составляло всего 8—12%.

Для того чтобы избежать охрупчивания металла гибов, их целесообразно подвергать высокому отпуску после холодной гибки.

Кислотные промывки также могут способствовать развитию трещин у нейтральных волокон гибов по их внутренней поверхности. Для ослабления вредного влияния промывки следует производить ингибированным раствором кислоты.

Металл многих поврежденных гибов имел повышенное содержание неметаллических включений, в частности сульфидов.

Наряду с повреждениями гибов необогреваемых труб, развивающихся с внутренней поверхности, отмечались наружные поперечные трещины на наружной поверхности. Такие повреждения встречаются значительно реже коррозионно-усталостных и коррозионных. Обычно металл гнутой части этих гибов имеет твердость выше 165—170 НВ из-за наклепа при холодной гибке. Металл характеризуется низкой ударной вязкостью.

Развитие трещин в подповерхностных слоях облегчается тем, что дополнительные изгибные напряжения из-за неправильной формы поперечного сечения возрастают при приближении к поверхности. Образовавшаяся микротрещина легче развивается в сторону ближайшей наружной свободной поверхности гиба, так как в этом направлении возрастает уровень напряжений, а в поверхностных слоях облегчено сдвигообразование.

Спецификой замедленного разрушения в элементах котлов является также большая продолжительность эксплуатации и повышенные температуры, способствующие развитию диффузионных процессов в стали.

В результате анализа причин и механизма развития повреждений гибов водоопускных и водоперепускных труб можно рекомендовать для повышения их эксплуатационной надежности следующие мероприятия:

1. Улучшение консервации во время остановов.
2. Проведение кислотных промывок хорошо ингибированным раствором.
3. Проведение пуска котлов на деаэрированной воде и гидравлических опрессовок химически очищенной и деаэрированной водой с pH$\geqslant$8,5.
4. Обеспечение свободных расширений трубопроводов, экра-

нов и системы водоперепускных труб для снижения дополнительных компенсационных напряжений.

5. Совершенствование технологии гибки для снижения отклонения формы поперечного сечения от круговой и уменьшения утонения в зоне растянутых при гибке волокон.

6. Применение гибов с большим относительным радиусом кривизны, имеющих меньшие отклонения формы поперечного сечения от круговой и меньшую степень деформации металла.

7. Применение отпуска для устранения наклепа, возникающего при холодной гибке, и для снятия остаточных напряжений.

8. Увеличение толщин стенок на 1,0—2,0 мм при замене гибов в случае замены из-за наличия коррозионно-механических поражений или технологических дефектов.

9. Улучшение условий хранения гибов перед монтажом котла или ремонтных комплектов гибов с целью предотвращения развития атмосферной коррозии их внутренней поверхности.

10. Проведение в процессе эксплуатации ультразвукового контроля на наличие коррозионно-усталостных трещин и металлургических дефектов.

На электростанциях Минэнерго СССР введены внешний осмотр, ультразвуковая дефектоскопия с замером фактической толщины стенки и измерение овальности гибов всех необогреваемых труб котлов высокого давления и их паропроводов с наружным диаметром 76 мм и более, независимо от угла гиба.

Объемы, методы и сроки контроля и замены гибов необогреваемых труб котлов с рабочим давлением 10 и 14 МПа, эксплуатируемых при температуре воды и пара до 450° С, определяются Положением П-34-70-005-85 [109].

Контролю подвергают все гибы независимо от относительного радиуса и угла загиба с наружным диаметром 57 мм и более. Положение не распространяется на гибы труб поверхностей нагрева, включая их необогреваемые участки.

До настоящего времени нет аналогичных массовых повреждений на гибах котлов СКД. Это связано с меньшей длительностью эксплуатации, лучшим водным режимом, меньшей относительной овальностью и большей относительной толщиной стенки. В связи с ростом продолжительности эксплуатации вполне вероятно появление таких же повреждений и на котлах СКД.

Положение П-34-70-005-85 предусматривает разный порядок контроля гибов труб с наружным диаметром от 57 до 76 мм и гибов труб с наружным диаметром 76 мм и выше.

Гибы труб до 76 мм подлежат контролю после наработки 70 тыс. ч. От трубы каждого функционального назначения контролируют по одному вырезанному гибу путем его разрезки и осмотра.

При обнаружении недопустимых дефектов все гибы данной линии подлежат замене. Если дефектов не обнаружено, то сле-

дующий контроль путем вырезки другого гиба из той же линии производится в следующий капитальный ремонт.

Гибы с наружным диаметром 76 мм и более, согласно положению, подвергаются в процессе эксплуатации трем видам контроля: первичному, периодическому и внеочередному.

Первичный контроль может быть полным и выборочным. Полный первичный контроль проводится тогда, когда фактическое количество пусков достигнет 80% от допускаемого для наименее надежного типоразмера гибов, но не позднее достижения 100%. Выборочный контроль определяется временем наработки. Наработка до начала контроля гибов зависит от количества пусков котла и продолжительности эксплуатации в часах. Каждый из этих факторов рассматривается отдельно. Первичный контроль необходим: если количество пусков превысит N_1 *; если до этого момента наработка в часах от начала эксплуатации составит 150 тыс. ч (для котлов с долей производственного конденсата в питательной воде не более 5%); если доля производственного конденсата 5% и более, первичный контроль следует провести через 100 тыс. ч.

Количество пусков до первичного полного контроля следует рассчитывать по формуле

$$N_1 = 4 \cdot 10^{15} (n S_{a1})^{-4,55}. \qquad (4.1)$$

В этой формуле S_{a1} — амплитуда окружных напряжений в гибе, МПа; n — коэффициент запаса. Этот коэффициент зависит от качества питательной воды. На барабанных котлах коэффициент запаса принимается равным 3,47; для прямоточных котлов, где питательная вода лучше, этот коэффициент принимают равным 2,73. Для котлов, в питательную воду которых могут попадать химические соединения, усиливающие коррозию металла под напряжением, расчетный ресурс в пусках до первичного полного контроля снижается на 30%.

Амплитуда окружных напряжений в гибе определяется как

$$S_{a1} = \frac{p}{2}\left\{\frac{\beta+1}{2(\beta-1)}\left[1+\gamma\frac{1{,}23\beta^2-2{,}7\beta+0{,}37}{0{,}96-\beta}\right]+1\right\},$$

где $\beta = \dfrac{D_н}{D_н - 2s_н}$; $\gamma = \left(1+\eta\dfrac{p}{18{,}3\cdot 10^4}\right)^{-1}$

и $\eta = \left[2{,}198\left(\dfrac{D_н}{s_н}-1\right)^{-3}+0{,}011\,45\left(\dfrac{D_н}{s_н}-1\right)\left(\dfrac{s_н}{R}\right)^2\right]^{-1}$.

В этих формулах p — расчетное давление в трубе, МПа; $D_н$ и $s_н$ — номинальный наружный диаметр и толщина стенки, мм; R — радиус гиба по чертежу, мм.

---

* N_1 — расчетное количество пусков до первого контроля, определяемое по формуле (4.1), приводимой ниже.

Допускается определение расчетного количества пусков до полного первичного контроля по номограмме, приведенной на рис. 4.13. На этой номограмме по оси ординат отложено отношение номинального наружного диаметра к толщине стенки. Для определения расчетного количества пусков для барабанных котлов по номограмме следует отложить на оси ординат величину $D_н/s_н$, провести горизонталь до линии соответствующего расчетного давления и от точки пересечения опустить вертикаль на ось абсцисс, где указано количество пусков до полного первичного контроля гибов барабанных котлов. Для прямоточного котла значение ресурса, полученное по номограмме, следует умножить на три.

Расчетный ресурс не должен превышать фактического количества пусков. Эксплуатация сверх расчетного ресурса допускается только после проведения первичного контроля.

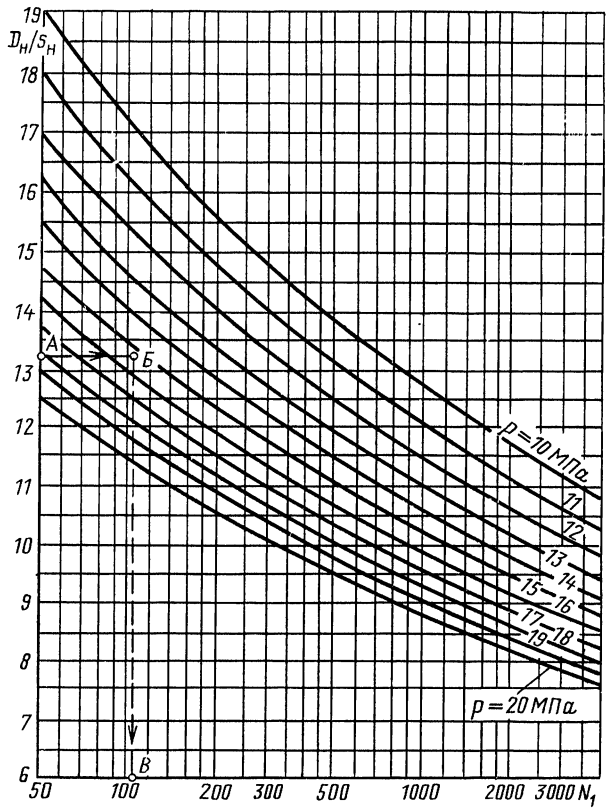


Рис. 4.13. Номограмма для определения допускаемого числа пусков N_1 от начала эксплуатации до контроля при расчете по овальности:
1 — барабанные котлы; *2* — прямоточные

Если имеется информация о числе пусков из холодного, неостывшего и горячего состояний, о числе опрессовок и глубоких падений давления, то для уточнения фактической наработки разрешается пользоваться формулой

$$N_{\text{ф}} = 0{,}637\,(N_{\text{х}} + N_{\text{н}} + 0{,}02N_{\text{г}} + N_{\text{оп}} + 0{,}5\Sigma k N_{\text{с}} + 2N_{\text{оп}\,1{,}25}),$$

где $N_{\text{х}}$, $N_{\text{н}}$, $N_{\text{г}}$ — количество пусков котла из холодного, неостывшего и горячего состояний соответственно; $N_{\text{оп}}$ и $N_{\text{оп}\,1{,}25}$ — число гидравлических опрессовок на рабочее давление и на 1,25 рабочего давления соответственно; $N_{\text{с}}$ — число колебаний давления при работе котла на глубину более 60% от расчетного рабочего давления; k — коэффициент приведения колебаний рабочего давления к пускам из холодного состояния (при относительном понижении на 60% от рабочего давления этот коэффициент принимается равным 0,1; при снижении на 70% — 0,2; при снижении на 80% — 0,36; на 90% — 0,62; на 100% — 1).

Под горячим состоянием котла понимают промежуток простоя до 10 ч после отключения, под неостывшим — до 90 ч.

Полный первичный контроль тонкостенных труб с отношением $D_{\text{н}}/s_{\text{н}} \geqslant 13{,}3$ на котлах с проектным рабочим давлением 10 МПа и с отношением $D_{\text{н}}/s_{\text{н}} \geqslant 10{,}9$ на котлах с рабочим давлением 14 МПа должен производиться одновременно для всех труб при достижении фактической наработки допускаемой величины для наиболее неблагоприятного типоразмера труб с наружным диаметром 76 мм и более, обозначаемой в дальнейшем $N_{1\,\text{мин}}$. Для гибов с меньшим отношением $D_{\text{н}}/s_{\text{н}}$ полный первичный контроль может производиться для каждого типоразмера отдельно по достижении для него величины расчетного ресурса.

В первичный контроль гибов из труб с наружным диаметром 76 мм и более входит внешний осмотр, определение максимальной овальности или отклонения профиля поперечного сечения от средней окружности, определение минимальной толщины стенки в растянутой и нейтральных зонах, вырезка трех гибов с наименьшим допустимым числом пусков от начала эксплуатации до следующего контроля (N_2) для оценки поврежденности их внутренней поверхности и корректировки браковочных параметров УЗК, а также неразрушающий контроль на наличие дефектов на наружной и внутренней поверхности гнутого участка.

При визуальном контроле недопустимыми дефектами считаются трещины любых размеров, цепочки коррозионных язв глубиной более 10% или отдельные коррозионные язвы глубиной более 20% (номинальной толщины стенки трубы).

На котлах, где первичный контроль гибов еще не производился, при проведении такого контроля для упрощения и повышения эффективности контроля вместо измерения овальности рекомендуется производить измерение максимального отклонения профиля поперечного сечения гиба от средней окружности. На

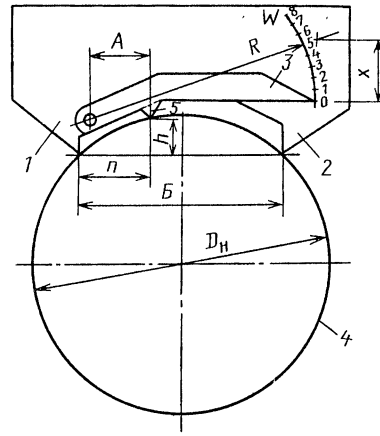


Рис. 4.14. Измеритель для определения отклонения профиля сечения гиба от окружности:
1, 2 — опорные полки; *3* — указатель; *4* — цилиндрический эталон; *5* — измерительная ножка

гибах, которые проходили полный первичный контроль до введения положения [109], а также в случае измерения максимального отклонения профиля поперечного сечения от окружности можно не производить измерения толщины стенок в нейтральных зонах гибов.

Измерение максимального отклонения профиля поперечного сечения гиба от круговой формы определяется приспособлением, представленным на рис. 4.14. Измеритель состоит из корпуса с опорными ножками и указателя, совмещенного с подвижной измерительной ножкой. На корпусе измерителя наносится шкала, по которой в дальнейшем можно определять отклонения.

Труднодоступные гибы труб диаметром до 108 мм можно контролировать выборочно в количестве не менее 20%; при диаметре более 108 мм — не менее 30%. Доступность гибов определяется экспертно-технической комиссией во главе с главным инженером электростанции; их перечень утверждается главным инженером районного энергетического управления.

Забракованные при первичном контроле гибы, а также непроконтролированные труднодоступные гибы одинакового с забракованным типоразмера и назначения должны быть сразу заменены.

Если на наружной поверхности растянутой при гибке части гиба в эксплуатации обнаруживают трещины, то такой гиб необходимо заменить немедленно. Все другие гибы этого типоразмера следует заменить в течение года с момента обнаружения такого дефектного гиба. Гибы, идущие на замену, должны иметь номинальную толщину стенки не менее указанной в табл. 4.2.

Таблица 4.2. **Минимальная допускаемая номинальная толщина стенки трубы, идущей на замену гибов, в зависимости от рабочего давления и наружного диаметра трубы**

Номинальный размер трубы, мм	Проектное рабочее давление пара за котлом, МПа						
	10			14			
Диаметр	76	108	133	76	108	133	159
Толщина стенки	6	9	10	7	11	13	15

Примечание. На давление 14 МПа допускается применение гибов из труб 108×10 мм и 159×14 мм по согласованию с УралВТИ или ПО Союзтехэнерго.

По результатам замера овальности гибов и отклонений от формы окружности при первичном контроле расчитывают количество пусков от начала эксплуатации до второго контроля — величину N_2 для гибов с овальностью более 3% или с отклонением $W_{макс} : D_н > 0{,}019$.

Так, для барабанных котлов $N_2 = 7{,}29 \cdot 10^{12} / S_{a2}^{-4{,}55}$; для прямоточных котлов $N_2 = 2{,}16 \cdot 10^{13} / S_{a2}^{-4{,}55}$, где S_{a2} — амплитуда окружных напряжений в гибе с учетом его фактической формы, МПа, определяется в свою очередь как

$$S_{a2} = \frac{p}{4}\left\{\left(\frac{D_н}{s} - 1\right)[1 + 0{,}009 K_2 (\alpha + 10)] + 2\right\},$$

где $K_2 = 10 + 1{,}41\,(D_н/s - 5{,}7) - 0{,}644 \cdot 10^{-3}\left(\frac{D_н}{s} - 5{,}7\right)^3$.

В двух последних формулах s — толщина стенки в нейтральной зоне гиба, мм; α — овальность, %. Если прямые измерения толщины стенки в нейтральной зоне не были проведены, то толщина стенки по нейтральному волокну пересчитывается по результатам измерения толщины стенки в растянутой зоне: $s = s_р (4R + 2D_н)(4R + D_н)^{-1}$, где $s_р$ — измеренная толщина стенки гиба в растянутой зоне, мм. Допускается определять величину N_2 приближенно по номограмме, приведенной на рис. 4.15.

Для определения предельно допустимого числа циклов с начала эксплуатации, после которого требуется повторный контроль гиба, на верхней горизонтальной шкале откладывают толщину стенки гиба по нейтральному волокну; затем опускают перпендикуляр до пересечения с кривой, соответствующей наружному диаметру трубы; точку пересечения сносят по горизонтали до пересечения с кривой фактической овальности; далее эту точку по вертикали проектируют на кривую давления; точку пересечения вертикали с кривой давления по горизонтали сносят на прямую *1* (для барабанных котлов) или на прямую *2* (для прямоточных котлов); точку пересечения с прямыми *1* или *2* проектируют по вертикали на ось абсцисс, по которой и определяют величину N_2.

На схеме этот путь отмечен пунктиром с буквами *АБВГДЕ* (толщина стенки по нейтральной зоне гиба — наружный диаметр трубы — овальность гиба — давление — амплитуда напряжения — допустимое число циклов до второго контроля).

Допустимое число циклов до второго контроля можно определять и через величину $W_{макс}$, которая определяется по результатам измерения максимального отклонения от формы окружности прибором, показанным на рис. 4.15. Для определения максимального отклонения измеритель прикладывают опорными ножками *1* и *2* к поверхности трубы в нейтральной зоне, при этом ножка *1*, расположенная рядом с осью указателя, должна быть ближе к растянутой зоне гиба, чем ножка *2*. Перемещая измеритель в плоскости сечения, отыскивают наибольшую величину W_1. Таким же путем находят наибольшую величину W_2; при этом измеритель поворачивают другой стороной, чтобы опорная ножка *1* опять оказалась ближе к растянутой зоне гиба. Максимальное отклонение

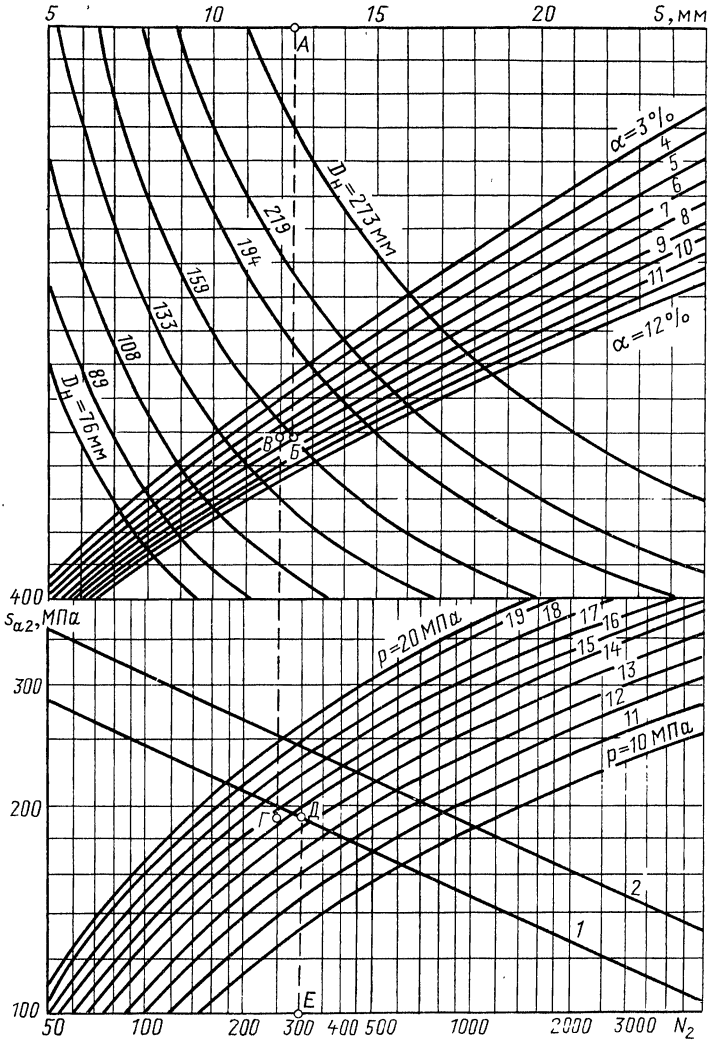


Рис. 4.15. Номограмма для определения допускаемого числа пусков N_2 от начала эксплуатации до контроля при расчете по овальности α:
1 — барабанные котлы; *2* — прямоточные котлы

формы сечения от окружности вычисляют по формуле

$$W_{\text{макс}} = 0{,}786 W_i + 0{,}199 W_j,$$

где W_i — большее и W_j — меньшее из значений W_1 и W_2, мм.

Значения N_2, исходя из измерения W, определяют для барабанных котлов по формуле $N_2 = 3{,}603 \cdot 10^{12} S_{a2}{}^{-4{,}55}$ и для прямоточных котлов по формуле $N_2 = 1{,}065 \cdot 10^{13} S_{a2}{}^{-4{,}55}$.

Здесь $S_{a2}=0{,}5p\left[0{,}5\left(\frac{D_н}{s}-1\right)+\frac{W_{макс}}{s}+3{,}75\left(\frac{D_н}{s}-1\right)\frac{W_{макс}}{s}\gamma+1\right]$.

Порядок определения коэффициента γ такой же, как при расчете величины S_{a1} для нахождения количества пусков до первичного полного контроля — N_1.

Величину N_2 можно также определять приближенно по номограмме рис. 4.16. Путь определения указан пунктирной линией *АБВГД* (отношение $D_н/s$ по оси ординат — горизонталь на отношение $W_{макс}/s$ на кривой — по вертикали на кривую давления — по горизонтали на кривую *1* для барабанных котлов или

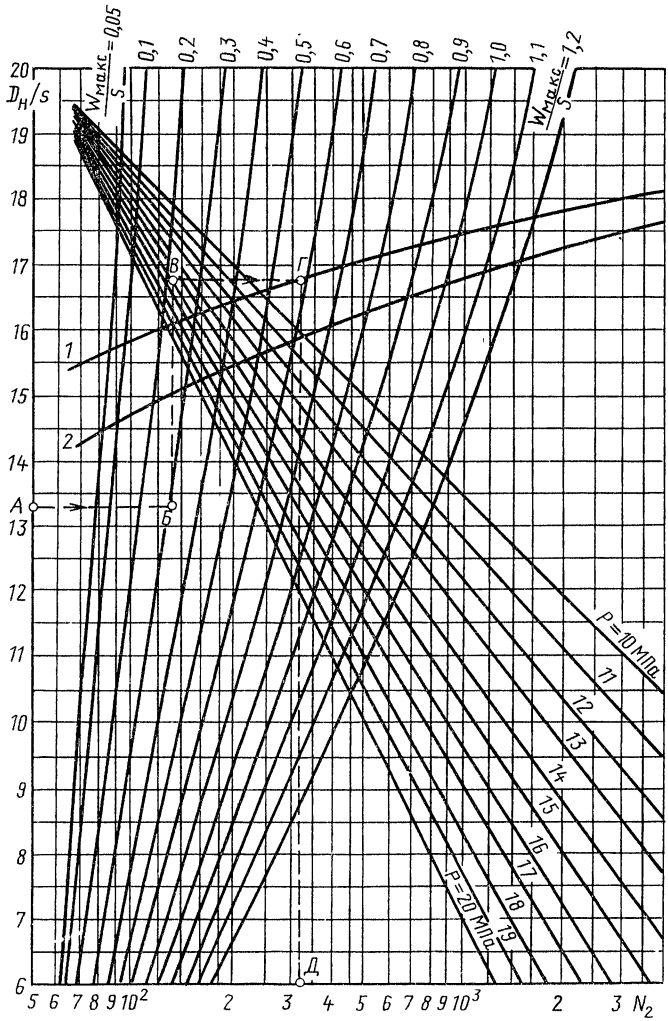


Рис. 4.16. Номограмма для определения допускаемого числа пусков N_2 от начала эксплуатации до контроля при расчете по отношению $W_{макс}:s$:
1 — барабанные котлы, *2* — прямоточные котлы

кривую *2* для прямоточных — по вертикали вниз на ось абсцисс, где определяется допустимое число пусков N_2).

Гибы, имеющие овальность более 12% или отношение $W_{макс} : D_н > 0{,}033$, необходимо немедленно заменять.

На каждом котле вместе с отключаемыми с ним трубопроводами выделяются контрольные группы гибов. В эти группы отдельно входят гибы дренируемых и недренируемых участков. Составляется перечень гибов, расположенных на недренируемых и застойных участках. Этот перечень утверждает главный инженер электростанции. К недренируемым гибам относят те гибы, которые остаются заполненными водой при опорожнении котла, а также гибы, в которых отсутствует порок при нормальной работе котла (иначе — «застойные участки»). К последним относятся линии рециркуляции, линии аварийного слива и т. п.

Контрольная группа дренируемых труб состоит минимум из 20 гибов с наименьшими значениями N_2, определенными по результатам первичного контроля.

В контрольную группу недренируемых труб входят все доступные для контроля недренируемые гибы.

На гибы контрольных групп составляется формуляр установленной в Положении [109] формы.

При выборочном контроле проводят все те же виды контроля не менее чем на 50 гибах, которые выбирают по усмотрению персонала электростанции. В число этих гибов должны войти все недренируемые гибы.

Если при выборочном первичном контроле не было обнаружено дефектных гибов, то все гибы могут эксплуатироваться до полного первичного контроля. В тех случаях, когда при контроле обнаруживают дефектные гибы, проводят внеочередной контроль.

Гиб трубы должен обладать достаточной прочностью при статическом нагружении внутренним давлением. Поэтому его минимальная толщина в растянутой при гибке зоне должна быть не менее

$$s_{р.доп} \geqslant \frac{pD_н}{2\sigma_{доп}+p} \cdot \frac{4R+D_н}{4R+2D_н},$$

где p и $\sigma_{доп}$ — расчетные давление и допускаемое напряжение, МПа, согласно ОСТ 108.031.02-75.

Периодический контроль контрольной группы дренируемых гибов должен производиться при капитальном ремонте до достижения фактического числа циклов $N_{ср} \leqslant N_{2\,мин}$, где $N_{2\,мин}$ — наименьшее из всех значений N_2 для гибов контрольной группы. В дальнейшем периодический контроль гибов контрольной группы должен производиться при каждом капитальном ремонте, но не реже чем через 100 пусков котла.

Периодический контроль всех доступных недренируемых гибов после наработки $N_{1\ мин}$ должен производиться при каждом капитальном ремонте, но не реже чем через 50 пусков котла. На котлах, в питательную воду которых возможно попадание из производственного конденсата сероводорода, меркантана и других химических соединений, усиливающих коррозию, все доступные недренируемые гибы должны проверяться каждые три года, но не реже чем через 50 пусков. Положение [109] регламентирует форму записи результатов периодического контроля гибов.

Периодический контроль должен включать в себя визуальный осмотр, магнитопорошковую дефектоскопию и УЗК всех гибов контрольной группы, а также вырезку не менее трех гибов на котел (с наименьшими N_2) для контроля поврежденности металла внутренней поверхности и для корректировки браковочных параметров при УЗК.

Если при контроле дренируемых гибов не обнаружено ни одного дефектного, то все гибы допускаются к дальнейшей эксплуатации. Если же обнаружены гибы с коррозионно-усталостными или коррозионными дефектами, причем при их вырезке из котла и разрезке для осмотра внутренней поверхности дефектность подтвердилась, то необходимо проконтролировать 80 гибов, следующих по числу пусков N_2 за контрольной группой. При отсутствии дефектов в этих 80 гибах все дренируемые гибы допускаются к дальнейшей эксплуатации.

В случае выявления при контроле дополнительных 80 гибов эксплуатационных коррозионных повреждений на 30% или более при подтверждении результатов браковки при разрезке хотя бы трех гибов должны быть заменены все гибы котла. Если же забракованных гибов будет менее 30%, то контролю подлежат все гибы котла.

При обнаружении в процессе периодического контроля хотя бы одного гиба трещин на наружной поверхности в растянутой зоне следует заменять все гибы этого типоразмера. В этом случае требуется провести контроль растянутых зон гибов всех типоразмеров на 20 гибах каждого типоразмера, выбирая гибы с наименьшим значением N_2.

Если при периодическом контроле дренируемых гибов были выявлены металлургические, технологические или какие-либо другие нетипичные дефекты гибов, то необходимо провести внеочередной контроль. Его объемы описываются несколько позже.

Условия эксплуатации недренируемых гибов более жесткие по сравнению с дренируемыми. При обнаружении недопустимых коррозионных дефектов на недренируемом гибе все однотипные по условиям эксплуатации гибы должны быть заменены. Однотипными по условиям эксплуатации считаются водоперепускные трубы между двумя барабанами, пароотводящие трубы выносных

циклонов ступенчатого испарения с недренируемыми или горизонтальными участками и водоопускные трубы экранов с горизонтальными участками.

Труднодоступные гибы образуют как бы самостоятельную группу в отношении контроля. Непроконтролированные труднодоступные гибы одного размера и назначения необходимо заменять, если при периодическом контроле хотя бы в одном из доступных гибов этого размера и назначения обнаружены недопустимые коррозионные дефекты, наличие которых подтвердилось при осмотре демонтированного и разрезанного гиба.

Гибы труб с наружным диаметром от 57 до 76 мм контролируют путем вырезки и разрезки гиба каждого назначения сначала через 70 тыс. ч эксплуатации и затем при каждом капитальном ремонте. Если хотя бы на одном гибе будут недопустимые коррозионные дефекты, то все гибы линии должны быть заменены.

Внеочередной контроль следует проводить при вынужденном останове котла из-за разрушения гиба, при обнаружении дефектного гиба в процессе гидравлического испытания или при первичном выборочном контроле, а также в случаях выявления при плановых ремонтах гибов с дефектами некоррозионного происхождения — поперечными трещинами, металлургическими дефектами.

В случае аварийного разрушения гиба при эксплуатации котла решение об объемах контроля и условиях дальнейшей эксплуатации принимается экспертно-технической комиссией, вызываемой для расследования причин аварии. Во всех других случаях объем контроля определяется энергосистемой и согласовывается с УралВТИ или ПО Союзтехэнерго.

В случае замены гибов новые гибы должны проходить первичный контроль при установке. Для них следует сразу рассчитать количество пусков до начала контроля N_1. Если конструктивно возможно, то недренируемые участки должны быть заменены дренируемыми. Вновь устанавливаемые гибы из стали 20 следует подвергать отпуску при 600—650° С в течение 1 ч для снятия наклепа металла и остаточных напряжений, возникших при холодной гибке.

Положение [109] рекомендует для снижения вероятности коррозионно-усталостных поражений необогреваемых труб котлов заполнять котел при растопках и гидравлических испытаниях конденсатом турбин или химически обессоленной водой. При опрессовках показатель pH следует поддерживать на уровне не ниже 8,5 путем дозировки аммиака. Перед растопкой следует вводить в воду барабана котла гидразин в количестве, обеспечивающем его концентрацию в котловой воде 2,5—3,0 мг/кг; показатель pH необходимо поддерживать на уровне 9,0—9,2, вводя для этого аммиак или едкий натр.

Предусматриваемые Положением объемы и методы эксплуатационного контроля трудоемки. Обследование гибов должно сопровождаться съемом и последующим наложением тепловой изоляции, строительством лесов и т. п. Такой подход экономически нецелесообразен. В этой связи рекомендации положения следует рассматривать как временные вынужденные меры, требующие уточнения и совершенствования.

Следует также не забывать, что предлагаемая в Положении методика учета влияния числа пусков и остановов условна, она исходит из предпосылки о нагружении гиба одним внутренним только давлением. Однако любой гиб расположен на какой-либо трассе. На него действуют нагрузки от самокомпенсации трассы, нагрузки от веса трассы, тепловой изоляции, веса заполняющих воды, пара или пароводяной смеси, которые нагружают гиб дополнительными сжимающими или растягивающими силами, изгибающими и крутящими моментами. Совокупность этих дополнительных нагрузок для каждого гиба в зависимости от специфики трассы будет своя.

Следует также учитывать, что замена гибов на более толстостенные приводит к снижению самокомпенсационной способности трассы и увеличивает в остальных ее элементах напряжения от самокомпенсации. Это явление особенно важно учитывать при частичной замене гибов на трассе. Оставшиеся тонкостенные гибы будут работать в более жестких непроектных условиях.

Улучшая технологию изготовления гибов, выходной контроль труб на металлургических заводах и входной на котлостроительных заводах, а также совершенствуя водно-химический режим котлов и их консервацию, необходимо достичь такого положения, когда бы не требовалось проводить эксплуатационный контроль гибов. Однако на этом пути также существуют определенные трудности.

Овальность, а точнее отклонение формы поперечного сечения гиба от формы окружности, зависит от многих факторов: разностенности исходной трубы, относительного радиуса гиба, отношения наружного диаметра к внутреннему, износа сектора и дорна трубогибочного станка. Для снижения овальности гибов внутрикотельных трубопроводов и труб поверхностей нагрева котлостроительные заводы перешли на бо́льшие относительные радиусы гиба и в ряде случаев пошли на утолщение стенки труб, стали чаще менять оснастку.

Перечисленные мероприятия, способствуя повышению эксплуатационной надежности гибов, имеют и отрицательные последствия. Так, увеличение относительного радиуса гиба затрудняет оптимальную компоновку; утолщение стенки труб повышает металлоемкость; частая замена оснастки требует существенных затрат на изготовление секторов и дорнов и на

их замену на станках. Разностенность же исходных труб зависит от способа производства и не может быть изменена в существенных пределах.

На заводах энергетического машиностроения расширяются производственные мощности для термической обработки гибов труб, полученных методом холодной гибки.

В последнее время стали отмечаться коррозионные и коррозионно-механические повреждения и на внутренней поверхности обогреваемых труб.

На котле ТП-20 среднего давления после 95 тыс. ч эксплуатации и 350 пусков произошло разрушение нижнего гиба правого бокового экрана. Давление воды в трубе 3,9 МПа, температура 250° С. Труба изготовлена из стали 20, номинальный размер — 83×4 мм. Разрушение произошло между нейтральной образующей и максимально растянутым при гибке волокном. Длина раскрытия 250 мм при утонении в месте разрыва до 3 мм. Разрушение развивалось с внутренней поверхности трубы. После удаления коррозии химическим и механическим способами на внутренней поверхности трубы обнаружены язвы глубиной до 0,8 мм. Наибольшее их количество обнаружено на нижней образующей слабо обогреваемой части гиба в полосе между растянутыми при гибке и нейтральными волокнами. Изменений микроструктуры, связанных с перегревом, не обнаружено.

Положение с повреждениями гибов необогреваемых труб на котлах среднего давления несколько лучше, чем на котлах высокого давления в связи с тем, что трубы котлов среднего давления имеют несколько большие фактические запасы прочности по напряжениям от внутреннего давления. То же относится и к гибам обогреваемых труб поверхностей нагрева котлов высокого давления. Овальность гибов труб поверхностей нагрева котлов высокого давления несколько ниже, чем овальность гибов необогреваемых труб в связи с их большей толстостенностью. На прямоточных котлах сверхкритического давления поддерживается существенно лучший водный режим по сравнению с барабанными котлами высокого давления. Совокупность перечисленных причин и вызвала наибольшую повреждаемость гибов необогреваемых труб барабанных котлов с рабочими давлениями пара 10 и 14 МПа по сравнению с обогреваемыми трубами тех же котлов и необогреваемыми трубами котлов среднего давления.

4.5. Коррозия труб экранных поверхностей нагрева

Коррозия металла — процесс его разрушения, происходящий из-за химического или электрохимического воздействия внешней среды. В топке и газоходах газовая коррозия наружной поверхности труб и стоек пароперегревателей происходит под воздействием кислорода, диоксида углерода, водяных паров, серни-

стого и других газов, внутренней поверхности труб — в результате взаимодействия с паром или водой.

Интенсивная газовая коррозия может разрушать наружную поверхность экранных труб. Такие коррозионные поражения впервые обнаружены на двух электростанциях на барабанных котлах ТП-230-2 высокого давления, сжигающих антрацитовый штыб, после 4 лет эксплуатации. Наружная поверхность труб разъедалась со стороны, обращенной в топку в зоне максимальных температур факела. Широкие и относительно неглубокие коррозионные язвы имели неправильную форму и часто смыкались. В середине наиболее глубоких язв появлялись свищи.

На котлах среднего давления, работающих в аналогичных условиях в течение более 20 лет, коррозии экранных труб с наружной стороны не отмечалось. Очевидно, одной из причин, вызывающих быстрое протекание коррозионных процессов на котлах высокого давления, является высокая температура стенки.

На котлах сверхкритического давления ПК-39 блоков мощностью 300 МВт при сжигании пыли антрацитового штыба также обнаружена интенсивная коррозия экранов средней радиационной части. В этом случае температура наружной поверхности экранов выше, чем в котлах высокого давления. Существенную роль в ускорении коррозии играют воспринятые экраном тепловые потоки; чем они выше, тем больше градиент температуры по толщине наружных отложений, тем больше вероятность образования жидкого расплава в отложениях.

Наружная коррозия также отмечалась на котлах сверхвысокого давления ТП-240-1 при сжигании пыли подмосковного угля после 4 лет эксплуатации. На котлах среднего и высокого давления аналогичное явление при сжигании подмосковного угля не наблюдалось.

Конструкция парового котла, работающего на твердом топливе, его надежность и экономичность в эксплуатации в значительной степени зависят от зольности сжигаемого топлива и минералогического состава балласта. Эти показатели определяют процессы шлакования, коррозии и коррозионно-эрозионного износа поверхностей нагрева, которые тесно взаимосвязаны. Зольность топлива и плавкость золы предъявляют определенные требования к конструкции топочного устройства, компоновке и расположению ширм и конвективных пакетов. Характер взаимодействия между золовыми отложениями, горячими газами и защитными оксидными пленками на металле определяет долговечность и надежность работы поверхностей нагрева.

Наиболее неблагоприятное коррозионное воздействие на металл поверхностей нагрева при сжигании углей и сланцев оказывают оксиды серы, сероводород, хлор и легкоплавкие соединения щелочных металлов.

Сера входит как в горячую массу твердого топлива, так и

в золовой балласт; при сгорании в окислительной атмосфере образуются окислы серы, в восстановительной — сероводород.

Хлориды находятся в составе минеральных соединений, образовавшихся в процессе формирования твердого топлива вследствие его контакта с морской водой.

Коррозионный процесс резко ускоряется при наличии восстановительной атмосферы около экранов или, тем более, при набросе факела на экран. В этом случае происходит так называемая сероводородная коррозия. В восстановительной атмосфере топочных газов имеется сероводород, который, взаимодействуя с железом образует сульфид железа.

Интенсивной наружной коррозии при сжигании угольной пыли подвержены экраны из углеродистой стали, а также экраны из низколегированных перлитных сталей 15ХМ и 12Х1МФ.

С проблемой наружной коррозии экранов часто приходится сталкиваться при сжигании антрацитового штыба — АШ. Из-за низкой реакционной способности этого топлива происходит затягивание процесса его воспламенения и горения. Имеет место наброс факела на экраны топочной камеры. В пристенной области образуется восстановительная атмосфера. Положение усугубляется при неравномерной подаче пыли по горелкам и повышенных присосах воздуха в топку, когда через горелки воздуха вынужденно подается меньше, чем необходимо для полного сгорания топлива.

На котле сверхкритического давления ТПП-110 блока мощностью 300 МВт на наружной поверхности труб нижней радиационной части с лобовой стороны наблюдается интенсивная коррозия, которая приводит к сильному утонению стенки трубы и последующему ее разрыву. Коррозионные повреждения имеют место только у боковых экранов на уровне оси горелки, на трубах, обрамляющих сбросную горелку, и на трубах верхнего пережима.

Коррозионные поражения экранов нижней радиационной части отмечены также на котлах ТПП-210А блоков мощностью 300 МВт в случаях работы как на АШ, так и на смеси каменных углей с подсветкой мазутом или при периодической работе на угольной пыли и мазуте.

Котлы ТПП-210А — двухкорпусные. Производительность каждого корпуса 475 т/ч. Давление острого пара 25,5 МПа. Проектная температура перегрева свежего пара 565° С, промежуточного перегрева — 570° С. Основное проектное топливо — АШ; резервным и растопочным топливом являются газ и мазут. Топочная камера имеет пережим и экранирована трубами из стали 12Х1МФ. В камере горения трубы ошипованы и покрыты карборундовой массой. Горелки улиточно-лопаточного типа, для сжигания пыли, газа и мазута, расположены в один ярус по три на фронтовой и задней стенах топки. Топли-

воприготовление — с промежуточным бункером. Сушильный воздух из пылесистемы сбрасывается в топку через сопла, расположенные над горелками.

При обследовании одного из котлов Новочеркасской ГРЭС, проведенном ВТИ и Ростовэнерго, обнаружена интенсивная коррозия боковых экранов нижней радиационной части. Котел работал около 8000 ч на АШ с растопкой на мазуте и с подсветкой мазутом. Коррозия протекала на обоих корпусах. Зона максимальной коррозии располагается на оси горелок и охватывает среднюю часть экрана шириной 5,2 м; по высоте пятно коррозии простирается на 2 м выше и ниже оси горелок. Коррозионное утонение доходило до 3,7 мм при первоначальной толщине стенки 6 мм и простиралось на 0,20—0,25 окружности трубы с небольшим смещением от лобовой образующей в сторону ядра факела и образованием уплощения. С тыльной и боковой стороны коррозионный износ трубы незначительный. В районе коррозионного поражения карборундовая обмазка отсутствовала. Шипы при первоначальной длине 16 мм обгорали до 0,5—1,5 мм. На поверхности труб слой продуктов коррозии имел толщину 0,5—1,5 мм.

Анализ топочных газов в пристенной области в районе пятна коррозии позволил установить присутствие сероводорода в восстановительной атмосфере. Концентрация сероводорода достигала 0,08% при содержании оксида углерода 6—7% и кислорода — до 1%. Количество воздуха, подаваемого через горелки, составляло 95—90% необходимого для полного сгорания. В окалине, снятой с труб в районе пятна коррозии, обнаружено 2—3,5% FeS. Количество оксидов железа на внутренней лобовой поверхности прокорродировавших труб было умеренным (90—150 г/м^2). При тепловом потоке 175—230 кВт/м^2 эти отложения не вызывали опасного роста температуры наружной поверхности труб.

Основным методом борьбы с коррозией на котлах, работающих на АШ, должна служить правильная организация топочного процесса, позволяющая устранить зоны с восстановительной атмосферой около экранов.

Необходимо тщательно следить за состоянием набивки огнеупорной массы на трубах.

На котлах ТПП-210А Криворожской ГРЭС, работающих на пыли различных углей с подсветкой мазутом и периодически на мазуте, на верхнем скате пережима после 16,5 тыс. ч эксплуатации обнаружены поперечные риски. Некоторые из них проходили насквозь, образовывая свищи. Риски свидетельствуют о коррозионно-механическом характере разрушения. Заметной разницы в структуре металла по лобовой и тыльной образующей нет. Количество оксидов железа на внутренней поверхности трубы по лобовой образующей достигало 520 г/м^2.

Тяжелые высокосернистые мазуты в настоящее время являются широко распространенным энергетическим топливом и представляют собой крекинг-остатки перегонки высокосернистых нефтей. Зольность мазутов меняется в широких пределах (от 0,05 до 0,50%) и зависит от технологии переработки нефти.

Хотя в мазуте содержится в 100—300 раз меньше золы, чем в твердом топливе, поверхности нагрева мазутных котлов быстро заносятся из-за образования легкоплавких соединений. Большие осложнения вызывает наличие пентаксида ванадия в золовых отложениях мазутов. Кроме образования расплавов с низкой температурой плавления, пентаксид ванадия ускоряет коррозию еще и потому, что служит катализатором в реакции окисления железа.

В процессе эксплуатации прямоточных котлов мощных энергетических блоков сверхкритических параметров пара, работающих на мазуте с содержанием серы 2,0—3,5%, пришлось столкнуться с интенсивной высокотемпературной коррозией топочных экранов. В частности, первые коррозионные повреждения были обнаружены на трубах нижней радиационной части котлов ПК-41, с которых началось освоение газомазутных энергоблоков мощностью 300 МВт. Эти двухкорпусные котлы спроектированы на сверхкритические параметры пара $t_{п2}=565°$ С и $p=25{,}5$ МПа с промежуточным нагревом пара до 565° С при давлении 4 МПа.

В процессе эксплуатации температура перегрева снижена до 545° С из-за интенсивной коррозии выходных ступеней конвективных пароперегревателей и ускоренной ползучести части паропроводных труб. Проектная паропроизводительность обоих корпусов — 950 т/ч. Котлы ПК-41 оснащены турбулентными горелками (ЗиО), которые расположены встречно на фронтовой и задней стенках топки, в один ряд по четыре с каждой стороны.

Наиболее интенсивная высокотемпературная газовая коррозия наблюдалась на боковых экранах нижней радиационной части, где тепловые потоки достигают 545—580 кВт/м^2, а также на задних экранах на том же уровне, где тепловые потоки составляют 490—525 кВт/м^2. Большие локальные тепловые потоки типичны для высокофорсированных мазутных топок, они вызваны высокой температурой газов в районе ядра горения и повышенной эмиссионной способностью мазутного факела.

Коррозии подвержены выходные и предвыходные панели, где энтальпия среды 1880—2260 кДж/кг. Фронтовые экраны, охлаждаемые средой с меньшей энтальпией и воспринимающие несколько меньшие тепловые потоки, практически не подвергались высокотемпературной газовой коррозии.

Боковые и задние экраны нижней радиационной части котлов ПК-41 изготовлены из труб $\varnothing 32\times 5$ мм и 32×6 мм из стали

12Х1МФ. На разных котлах ПК-41 применялись различные типоразмеры труб.

Во время освоения этих котлов по прошествии 4—8 тыс. ч эксплуатации на мазуте на боковых экранах нижней радиационной части начинались повреждения, количество которых со временем быстро увеличивалось. При внешнем осмотре и контрольных вырезках труб после первых разрывов установлено, что значительное количество труб, расположенных рядом с повреждениями, требовало замены. Заметной разницы в продолжительности надежной эксплуатации труб $\varnothing$ 32×5 и 32×6 мм из стали 12Х1МФ не было установлено.

Коррозия труб поверхностей нагрева с газовой стороны представляет собой сложный физико-химический процесс взаимодействия топочных газов и наружных отложений с оксидными пленками и металлом труб. На развитие этого процесса оказывают влияние изменяющиеся во времени интенсивные тепловые потоки и высокие механические напряжения, возникающие от внутреннего давления и самокомпенсации.

Сернистый мазут, сжигаемый на ТЭС, представляет собой остатки прямой перегонки и крекинга нефти и содержит значительное количество асфальтосмолистых веществ. Содержание серы, ванадия и натрия в мазуте выше, чем в нефти, из которой мазут получен.

Сера входит в состав органических соединений, находится в небольшом количестве в виде элементарной серы, а также входит в состав солей щелочных и щелочноземельных металлов, попадающих в нефть из воды, сопутствующей нефти в пластах. Ванадий составляет часть органических соединений.

В мазуте присутствует также 0,5—5% воды. Дополнительное обводнение может происходить при разогреве мазута паром для облегчения слива из цистерн в зимнее время. Обводнение мазута приводит к повышению коррозионной активности продуктов сгорания, повышению точки росы и увеличению количества отложений на низкотемпературных поверхностях нагрева. Увеличение содержания воды в мазуте вызывает коррозию мазутопроводов и емкостей для хранения мазута.

На электростанциях сжигают преимущественно мазуты М-40 и М-100 с содержанием серы 2—3,5% и зольностью до 0,15%.

Образование отложений на экранах, ширмах и змеевиках поверхностей нагрева, омываемых горячими продуктами сгорания мазута, происходит следующим образом. Сначала на относительно холодных поверхностях нагрева конденсируются из газовой среды пары оксидов щелочных металлов и оксидов ванадия и образуют вязкую смачивающую металл подложку, на которую налипают твердые и жидкие частицы. Одновременно протекают химические реакции между горячими продуктами сгорания и более холодными отложениями.

Отложения, образующиеся на трубах, имеют слоистое строение и сильно отличаются по составу в зависимости от удаленности слоя по отношению к поверхности трубы. Химический и минералогический составы и скорость роста отложений зависят от состава и зольности нефти, способа сжигания, обработки топлива присадками, температуры наружной поверхности трубы, температуры газов и скорости их потока.

Неоднородность химического и минералогического составов по толщине отложений объясняется повышением температуры по мере нарастания слоя, а также колебаниями состава мазута во времени.

Внутренние слои отложений взаимодействуют с защитными оксидными пленками на поверхности труб. На границе раздела защитная оксидная пленка металла — отложения находится промежуточный слой, содержащий как продукты коррозии металла, так и агрессивные составляющие отложений. Защитный слой оксидов имеет сложное строение: снаружи располагаются продукты полного окисления — гематит (Fe_2O_3), затем слой магнетита или хромистой шпинели (Fe_3O_4 или $FeCr_2O_4$); ближе к металлу при высоких температурах располагается слой вюстита FeO. Вюстит может отсутствовать при относительно низких температурах поверхности металла. Конкретная температура, с которой появляется в окалине вюстит, зависит от химического состава стали. При наличии в пристенной области восстановительной атмосферы под слоем вюстита на границе с металлом образуется FeS. Подоксидные слои металла могут обедняться углеродом и хромом. Иногда по границам зерен в поверхностном слое наблюдается избирательная коррозия. Наилучшими защитными свойствами обладает слой магнетита или хромистой шпинели.

Проблема загрязнения поверхностей нагрева золовыми отложениями неразрывно связана с наружной коррозией их труб.

В зоне коррозионных поражений наружная поверхность труб покрыта плотным эмалевидным слоем отложений темно-серого цвета. На лобовой стороне труб образуются характерные уплощения и поперечные риски, которые особенно хорошо видны после снятия наружных отложений и оксидных пленок.

При утонении стенки до 3,5—3,8 мм наступает разрушение трубы; образуется продольная трещина, которая может иметь различную протяженность и раскрытие.

Таким образом, коррозионное поражение экранов мощных мазутных паровых котлов проявляется двояко: идет общее относительно равномерное утонение труб по лобовой образующей и образование поперечных рисок, вклинивающихся в металл.

Структура металла поврежденных труб около места разрушения (с лобовой обогреваемой стороны) состоит из феррита

и карбидов. Структура металла в том же сечении с тыльной стороны и вдали от места разрушения у большинства поврежденных труб состояла из феррита, перлита и отпущенной промежуточной составляющей. Такое различие в структуре в пределах одного сечения позволяет утверждать, что в процессе эксплуатации в пятне коррозии имел место перегрев металла труб с лобовой стороны до температуры не менее 600° С; на тыльной стороне температура металла была существенно ниже.

Заметного увеличения периметра разрушенных труб в местах повреждений не наблюдалось. Рост температуры металла вызывал интенсивную коррозию, но в то же время он был недостаточен для сильного увеличения скорости ползучести.

В первый период, когда обнаружены массовые коррозионные поражения экранов на паровых котлах ПК-41, основным способом борьбы с ними была массовая замена труб. На боковых экранах она производилась через 6—8 тыс. ч эксплуатации, на задних — через 10—12 тыс. ч.

Рассмотрим причины, вызывающие протекание двух коррозионных процессов — относительно равномерного утонения стенки трубы из-за высокотемпературной коррозии по лобовой образующей и образования поперечных рисок.

На внутренней поверхности экранных труб, расположенных в пятне коррозии, во время массовых повреждений обнаружен слой оксидов железа, достигавший 0,12—0,14 мм. Этот слой состоял преимущественно из Fe_3O_4. Количество оксидов железа, которое удалось снять с внутренней поверхности труб в местах коррозионных поражений на лобовой стороне при аммиачном водном режиме, достигало 300—400 г/м^2.

Трубы менее теплонапряженных участков экранов имели в это время отложения 100—150 г/м^2. Слой оксидов железа на внутренней поверхности экранной трубы имеет два подслоя. Нижний, более плотный, прочно связан с металлом. Верхний подслой — пористый, крупнокристаллический. На вырезанной трубе верхний подслой по внешнему виду напоминает сажу: черный с серебристым отливом; легко удаляется даже пальцем. Нижний плотный слой образуется в процессе пароводяной коррозии, а наружный рыхлый слой — как из-за коррозии, так и из-за наноса.

Ускоряющееся со временем повышение температуры металла экранных труб нижней радиационной части в процессе эксплуатации установлено температурными измерениями.

Анализ возможных источников образования отложений оксидов железа в тракте среды сверхкритического давления показал, что они могут выделяться из питательной воды во время нормальной работы энергоблока, образовываться в результате стояночной коррозии металла, выпадать в начальный период работы энергоблока, получаться в питательном тракте

за счет растопок котла на не полностью деаэрированной воде и выноситься к поверхности нагрева. Оксиды железа могут образовываться также из-за коррозии металла труб под воздействием водной среды сверхкритического давления в процессе нормальной эксплуатации котла.

При чистой внутренней поверхности труб нижней радиационной части в районе максимальных тепловых потоков на наружной поверхности экранных труб $\varnothing 32 \times 5$ мм температура составляет 500—520° С; на наружной поверхности труб $\varnothing 32 \times 6$ мм — 520—540° С.

При этом перепад на внутренней поверхности трубы из-за теплопередачи от стенки к среде сверхкритического давления достигает 30—40° С, а по толщине стенки трубы — 80—100° С. При полном отсутствии слоя оксидов железа на внутренней поверхности труб нижней радиационной части температура металла составляет 420—440° С.

В результате многочисленных исследований вырезок труб из поверхностей нагрева котлов сверхкритического давления установлено, что количество оксидов железа по тракту распределяется неравномерно. Наибольшее количество их обнаруживают на внутренней поверхности обогреваемых экранных труб со стороны лобовой образующей в области, где температура среды составляет 370—390° С.

Темп роста температуры металла труб поверхностей нагрева котлов ПК-41 в зависимости от теплосодержания среды коррелируется с распределением количества оксидов железа.

В паровых котлах различных типов максимум количества оксидов железа может несколько смещаться.

Температурный режим экранов зависит не только от количества оксидов железа на внутренней поверхности, но и от теплофизических свойств этого слоя. На теплофизические свойства должна влиять структура слоя оксидов железа (величина частиц, форма, пористость). Закономерно предполагать, что теплофизические свойства должны зависеть от источника образования слоя оксидов железа и условий образования, таких, как скорость среды, тепловой поток и т. п.

На количество оксидов железа, обнаруживаемых на внутренней поверхности труб, влияет тепловой поток. В частности, на лобовой обогреваемой стороне труб их всегда существенно больше, чем на необогреваемой тыльной. Тепловой поток может влиять на количество наносных отложений, так как чем он выше, тем сильнее эффект от выпадения из потока вследствие упаривания раствора в пристенном слое. Прямое влияние теплового потока на процесс пароводяной коррозии представляется маловероятным.

Экспериментально установлено, что изменение энтальпии среды в трубе экрана котлов сверхкритических параметров влияет

на количество отложившихся оксидов железа сильнее, чем изменение теплового потока.

Наносные оксиды железа образуются как при аммиачно-гидразинном, так и при нейтрально-окислительном водных режимах. Их источником являются коррозионные процессы в питательном тракте котла и примеси, содержащиеся в питательной воде. В процессе коррозии образуется двухвалентный оксид железа; входящий в состав истинных растворов, коллоидных соединений и взвешенных частиц. На формирование железооксидных образований влияют многочисленные физико-химические и теплофизические факторы: размер и форма частиц, дисперсный состав, показатель pH среды, термофорез, концентрация дисперсных частиц, массовая скорость среды, температура внутренней поверхности трубы, локальные тепловые потоки и т. п. Кроме оксидов железа в воде содержатся оксиды меди, попадающие при коррозионных процессах в ПНД.

Процесс образования отложений делится на две стадии: доставку частиц к стенке трубы и закрепление на ней. На первой стадии решающую роль играют гидродинамические силы. На второй стадии решающая роль принадлежит силам молекулярного взаимодействия.

В процессе эксплуатации происходит постепенное увеличение толщины наносного слоя оксидов железа. Этот слой обладает определенным тепловым сопротивлениям. Тепловой поток в нижней радиационной части определяется радиационной составляющей факела и является практически неизменной величиной. В результате температура внутренней поверхности трубы под слоем отложений повышается тем более, чем толще слой отложений.

Процесс пароводяной коррозии, протекающий относительно вяло на внутренней поверхности чистых труб нижней радиационной части при температуре 420—440° С, существенно ускоряется с ростом температуры стенки под слоем оксидов. С течением времени скорость роста температуры металла труб возрастает. Увеличение скорости роста температуры вызвано тем, что образующиеся из-за пароводяной коррозии оксиды вносят дополнительное термическое сопротивление, а их образуется тем больше в единицу времени, чем выше температура металла под ними. Количество выпадающих наносных оксидов приблизительно постоянно во времени.

Коррозия в среде сверхкритического давления по своему механизму занимает промежуточное положение между коррозией в котловой воде и перегретом паре. При сверхкритическом давлении исчезает резкое различие между водой и паром. Между ними исчезает и поверхность раздела.

В среде сверхкритического давления на всех сталях формируются двухслойные оксидные пленки. Наружный кристалличе-

ский слой имеет меньшую плотность, чем внутренний, прилегающий к металлу. На стали 12Х1МФ оба слоя состоят из магнетита Fe_3O_4. На сталях ЭИ756 и 12Х18Н12Т наружный слой состоит в основном из магнетита, а внутренний — из хромистой шпинели — $FeCr_2O_4$. Относительная доля рыхлого слоя максимальная при 380° С и уменьшается при дальнейшем росте температуры. Размер кристаллов рыхлого слоя с повышением температуры увеличивается.

В результате проведенных МО ЦКТИ исследований получены универсальные термокинетические зависимости, которые можно использовать для определения средних коррозионных потерь в среде сверхкритического давления в интервале от 380 до 520° С (при pH ~ 0,9):

для стали 12Х1МФ

$$\lg \Delta s = 1{,}580 - \frac{3380}{T} + 0{,}261 \lg \tau;$$

для стали типа 12Х2М1

$$\lg \Delta s = 1{,}135 - \frac{3180}{T} + 0{,}263 \lg \tau;$$

для стали ЭИ756

$$\lg \Delta s = 1{,}671 - \frac{3570}{T} + 0{,}274 \lg \tau;$$

для стали 12Х18Н12Т

$$\lg \Delta s = -0{,}972 - \frac{2940}{T} + 0{,}398 \lg \tau.$$

Здесь Δs — утонение стенки трубы со стороны среды сверхкритического давления, мм; T — температура металла на внутренней поверхности трубы, К; τ — время, ч.

Эти зависимости хорошо согласуются с результатами коррозионных испытаний тех же сталей в тракте парового котла сверхкритических параметров при скоростях среды от 0,3 до 1,4 м/с и температурах 340, 390 и 520° С продолжительностью от 2500 до 8780 ч.

При увеличении показателя pH среды от 7—8 до 9,5—10,5 коррозионные потери всех исследованных сталей снижаются в 1,5—2 раза. Содержание водорода в среде сверхкритического давления относительно слабо влияет на коррозионный процесс.

Коррозионная стойкость стали 12Х18Н12Т при всех исследованных водно-химических режимах приблизительно в 5—10 раз выше, чем у стали 12Х1МФ. Коррозионные потери у стали ЭИ756 в 1,5—2,0 раза ниже, чем у стали 12Х1МФ.

По существу при 380—520° С водная среда сверхкритического давления должна была представлять собой пар. Тогда

следовало бы ожидать отсутствие влияния pH среды на коррозионные потери. Однако такое влияние, несомненно, имеет место. Следовательно, коррозионный процесс в водной среде сверхкритического давления при $t = 380—520°$ С сочетает в себе элементы химической и электрохимической коррозии. Это вызвано, видимо, тем, что в среде сверхкритического давления при 28 МПа растворяются многие минеральные вещества и имеет место их ионизация. На механизме коррозионного процесса также может сказываться и диссоциация молекул воды. Интересно отметить, что при снижении давления среды с 28 МПа до докритического — 16 МПа происходит увеличение коррозионных потерь приблизительно в 1,5 раза. Сравнительные испытания проводились в среде сверхкритического давления, в воде и паре высокого давления при $pH = 9,5 \div 10,0$ в области температур 380—520° С.

Анализ вклада в общий суммарный эффект каждого из источников оксидов железа показал, что на стали 12Х1МФ в экранах радиационной части к моменту, когда количество оксидов достигает опасной величины, около половины их получается вследствие процесса пароводяной коррозии.

При повышении температуры на наружной поверхности труб нижней радиационной части резко ускоряется высокотемпературная газовая коррозия, приводящая к утонению труб. Точный механизм процесса не установлен. Несомненно, что важную роль играют оксиды серы, ванадия и щелочных металлов. Судя по внешнему виду труб, строению отложений и окисных пленок, в наиболее теплонапряженных местах отложения находятся в расплавленном состоянии. Вероятно, что в этих местах протекает электрохимическая коррозия. Дополнительным импульсом для нее может служить наличие на одной и той же экранной трубе участков поверхности с различным тепловым потоком. Роль анода, где происходит растворение металла, играет лобовая, наиболее теплонапряженная, образующая. Оксиды ванадия и щелочных металлов снижают температуру плавления отложений. Кроме того, оксиды ванадия — сильный катализатор окислительных процессов. (Механизм их воздействия будет рассмотрен в разделе, посвященном коррозии конвективных поверхностей нагрева.)

Следует отметить, что в пристенной области, напротив участков экранов нижней радиационной части котлов ПК-41, поражаемых коррозией, обнаружены в значительном количестве газообразные продукты неполного сгорания мазута (CO, H_2), а также активный в коррозионном отношении сероводород в количестве до 0,06—0,08%. В этом случае протекает так называемая сероводородная коррозия; сероводород взаимодействует с железом, образуя сульфид железа FeS. Положение существенно улучшается при уплотнении топочной камеры и подаче

большего количества воздуха, необходимого для горения, через горелки, а также при выравнивании раздачи воздуха между горелками.

Представляется вероятным периодическое изменение состава газов в пристенной области, связанное с флуктуационными колебаниями топочного процесса. В этом случае возможно попеременное периодическое воздействие окислительной и восстановительной атмосфер на экраны, что должно вносить дополнительные особенности в механизм протекания коррозионных процессов.

С учетом изложенных представлений о механизме коррозии труб нижней радиационной части газомазутных котлов основными мероприятиями по борьбе с ней должны быть:

1. Улучшение качества питательной воды с целью уменьшения количества наносных отложений оксидов железа.

2. Снижение локальных тепловых потоков в области энтальпии среды сверхкритического давления 1670—2180 кДж/кг, где имеется максимум интенсивности выпадения железооксидных отложений.

3. Периодические химические промывки для удаления оксидов железа с внутренней поверхности экранных труб.

4. Правильная организация топочного процесса, исключающая возможность образования зон с восстановительной атмосферой в пристенной области.

В результате происходящих во времени колебаний теплового потока от факела к трубам возникают изменения напряженного состояния в пленке оксидов и подоксидном слое металла. Колебания теплового потока могут быть вызваны изменениями нагрузки котла, пульсацией факела в процессе горения, колебаниями соотношения вода — топливо в допускаемых пределах и пр. Термические напряжения при возмущении со стороны факела имеют большие значения в поверхностных слоях, но быстро затухают по глубине. В первом приближении можно считать, что при резком возмущении они имеют существенную величину на глубине до 1 мм. Особенно они велики на границе раздела металл — оксид из-за различия в коэффициентах теплового расширения и плотностей. При окислении стали на ее поверхности образуется оксидная пленка, имеющая меньшую плотность по отношению к металлу, из которого она образовалась. Поэтому вследствие того, что она прочно сцеплена с металлом, пленка находится в сжатом состоянии, а металл в поверхностном слое растянут. При увеличении теплового потока в оксидной пленке возникают дополнительные напряжения сжатия, а при уменьшении потока эти напряжения снижаются. Пластичность оксидной пленки весьма невелика. Так, она разрушается в интервале температур 500—600° С при деформации на 0,65—0,85%.

Вследствие колебаний теплового потока по лобовой образующей с относительно равномерным шагом появляются трещины в защитной оксидной пленке, по которым к обнаженной поверхности металла проникают агрессивные компоненты из золовых отложений и топочных газов.

В пользу этой гипотезы образования поперечных рисок на трубах нижней радиационной части говорят равномерность шага между рисками и металлографическая картина их развития — риска развивается как бы клином, заполненным оксидами с трещиной посередине.

В связи с увеличением срока службы экранных труб нижней радиационной части важной становится проблема обгорания креплений труб, обеспечивающих их дистанционирование. Крепление труб к каркасу осуществляется при помощи крючков из листовой стали 12МХ, привариваемых с тыльной стороны. При обгорании крючков трубы выходят из ранжира. Труба, выступающая в топку, воспринимает больше теплоты. Увеличивается тепловая неравномерность по экрану, оплавляется и выгорает обмуровка за трубами.

При проектировании следующей серии отечественных парогенераторов мазутных энергоблоков мощностью 300 МВт — двухкорпусных котлов ТГМП-114 — был учтен опыт освоения котлов ПК-41. Тепловое напряжение топочного объема снижено с 417 до 290 кВт/м^2.

Топка котла ТГМП-114 не имеет пережима. Расстояние от осей крайних горелок до боковых экранов увеличено с 1,35 м — у котлов ПК-41 до 2,3 м — у котлов ТГМП-114. Применена рециркуляция дымовых газов для снижения локальных тепловых потоков, которая используется и для регулирования температуры вторичного пара. Газы отбираются за водяным экономайзером и подаются дымососом рециркуляции в топочную камеру через шесть горизонтальных шлиц, расположенных на фронтовой и задней стенах на 2 м ниже оси каждой горелки. В экранах нижней радиационной части увеличена массовая скорость движения водной среды сверхкритического давления.

Однако полностью избежать повреждений от высокотемпературной газовой коррозии не удалось и на котлах ТГМП-114. Типичное повреждение экранной трубы $\varnothing$ 42$\times$5 мм из стали 12Х1МФ представлено на рис. 4.17; на поверхности трубы образуются характерные поперечные риски, максимальное количество оксидов железа, предшествующее разрушению труб, составляет 300—400 г/м^2.

На котлах ТГМП-114 обеспечивается безаварийная работа экранов между капитальными ремонтами, осуществляемыми 1 раз в 4 года. Профилактическая замена труб выполняется по результатам наружного осмотра, выборочного ультразвукового контроля толщин стенок и исследования контрольных вырезок

из экранных труб. Обычные места замены — трубы двух ходов боковых экранов нижней радиационной части. В меньшей степени подвержены коррозии трубы фронтового и заднего экранов.

Не все повреждения экранов котлов ТГМП-114 были связаны с коррозией. Отмечались также разрушения из-за перегрева труб при нарушении соотношения вода — топливо.

Надежный способ эксплуатационного контроля за скоростью роста температуры экранных труб из-за образования слоя оксидов железа — установка температурных вставок в местах максимальных локальных тепловых потоков.

На котлах ТГМП-114 по мере их освоения и накопления опыта проведения промывок по упрощенной технологии сокращается объем работ по замене труб экранов из-за коррозии.

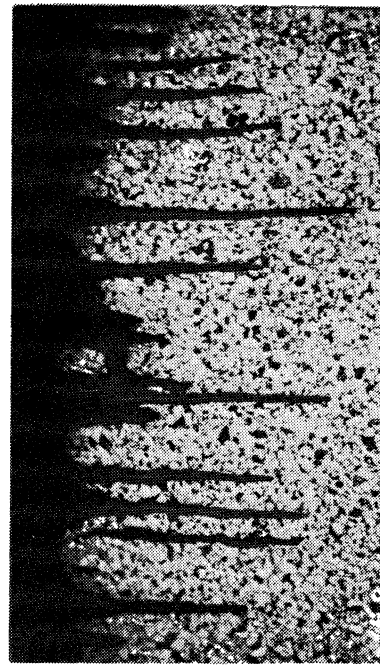


Рис. 4.17. Микроструктура поверхностного слоя экранной трубы 42×5 мм из стали 12Х1МФ котла ТГМП-114 (×100)

Следующим шагом в развитии прямоточных газомазутных паровых котлов блоков мощностью 300 МВт стали однокорпусные котлы ТГМП-314. Тепловое напряжение топочного объема снижено до 195 кВт/м^3. Количество горелок увеличено до 16, горелки расположены в два яруса на фронтовой и задней стенах. Расстояние от осей крайних горелок до боковых экранов возросло до 2,9 м. По высоте экраны разбиты на три последовательно включенные части: нижнюю, среднюю и верхнюю радиационные части. Среда от входа до выхода из котла движется двумя неперемешивающимися потоками. Перебросы с одной стороны котла на другую отсутствуют. Между каждой частью экрана в пределах потока осуществляется полное перемешивание среды. Выходные панели нижней радиационной части, наиболее неблагоприятные с точки зрения образования отложений оксидов железа, расположены в углах топочной камеры, т. е. в наименее теплонапряженном месте. На котле ТГМП-314 имеется рециркуляция газов через подовые шлицы, которая способствует снижению локальных тепловых потоков на экраны нижней радиационной части.

Несмотря на указанный комплекс мероприятий, на котлах не удалось полностью подавить высокотемпературную газовую

коррозию экранов. После 20 тыс. ч эксплуатации на некоторых котлах этого типа наблюдались коррозионные поражения на фронтовой и задней стенках нижней радиационной части на уровне и несколько ниже второго яруса горелок. Утонение стенок труб по лобовой образующей из-за коррозии привело к тому, что толщина стенки стала на 1,2—1,4 мм менее допускаемой. Имеют место единичные разрывы труб.

Основными мероприятиями по повышению эксплуатационной надежности продолжают оставаться систематические эксплуатационные промывки, проводимые по упрощенной технологии и осуществляемые обычно 2 раза в год, а также профилактическая замена части труб экранов.

Поэтому при проектировании необходимо предусматривать схемы промывок и поставлять оборудование, которое требуется для их осуществления.

Микропромывки — эффективное средство повышения надежности экранов. Но их следует проводить до того, как процесс роста слоя оксидов железа на внутренней поверхности трубы вызовет недопустимый рост их температуры и коррозионные поражения. Промывки необходимо осуществлять, когда количество оксидов железа на обогреваемой стороне не превышает 150—200 г/м^2.

Для проверки эффективности микропромывки недостаточно ориентироваться на количество вымытого железа. Необходимо осуществлять контрольные вырезки и непосредственно определять количество оставшихся на внутренней поверхности труб оксидов железа.

На экранах мощных котлов сверхкритических параметров, работающих на мазуте, в местах высоких локальных тепловых потоков наблюдается интенсивная местная коррозия около контактных сварных стыков. На внутренней поверхности труб после сварки и прошивки труб дорном или снарядом образуется манжет грата, который ухудшает отвод теплоты от металла трубы к среде сверхкритического давления. На наружной поверхности трубы в районе манжета грата повышается температура и интенсифицируется высокотемпературная газовая коррозия. В месте стыка контактной сварки выступает наружный грат. Толщина стенки увеличена. Температура наружной поверхности также повышена. Вследствие этого происходит как бы слизывание наружного грата, которое является одним из первых признаков коррозионного поражения экрана.

Следует избегать размещения контактной сварки в местах высоких локальных тепловых потоков. Радикальным решением этой задачи может служить применение длинномерных труб, которые не имели бы сварных соединений и присоединялись непосредственно к коллекторам. Если же применения сварки в области тепловых потоков избежать не удается, то наилучшие результаты по эксплуатационной надежности можно получить при использовании аргонодуговой сварки всего сечения шва или аргонодуговой сварки корня шва с заполнением оставшейся разделки ручной электродуговой сваркой.

При проектировании новых мазутных котлов и реконструкции действующих рекомендуется принимать расчетную температуру наружной поверхности экранных труб из стали 12Х1МФ не выше 545° С, если эти экраны расположены в топке в зоне максимальных местных тепловых потоков 410 кВт/м^2 и более. Этот температурный запас необходим для компенсации повышения температуры из-за образования слоя оксидов железа на внутренней поверхности труб на протяжении межпромывочного периода.

Рекомендуемые методы расчета коррозионных потерь труб экранов котлов сверхкритического давления и температурного режима их металла с учетом накопления в эксплуатации внутренних железооксидных отложений изложены в РТМ 108.030.122-77 «Методика расчета коррозионных потерь и температурного режима экранных труб. Котлы сверхкритического давления».

В процессе эксплуатации котлов сверхкритического давления происходит рост слоя железооксидных отложений на внутренней поверхности экранных труб. Лобовая поверхность этих труб воспринимает большие тепловые потоки от ядра факела.

Вследствие значительного теплового сопротивления рыхлого слоя железооксидных отложений, находящихся между внутренней поверхностью металлической стенки трубы и охлаждающей водной средой сверхкритического давления, происходит рост температуры стенки с внутренней стороны. Температура металла под слоем наносных оксидов растет, и интенсифицируется процесс пароводяной коррозии на границе металл — наносные отложения. Коррозия в свою очередь вызывает рост оксидной пленки и способствует ускорению процесса повышения температуры металла стенки трубы. В результате повышения температуры снижается сопротивление ползучести металла стенки по лобовой образующей и увеличиваются коррозионные потери с наружной стороны — в среде топочных газов. Эти процессы могут вызвать преждевременное разрушение экранных труб.

Количество наносных оксидов железа распределяется по тракту неравномерно. Для каждого давления существует энтальпия, при которой образуется максимум отложений. Эта энтальпия находится в зоне максимальных теплоемкостей среды сверхкритического давления.

РТМ 108.030. 22-77 содержат рекомендации по расчету продолжительности межпромывочного периода.

Все рекомендации, содержащиеся в РТМ 108.030. 22-77 справедливы при эксплуатации котла на гидразинно-аммиачном режиме и не распространяются на случаи, когда используется комплексонный или нейтральный водные режимы, так как теплофизические свойства слоя оксидов железа и кинетика роста слоя отложений зависят от водного режима.

Метод расчета распространяется на экранные поверхности нагрева котлов сверхкритического давления, охлаждаемые водной средой с энтальпией 1200—

2600 кДж/кг при давлении 24—30 МПа. Расчет проводят для наиболее опасной трубы, расположенной в области максимальных тепловых потоков, по которой транспортируется среда с энтальпией, превышающей на 100 кДж энтальпию зоны максимальных отложений. Сравнительные расчеты и обобщения экспериментальных данных позволяют сделать вывод, что это место экранной поверхности работает в наиболее тяжелых температурных условиях.

Расчет допускаемой длительности эксплуатации экранных поверхностей нагрева между двумя последовательными химическими промывками выполняется исходя из предположения, что температура наружной поверхности трубы за межпромывочный период повышается до предельной допускаемой температуры либо по условиям жаропрочности, либо до предельной допускаемой температуры по коррозионной стойкости стали в среде продуктов сгорания сжигаемого топлива (регламентировано [39]). Предельную температуру по условию жаропрочности в середине стенки труб ($t^{пр}_{пред}$) определяют по табл. 2.9, считая, что приведенное напряжение в экранной трубе, вычисленное как

$$\sigma_{пр} = \frac{p[D_н - (s - C)]}{2(s - C)},$$

должно равняться допускаемому или быть меньше допускаемого при предельной температуре. Предельную температуру по условию жаропрочности на наружной поверхности трубы находим как

$$t^{пр}_{н\,пред} = t^{пр}_{пред} + \mu^* q_н \frac{\beta}{1+\beta} \frac{s}{\lambda}.$$

Здесь μ^* — коэффициент растечки теплоты в трубе в конце межпромывочного периода; $q_н$ — тепловой поток на наружной поверхности наиболее нагруженной трубы в точке максимального тепловосприятия; β — отношение наружного диаметра трубы к внутреннему; λ — коэффициент теплопроводности металла трубы.

Коэффициент растечки теплоты μ^* учитывает, что железооксидные отложения распределены неравномерно на внутренней поверхности трубы по ее периметру и они более интенсивно снижают тепловой поток через лобовую образующую. В процессе эксплуатации в течение межпромывочного периода коэффициент растечки теплоты меняется от μ для чистой трубы до μ^* в конце межпромывочного периода. Обычно μ^* составляет 0,8—0,85.

Запас на рост температуры внутренней поверхности трубы определяется как

$$\Delta t_{вн} = t^к_{вн} - t^н_{вн},$$

где $t^к_{вн}$ — температура внутренней поверхности в конце межпромывочного периода; $t^н_{вн}$ — температура внутренней поверхности чистой трубы (после промывки).

Здесь $t^к_{вн} = t_{н\,пред} - \Delta t^к_{ст}$, причем $\Delta t^к_{ст}$ — перепад по толщине стенки трубы в конце межпромывочного периода.

Коррозионные потери на наружной и внутренней сторонах за межпромывочный период определяются по эквивалентной температуре, равной полусумме температур в начале и в конце межпромывочного периода.

Коррозионные потери с наружной стороны экранных труб рассчитывают по известной эквивалентной температуре наружной поверхности трубы и расчетному

сроку службы в соответствии с кинетическими зависимостями, приведенными в РТМ 24.030.49-75 «Метод учета окалинообразования при расчете на прочность элементов поверхностей нагрева паровых котлов».

В расчет вводится коэффициент запаса 1,3, учитывающий усиление интенсивности коррозионных процессов в экранах по сравнению с пароперегревателями при одних и тех же температурно-временных условиях эксплуатации. Интенсификация процесса вызвана наличием высоких тепловых потоков, приводящих к большей диффузионной подвижности атомов в защитных оксидных пленках.

На основании перечисленных основных предпосылок и допущений в РТМ 108.030.122-77 построены номограммы для графического определения максимальной допускаемой продолжительности межпромывочного периода, для определения предельного допускаемого значения толщины внутренних железооксидных отложений и для определения глубины коррозии котельных сталей в водной среде сверхкритического давления. Приложения содержат примеры расчета температурного режима и коррозионных потерь экранных труб.

Таким образом, на стадии проектирования закладываются условия, обеспечивающие надежную эксплуатацию труб НРЧ мощных котлов сверхкритических параметров пара.

Для снижения воспринятых локальных тепловых потоков, для защиты от коррозионного воздействия топочных газов и шлака применяется шинование экранов с последующим нанесением огнеупорных набивок. При этом не следует забывать возможного коррозионного воздействия связующего вещества огнеупорной набивки на металл экранных труб и шипов.

4.6. Коррозия металла труб ширмовых и конвективных пароперегревателей

Ширмовые пароперегреватели располагаются в верхней части топки котла или поворотном газоходе. В этой зоне температура газов ниже и тепловые потоки меньше, чем в районе ядра горения. Ширмовые пароперегреватели на котлах сверхкритических и высоких параметров используются для защиты от шлакования расположенных за ними конвективных пакетов. Ширмы находятся в области более высоких температур газов и охлаждаются средой с более низкой температурой, чем конвективные пакеты пароперегревателя. Соотношение между поверхностями нагрева ширмовых и конвективных пароперегревателей зависит от типа котла и параметров перегрева пара. Если в районе ширмовых и конвективных пароперегревателей температура газов ниже и меньше тепловые потоки, то температура охлаждающей среды выше, чем в топочных экранах. Вследствие аэродинамической неравномерности потока горячих газов и гидродинамической неравномерности раздачи среды по отдельным змеевикам температурные условия их эксплуатации могут существенно отличаться в пределах одной поверхности нагрева. Ширмовые и конвектив-

ные поверхности нагрева могут подвергаться интенсивной высокотемпературной газовой коррозии.

В процессе окисления стали горячими топочными газами или паром на ее поверхности образуется пленка оксидов, которая может препятствовать дальнейшему развитию коррозии. Атомы газа в результате диффузии через оксидную пленку проникают к металлу. Одновременно происходит встречная диффузия ионов металла к наружной поверхности оксидной пленки. Чем толще пленка, тем большее расстояние необходимо пройти ионам кислорода и металла и тем медленнее нарастает ее толщина. В тех случаях, когда пленка оксида получается рыхлой или в ней имеется много трещин, она не обладает хорошими защитными свойствами, и коррозия металла с течением времени не замедляется.

Для надежной защиты металла от коррозии молекулярный объем пленки, образующейся из металла и кислорода, должен быть несколько больше атомного объема металла, пошедшего на ее образование. В противном случае пленки не хватит для покрытия металла. Для создания защитного действия пленки это условие необходимо, но далеко не достаточно. Так, оксиды некоторых металлов, например молибдена, при высокой температуре удаляются с поверхности металла в виде паров. В этом случае защитная пленка не образуется, хотя объем оксидов больше объема окислившегося металла.

Пленка должна не только отличаться хорошими защитными свойствами, но и плотно прилегать к металлу. Образование пленки происходит с увеличением объема, и поэтому в ней возникают внутренние напряжения. Чем толще пленка, тем больше напряжения на границе между ней и металлом. Если напряжения превышают временное сопротивление пленки разрыву, то в ней образуются трещины.

Пленка связана с поверхностью металла прочнее в том случае, когда между ней и металлом нет резкой границы. Кроме того, пленка должна быть как можно более прочной и пластичной, а коэффициенты линейного расширения металла и пленки должны быть возможно более близкими. Тогда при резких теплосменах на границе между пленкой и металлом не будут возникать большие дополнительные напряжения.

Наиболее эффективное средство защиты стали от газовой коррозии — легирование. В качестве легирующих элементов, улучшающих жаростойкость, наиболее часто применяют хром, кремний и алюминий, окисляющиеся легче железа. Совместно с оксидами железа они образуют на поверхности стали пленку сложного состава, препятствующую интенсивному окислению. Защитное действие пленки поддерживается непрерывной диффузией легирующих элементов к поверхностному слою, где они взаимодействуют с кислородом. Диффузия легирующего элемен-

та протекает тем быстрее, чем меньше размеры его атомов, так как атомы малых размеров легче перемещаются в кристаллической решетке основного металла. Этим отчасти объясняется хорошее защитное действие хрома, алюминия и кремния, атомы которых меньше атомов железа.

Стали 12Х1МФ, 15Х1М1Ф, 12Х2МФСР и 12Х2МФБ (ЭИ531) отличаются хорошей коррозионной стойкостью, так как образующиеся на них пленки обладают хорошими защитными свойствами. При окислении в продуктах сгорания природного газа и при окислении на воздухе внешний слой на стали 12Х1МФ состоит преимущественно из гематита, второй слой — из магнетита Fe_3O_4. В граничном слое имеется повышенное содержание шпинели.

Все легирующие элементы, повышающие окалиностойкость стали, дают тугоплавкие оксиды, достаточно прочные при высокой температуре. Молибден в больших количествах, оксиды которого легко испаряются при высокой температуре, непригоден для легирования окалиностойких сталей. Однако он может значительно повышать коррозионную стойкость в агрессивных средах при электрохимической коррозии. Присутствие молибдена в низколегированных сталях, применяемых в котлостроении, вызвано стремлением увеличить прочность при повышенных температурах.

Хром наиболее сильно повышает окалиностойкость стали. При комплексном легировании эффективность защитного действия легирующих элементов повышается.

Стали с высоким содержанием кремния и хрома называются сильхромами, а стали с высоким содержанием хрома, кремния и алюминия — сихромалями. Применение сильхромов и сихромалей ограничено ввиду их хрупкости в условиях эксплуатации при высоких температурах. Их используют для шипов экранов и иногда — для подвесок труб поверхностей нагрева. Для защиты от газовой коррозии применяют насыщение поверхностных слоев легирующими элементами. При насыщении хромом этот процесс называется диффузионным хромированием, алюминием — алитированием, азотом — азотированием. Для защиты металла необходим плотный, свободный от пор слой окалиностойкого материала, очень прочно связанный с основным металлом.

Для защиты обдувочных аппаратов, используемых для очистки поверхностей нагрева парогенераторов, работающих на твердом топливе, применяют алитирование. В результате такой обработки на поверхности трубы образуется слой, богатый алюминием. На поверхности этого слоя создается защитная пленка из оксидов алюминия и железа, хорошо предохраняющая сталь от дальнейшего окисления.

Многочисленные исследования труб конвективных и полурадиационных поверхностей нагрева котлов, работающих в тече-

ние длительного времени на различных топливах, а также лабораторные испытания котельных сталей позволили установить, что в первом приближении утонение стенки трубы, мм, зависит от времени при постоянной температуре следующим образом:

$$\Delta s = k \sqrt[n]{\tau}, \tag{4.2}$$

здесь τ — время окисления, ч; n и k — коэффициенты, зависящие от химического состава стали и состава газовой среды.

При образовании защитной пленки в условиях диффузионного механизма развития процесса окисления $n=2$; при удалении оксидов в момент их образования n при отсутствии защитного действия $n=1$. В общем случае коэффициент n зависит от температуры. Если температура изменяется в относительно узком интервале и в механизме роста пленки не происходит качественных изменений, то величину n можно считать постоянной.

Коэффициент k является функцией температуры:

$$k = Ae^{-\frac{Q}{RT}},$$

где A — постоянная; Q — кажущаяся энергия активации процесса окисления; R — универсальная газовая постоянная; T — абсолютная температура.

Уравнение (4.2) в прямолинейных ортогональных координатах с логарифмическим масштабом обращается в прямую линию, так как

$$\lg \Delta s = \lg k + \frac{\lg \tau}{n} = C + D \lg \tau,$$

где C и D — константы, зависящие от материала труб, температуры металла и вида сжигаемого топлива.

На основании обработки экспериментальных данных, полученных рядом организаций с использованием уравнения (4.2), установлены математические зависимости от времени и температуры коррозионных потерь сталей в продуктах сгорания различных топлив, паре и воздухе.

Однако дальнейший анализ экспериментальных данных, а также результаты промышленных, полупромышленных и лабораторных испытаний по воздействию на стали продуктов сгорания коррозионно-активных топлив показали, что в ряде случаев показатель степени n изменяется в зависимости от температуры. Если принято, что эта зависимость имеет линейный характер, то получаем более универсальную зависимость

$$\Delta s = A_0 \left[\exp\left(C - \frac{A_1}{RT}\right)\right] \tau^{a+bT}, \tag{4.3}$$

где A_0, A_1, a и b — коэффициенты, зависящие от марки стали и рода сжигаемого топлива. Их величины обычно определяются

путем обработки экспериментальных данных, полученных в лабораторных условиях при испытаниях в среде, имитирующей топочные газы соответствующего топлива, с нанесением искусственных отложений золы. Коэффициент A_0 корректируют по результатам промышленных и полупромышленных испытаний.

В результате комплексной работы, выполненной совместно НПО ЦНИИТМАШ, НПО ЦКТИ, ВТИ и ТПИ, предложены методика и программы для обработки экспериментальных данных, с использованием ЭВМ, обеспечивающие высокую точность [54].

При испытаниях сталей в промышленных и полупромышленных условиях (на опытных элементах поверхностей нагрева) имеют место колебания температуры. В этом случае при обработке экспериментальных данных для приведения результатов испытаний к условной расчетной температуре $T_р$ пользуются понятием эквивалентного времени $\tau_э$. Весь интервал, в котором происходили колебания температур, разбивают на равные интервалы и производят расчет суммарного времени пребывания в каждом интервале τ_i. Условно принимают, что в пределах этого интервала поддерживалась средняя арифметическая температура T_i. Удобно принимать интервал температур 10° С. Такая разбивка обеспечивает приемлемую степень точности. При использовании закона окисления, приведенного в формуле (4.3), эквивалентное время можно определить как

$$\tau_э = \sum_{i=1}^{n} \left[\exp\left(\frac{A_1}{a+bT_р}\,\frac{T_р - T_i}{T_р T_i}\right)\right] \tau_i^{\frac{a+bT_i}{a+bT_р}}.$$

Тяжелые сернистые мазуты в настоящее время являются одним из основных энергетических топлив в Советском Союзе. Хотя в мазуте содержится в 100—300 раз меньше золы, чем в твердом топливе, поверхности нагрева мазутных котлов заносятся очень быстро. В этих котлах наблюдается возгонка подавляющей доли минеральной части высокосернистого мазута с последующей конденсацией на поверхностях нагрева в виде легкоплавких комплексов. Отложения получаются плотными и удаляются с трудом, они тем сильнее сцепляются со стенками труб, чем выше их температура. Таким образом, в наиболее тяжелых условиях оказываются пароперегреватели котлов высокого и сверхкритического давления.

При образовании отложений в мазутных котлах, в отличие от котлов на пылевидном топливе, отсутствует самоочистка, так как частицы мазутной золы имеют малые размеры и находятся в пластическом состоянии.

Большие осложнения вызывает наличие в золовых отложениях мазутов пентаксида ванадия и сульфата натрия. Кроме образования расплавов с низкой температурой плавления, пентаксид

ванадия ускоряет коррозию еще и потому, что она служит катализатором в реакции окисления железа, выполняя роль переносчика кислорода.

Принято считать, что при ванадиевой коррозии протекают следующие основные реакции:

$$3V_2O_5 + 4Fe = 2Fe_2O_3 + 3V_2O_3;$$

$$V_2O_3 + O_2 = V_2O_5;$$

$$V_2O_5 + Fe_2O_3 = 2FeVO_4.$$

Взаимодействие пентаксида ванадия с железом начинается с 515—525° С, а взаимодействие триоксида железа с пентаксидом ванадия с образованием ванадата железа — с 550° С. Низшие оксиды ванадия V_2O_3 и V_2O_4 в среде воздуха начинают медленно окисляться при температуре 450° С. Процесс окисления значительно ускоряется при температуре 600° С. В конечном итоге механизм ванадиевой коррозии можно представить следующими основными реакциями:

$$4Fe + 3V_2O_5 = 2Fe_2O_3 + 3V_2O_3;$$

$$V_2O_3 + O_2 = V_2O_5;\ Fe_2O_3 + V_2O_5 = 2FeVO_4;$$

$$7Fe + 8FeVO_4 = 5Fe_3O_4 + 4V_2O_3;$$

$$V_2O_3 + O_2 = V_2O_5.$$

Из этих реакций следует, что пентаксид ванадия, вступая в контакт с металлом, окисляет его, восстанавливаясь до низших оксидов, которые, реагируя с кислородом газовой фазы, снова образуют пятиокись ванадия. Соприкасаясь с оксидными пленками, пентаксид ванадия реагирует с ними, образуя ванадаты, или растворяет их. Ванадаты, находящиеся в контакте с металлом, реагируют с ними, образуя различные оксиды, в том числе и низшие оксиды ванадия, которые кислородом газовой фазы вторично окисляются до пентаксида ванадия.

Таким образом, пентаксид ванадия активно участвует в процессе окисления металла, но на образование их окислов почти не расходуется. Только небольшая часть пентаксида ванадия может расходоваться на образование ванадатов, оказавшихся вне контакта с металлом, где они устойчивы и остаются в составе продуктов коррозии. Продукты ванадиевой коррозии на поверхности металла образуют пористый слой, через который относительно легко проникает кислород газовой фазы, а жидкий пентаксид ванадия обеспечивает постоянный контакт реагирующих веществ на границе металл — оксид.

Напряжения практически не влияют на протекание ванадиевой коррозии. Однако пластическая деформация, предшествующая разрушению, при наличии ванадиевой коррозии может заметно снижаться.

Увеличение содержания хрома и алюминия в стали приводит к повышению стойкости металла против ванадиевой коррозии.

Если никель в аустенитных сталях оказывает положительное влияние на коррозионную стойкость в воздухе, паре и продуктах сгорания многих топлив, то при ванадиевой коррозии в продуктах сгорания мазута положительное влияние оказывает молибден.

Интересно отметить, что в процессе коррозии труб поверхностей нагрева мазутных котлов, изготовленных из перлитных сталей, в слое оксидов, прилегающих к металлу, имеет место повышенное содержание хрома и серы. В подоксидных слоях металла изменения химического состава, по сравнению с глубинными слоями, не наблюдается.

В аустенитных хромоникелевых сталях при сжигании мазута подоксидный слой металла обедняется хромом и обогащается никелем. В этом слое присутствует значительное количество серы. Хром диффундирует в защитные оксидные пленки. Сера проникает путем диффузии из газов и отложений в поверхностные слои металла. На границе металл — оксид образуется сульфид никеля, дающий с никелем легкоплавкую эвтектику, которая способствует отслоению оксидных пленок.

Ванадиевые соединения интенсивно взаимодействуют не только с металлом труб, но и с огнеупорной футеровкой газоходов. Даже самый химически стойкий металл — платина — разрушается в продуктах сгорания сернистого мазута: платинородиевые термоэлектрические преобразователи в этих условиях быстро выходят из строя, если их не защищать фарфоровыми чехлами.

Аустенитная нержавеющая сталь 12Х18Н12Т, обладающая высокой коррозионной стойкостью во многих средах, в продуктах сгорания мазута имеет относительно небольшое преимущество по коррозионной стойкости перед перлитными сталями 12Х1МФ, 12Х2МФСР и 12Х2МФБ.

Наиболее коррозионно-устойчива в продуктах сгорания мазута сталь 11Х11В2МФ. Однако она быстро разупрочняется при температуре выше 620° С. В результате перегрева до 640—655° С труба $\varnothing$ 32×6 мм из этой стали на котле сверхкритического давления разрушается через 5—7 тыс. ч.

В процессе эксплуатации поверхностей нагрева в тракте острого пара нельзя допускать даже кратковременного перегрева металла труб из стали 11Х11В2МФ выше 620° С. В пароперегревателях свежего пара проектируемых котлов сверхкритических параметров не следует применять эту сталь при расчетной температуре свыше 610° С, чтобы иметь хотя бы небольшой запас на случайные превышения температуры.

При разрушении труб, выполненных из стали 11Х11В2МФ, в конвективном пароперегревателе нельзя оставлять в эксплуатации отглушенные змеевики. Это приведет к перегреву соседних труб и лавинообразному нарастанию количества по-

вреждений во времени. Поврежденные змеевики необходимо заменять.

В промежуточных пароперегревателях толщина стенки выбирается исходя из технологических соображений. Если в трубах поверхностей нагрева свежего пара котлов сверхкритических параметров напряжения достигают 0,7—0,8 МПа, то в трубах промежуточного пароперегревателя они составляют всего 0,15—0,25 МПа. Поэтому превышения температуры стенок труб в промежуточном пароперегревателе менее опасны, чем в пароперегревателе свежего пара. Вследствие этого сталь 11Х11В2МФ — перспективный материал для труб промежуточных пароперегревателей мазутных котлов.

При увеличении продолжительности эксплуатации скорость коррозии сталей в продуктах сгорания мазута, как и других топлив, несколько снижается.

Серьезные осложнения возникают при сжигании эстонских сланцев, которые вызывают интенсивное загрязнение поверхностей нагрева, приводящее к ограничению мощности. Продукты сгорания эстонских сланцев вызывают весьма интенсивную высокотемпературную коррозию металла труб поверхностей нагрева. Исследования коррозионных процессов и механизма роста отложений на этих котлах проведены сотрудниками Таллиннского политехнического института.

В сланцевых котлах ТП-7, ТП-67 и ТП-101 высокого давления образуются плотные трудно удаляемые отложения на экранах, ширмах и конвективных пароперегревателях. Важная роль в процессе загрязнения принадлежит сульфатам щелочных металлов. Из режимных факторов сильное влияние на шлакование и занос оказывают максимальные температуры в топке, состав газовой среды и концентрация золовых частиц в дымовых газах. В зонах топки с восстановительной атмосферой происходит более интенсивная возгонка агрессивных компонентов минеральной части топлива, чем в зонах с окислительной атмосферой.

Основной способ очистки пароперегревателей — паровая обдувка с использованием глубоковыдвижных обдувочных аппаратов. Несмотря на большое количество таких аппаратов, их эффективность оставляет желать лучшего. Через каждые 1500—2500 ч котлы необходимо останавливать на механическую расшлаковку. Использование форсированной паровой обдувки вызывает ускоренный износ труб.

Силовое воздействие струи пара на поверхность труб при существующих конструкциях обдувочных аппаратов неравномерно. Износ носит локальный характер. В зонах, где силовое воздействие превышает силу сцепления отложений с поверхностью трубы, происходит очистка до металлического блеска; вне этих зон не происходит полного удаления отложений.

Состав образующихся на поверхности труб отложений отличается от состава летучей золы и изменяется со временем. Соответственно изменяется и коррозионная активность отложений. Связующей составляющей отложений являются сульфаты, образующиеся из летучей золы.

Отложения, возникающие на чистой поверхности нагрева, содержат приблизительно в 10 раз больше хлоридов (около 5%), чем зола, отбираемая из

электрофильтров за котлом. С течением времени химико-минералогический состав отложений меняется.

В твердом толстом слое стабилизированных отложений содержание хлоридов составляет всего половину их количества, содержащегося в летучей золе. И первоначальные, и стабилизированные отложения, по сравнению с летучей золой, сильно обогащены щелочными металлами и серой.

На относительно холодной поверхности металла из газового потока происходит конденсация гидроксидов, хлоридов и сульфатов щелочных металлов. В дальнейшем из отложений хлор вытесняется сернистым ангидридом. Если в первоначальных отложениях содержится 4,85% хлора и 19—22% SO_3, то в стабилизированных отложениях имеется всего около 0,25% хлора, а содержание SO_3 повышается до 41—45%. Первоначальные отложения существенно агрессивнее стабилизированных.

В период образования первоначальных отложений скорость коррозии металла на лобовой поверхности труб (обращенной к набегающему потоку) в 2—2,5 раза выше, чем на тыльной.

Наиболее активными ускорителями высокотемпературной коррозии металла в сланцевых котлах являются соединения хлора щелочных металлов, серы и кальция, т. е. тех же элементов, которые играют решающую роль в механизме образования отложений. Коррозионно-активные компоненты представляют собой двойные сульфаты, пиросульфаты и хлориды щелочных металлов.

Двойные сульфаты $Na_3Fe(SO_4)_3$, $K_3Al(SO_4)_3$ и другие наиболее агрессивны при 600—700° С, когда они находятся в жидком состоянии. При более высоких температурах происходит их термическое разложение.

Пиросульфаты $Na_2S_2O_7$ и другие образуют еще более легкоплавкие эвтектики, чем двойные сульфаты. Возможно, что им принадлежит решающая роль в интенсификации коррозионных процессов при сжигании эстонских сланцев.

Существенный вклад вносят хлориды, так как они более агрессивны по отношению к аустенитным сталям, чем к перлитным. Их опасное воздействие на сталь отмечается с температуры 400° С и достигает максимума при 550—600° С.

Хлориды увеличивают скорость коррозии, а при соотношении молярных масс ионов Cl^{-1} и ионов SO_4^{-2} более 1/5 скорость коррозии становится катастрофической. При наличии хлоридов в отложениях на поверхности аустенитных сталей скорость их окисления при температуре более 570° С может быть равной скорости окисления перлитных сталей. При этом оксиды хрома взаимодействуют с расплавом хлоридов и улетучиваются. При наличии хлоридов процесс коррозии ускоряется в различной степени, в зависимости от того, с какими щелочными или щелочноземельными элементами они связаны. Активность хлоридов увеличивается в следующей последовательности: $CaCl_2$, KCl, NaCl и LiCl. При наличии значительного количества хлоридов на поверхности аустенитной стали происходит отслоение окалины, она перестает выполнять защитные функции, и утонение стенки протекает по времени по линейному закону.

Интенсивной высокотемпературной коррозии на котлах, работающих на эстонских сланцах, подвержены все стали, применяемые в настоящее время для труб поверхностей нагрева.

Интенсивная коррозия наружной поверхности труб при наличии в составе

топлива хлора может быть объяснена образованием и возгонкой хлорида железа, который образуется в результате взаимодействия хлора или хлоридов с оксидами железа. В установках, сжигающих уголь, хлористый водород получается из хлорида натрия, который содержится в минеральной части топлива.

Коррозия металла труб поверхностей нагрева в перегретом паре протекает по механизму газовой коррозии согласно итоговой реакции

$$3Fe + 4H_2O = Fe_3O_4 + 4H_2.$$

Магнетитовая пленка оксидов имеет черный, несколько отливающий серым цвет и обладает хорошими защитными свойствами.

Оксидные пленки на поверхности труб из котельных сталей при различных давлениях пара имеют практически одинаковое строение.

Исследование состава оксидов металла и подоксидных слоев с использованием микроанализатора М-46 фирмы «Камека» показало, что в подокалинном слое на перлитных сталях не наблюдается заметного изменения химического состава по легирующим элементам, влияющим на окалиностойкость.

На трубах из аустенитной стали образуется более тонкая защитная оксидная пленка, наблюдается преимущественное окисление границ зерен в слое металла толщиной около одного зерна.

В случае механического повреждения в среде перегретого пара магнетитовая защитная оксидная пленка хорошо восстанавливается — поврежденные места «залечиваются». Коррозия имеет равномерный характер. Пленка оксидов, как правило, плотно сцеплена с металлом. Только в случаях больших перегревов происходит отделение «чешуек» оксидов по внутренней поверхности трубы. Отделившаяся окалина может забивать гибы труб поверхностей нагрева, прекращая расход пара по отдельным змеевикам и тем самым вызывая их пережог. Частицы оксидов, захваченные потоком пара, могут вызывать интенсивный износ лопаток паровых турбин и забивание дренажей. Отслаиванию пленок способствуют резкие колебания температуры стенки при работе котла в регулировочном режиме, а также частые пуски и остановы.

Образующийся при окислении металла водород удаляется вместе с паром через турбину в конденсатор и отсасывается из него эжектором вместе с другими неконденсирующимися газами.

Давление перегретого пара практически не влияет на уровень коррозионных потерь. Утонения стенок труб из одних и тех же сталей перлитного, аустенитного и феррито-мартенситного классов при обработке экспериментальных данных с использованием параметрических графиков вне зависимости от давления

пара находятся для каждой стали в пределах одного и того же поля разброса.

Для получения объективных температурно-временных зависимостей коррозионных потерь металла в продуктах сгорания энергетических топлив, в среде пара и воздуха и учета этих потерь в расчетах на прочность проектируемых котлов необходимы надежные методические основы.

НПО ЦНИИТМАШ, НПО ЦКТИ, ВНИИАМ, МО ЦКТИ, ВТИ, ПО Союзтехэнерго разработаны методики проведения коррозионных испытаний, выполняемых для обоснования нормативных материалов по учету коррозионных потерь в прочностных расчетах, при установлении предельных температур металла труб поверхностей нагрева [39, 53, 54, 61].

Метод учета потерь на коррозию при расчете на прочность конвективных и ширмовых поверхностей нагрева паровых котлов изложен в [54]. По нему необходимо определять коррозионные потери в продуктах сгорания энергетических топлив, в водяном паре и воздухе.

Учет окалинообразования при расчете на прочность поверхностей нагрева осуществляется путем определения утонения стенки за расчетное время эксплуатации. При этом учитываются коррозионные потери с наружной и внутренней сторон трубы. Температуры наружной и внутренней поверхностей конкретной трубы принимают, исходя из теплового расчета котла.

Расчет напряжений в трубе проводят, исходя из предпосылки о существующем утонении от коррозии, которое ожидается на конец расчетного срока службы. Расчет на прочность проводят для участков труб с максимальной расчетной температурой.

Расчетное утонение стенки трубы C_3 определяют как $C_3 = \Delta s_н + \Delta s_{вн}$, где $\Delta s_н$ и $\Delta s_{вн}$ — расчетные утонения стенки с наружной и внутренней сторон трубы за срок службы, определяемые по таблицам или номограммам [54].

Стойки и подвески, на которые опираются или подвешены трубы в конвективном газоходе, имеют более высокую температуру, чем трубы поверхностей нагрева, и поэтому они сильнее корродируют.

На котлах, работающих на твердом топливе, успешно применяют для этих деталей сталь 12Х23Н18, но на мазутных котлах она быстро разрушается. Ремонт и рихтовка конвективных пароперегревателей, у которых нарушено дистанционирование труб из-за разрушения аустенитных стоек — трудоемкий процесс.

На рис. 4.18 показано, насколько утоняются стойки в продуктах сгорания мазута за 10 тыс. ч в зависимости от температуры поверхности. Утонения отнесены к одной поверхности стойки. Установлено, что наиболее высокой коррозионной стойкостью обладают хромоникелевые сплавы, содержащие 40—50%

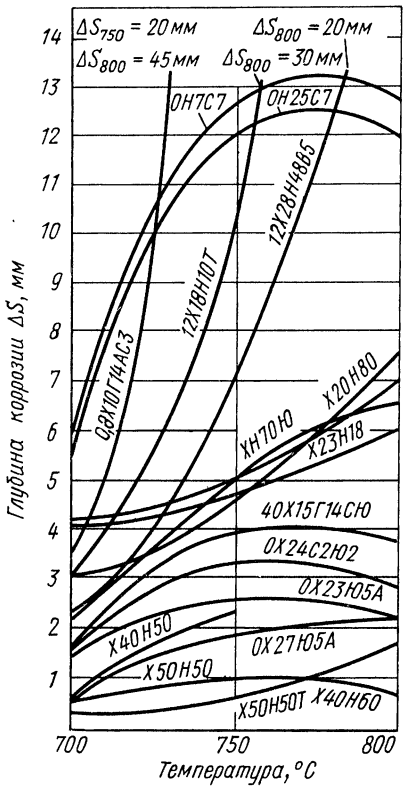


Рис. 4.18. Утонение стенки стойки или подвески при постоянной температуре за 10 тыс. ч эксплуатации

хрома. Из этих сплавов изготавливаются лист и лента, которые можно штамповать и сваривать в процессе производства стоек и подвесок.

Скорость коррозии в значительной степени зависит от температуры поверхности металла. Для каждого сплава имеется определенная температура, соответствующая наибольшей скорости коррозии. Наиболее опасным является интервал температур 750—800° С. Для различных сталей и сплавов эта температура может отличаться, что связано с неодинаковым составом защитных оксидных пленок. Этот вывод хорошо согласуется с тем фактом, что верхние, наиболее горячие концы стоек конвективных пароперегревателей мазутных котлов дольше не сгорают, чем участки этих же стоек, прилегающие к относительно холодным трубам.

Это явление можно предположительно объяснить тем, что жидкие компоненты отложений, разрушающие защитную оксидную пленку, существуют в определенном интервале температур: при более низких температурах они находятся в твердом состоянии, при более высоких — в парообразном.

Хорошо себя зарекомендовали в эксплуатации толстые литые стойки, выполненные из кремнистого чугуна ЭЧС-5,5. Хотя коррозионные потери этого чугуна в продуктах сгорания мазута в контакте с отложениями, содержащими V_2O_5 и Na_2SO_4, велики, стойки надежно работают несколько лет, в наиболее тонком сечении они имеют толщину 15—20 мм. Толстый слой продуктов коррозии, спекшихся с отложениями, играет роль защитного слоя. Однако такие стойки нельзя устанавливать в блоки конвективного пароперегревателя на заводе-изготовителе, так как при транспортировке по железной дороге от ударов значительная часть их выходит из строя. Чугунные стойки применяют при ремонтах. В ряде случаев конвективные пароперегреватели поставляли с временными штампованными

стойками из углеродистой стали с последующей их заменой на чугунные при монтаже.

В практике имели место попытки защитить сплавы от коррозии в контакте с золой, содержащей пентаксид ванадия, путем нанесения защитных покрытий. Исследовались различные гальванические, диффузионные, керамические и металлокерамические покрытия. Гальванические никелевые и хромовые покрытия разрушались быстро. Через несплошности в них проникает жидкая фаза золы, вызывающая окисление под защитной пленкой. Однако пока не удалось найти покрытие, которое обеспечило бы надежную защиту от коррозии в контакте с пентаксидом ванадия.

При применении аустенитных сталей для изготовления конвективных и радиационных поверхностей нагрева следует иметь в виду возможность их коррозионного растрескивания в воде под напряжением. Это явление особенно опасно в недренируемых пароперегревателях и может развиваться в процессе пуска и останова котлов, а также в периоды нахождения в горячем резерве и во время остановов.

За трубами конвективных и ширмовых пароперегревателей в эксплуатации осуществляется контроль согласно [25].

Змеевики выходных ступеней первичного и промежуточного пароперегревателей, работающие при температуре перегрева 450° С и выше, контролируют в зонах с максимальной температурой стенки. Выполняют выборочные измерения остаточной деформации через каждые 25 тыс. ч. Программа измерений утверждается главным инженером электростанции и должна охватывать не менее 25% змеевиков.

Наружный диаметр труб измеряют штангенциркулем с точностью до $\pm 0{,}05$ мм или шаблоном с проходным размером, имеющим допуск $\pm 0{,}05$ мм. Для труб из углеродистой стали допускается превышение наружного диаметра на 3,5% номинального, а для труб из легированных сталей на 3,0%. При большем превышении наружного диаметра трубы подлежат замене. Для выяснения причин ускорений ползучести следует провести исследование металла труб, имеющих увеличенный диаметр, и определить фактическую температуру металла труб по змеевикам с помощью витковых термопар.

Через каждые 25 тыс. ч проводятся выборочные вырезки из труб поверхностей нагрева в зонах, где происходили повреждения в эксплуатации. Вырезки выполняются для оценки состояния металла и проверки сохранения геометрических размеров труб. Обращается внимание на выявление возможных дефектов, ускоренной ползучести, наружной и внутренней коррозии, а также на наличие и количество внутренних отложений.

Для обследования выходных ступеней первичного и промежуточного пароперегревателей делают вырезки труб. Если

имеются трубы, поврежденные в процессе эксплуатации, то делают вырезки из поврежденных и неповрежденных труб с целью сравнительных исследований.

Металл, вырезанный из труб, подвергают испытаниям в объемах, предусмотренных ТУ на их поставку. Целесообразны исследования микроструктуры поврежденных труб, измерения твердости и размеров на кольцевых шлифах.

Если окажется, что механические свойства не отвечают требованиям ТУ на поставку или глубина коррозии выше нормативной, установленной ОСТ 108.030.01-75, то необходимы дополнительные вырезки удвоенного количества образцов.

Если результаты повторных исследований также ниже предъявляемых требований, то все дефектные трубы заменяют, считая при этом, что все трубы пакета обладают неудовлетворительными свойствами.

4.7. Подшламовая коррозия и водородное охрупчивание

Под слоем отложений на внутренней поверхности экранных труб в контакте с котловой водой развивается так называемая подшламовая коррозия и она часто носит язвенный характер.

Такой коррозионный процесс интенсивно развивается только в отдельных точках поверхности металла, где образуются язвы, которые могут привести к свищам. Язвы заполняются продуктами коррозии, и поэтому их не всегда легко удается обнаружить.

При значительном развитии коррозионного процесса на внутренней поверхности трубы в месте действия локальных коррозионных электрохимических элементов наблюдаются как бы наросты. Между металлом трубы и отложениями находятся плотно прилегающие продукты коррозии, образовавшиеся из металла трубы. Между плотным слоем оксидов железа и слоем отложений находится слой более рыхлых оксидов из ионов металла, перешедших в раствор в воде. Внутренний плотный слой состоит практически из одного магнетита. В рыхлом слое оксиды железа располагаются вперемежку с солями, состав которых определяется «букетом солей» котловой воды.

Схема развития процесса сплошной подшламовой коррозии представлена на рис. 4.19. При наличии теплового потока в стенке трубы экрана с лобовой образующей имеет место градиент температуры, возникающий из-за термического сопротивления металла. Еще больший градиент температуры отмечается в слое отложений, так как они обладают меньшей теплопроводностью, чем металл. В пограничном ламинарном слое жидкости также существует градиент температуры, связанный с процессом теплоотдачи от поверхности отложений к жидкости.

Равновесная концентрация солей может существовать лишь в потоке жидкости. В пористом слое отложений происходит упа-

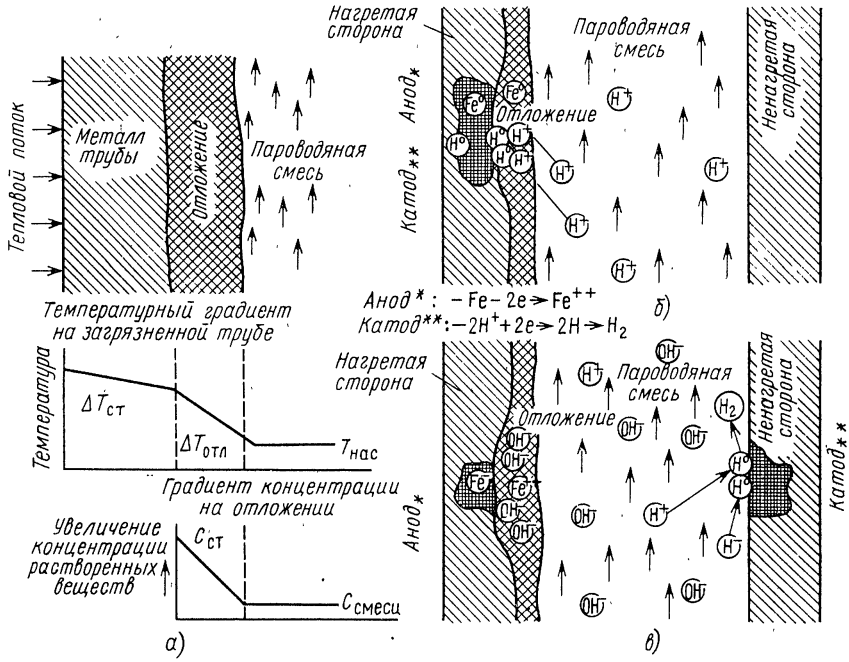


Рис. 4.19. Схема развития процесса подшламовой коррозии:
а — схема, иллюстрирующая появление градиента температуры и концентрации при наличии внутренних отложений на экранной трубе, *б* — локальный коррозионный электрохимический элемент, функционирующий в кислой среде и приводящий к хрупкому водородному разрушению; *в* — локальный коррозионный электрохимический элемент, функционирующий в щелочной среде и приводящий к язвенному поражению или коррозии пятнами

ривание раствора и повышение концентрации солей. Так создается агрессивный в коррозионном отношении электролит. Вследствие неоднородности металла трубы и неравномерности теплового потока возникают локальные электрохимические элементы.

При значениях показателя pH $<7{,}0$ скорость коррозии определяется скоростью восстановления ионов водорода. Ионы водорода, имеющиеся в котловой воде, из-за ее диссоциации или кислотного характера примесей восстанавливаются до водорода (на катодных участках) и растворяются в металле. Происходят интенсивная коррозия и насыщение водородом металла.

При значениях показателя pH $>7{,}0$ образование ионов водорода сильно подавлено. Выделившийся водород становится потоком пароводяной смеси. В потоке атомы водорода объединяются в молекулы, транспортируемые вместе с паром через тракт котла и турбины в конденсатор. Имеет место коррозионное поражение, но отсутствует водородное охрупчивание.

Растворение водорода в металле происходит за счет диффузии ионов водорода к поверхности металла, адсорбции ионов на

металлической поверхности, восстановления его до атомарного состояния, перехода атомов водорода в кристаллическую решетку металла и миграции атомов водорода в кристаллической решетке.

Между водородсодержащей средой и металлом через определенный промежуток времени после возникновения контакта наступает равновесие распределения водорода, т. е. металл насыщается водородом. Растворенный в стали атомарный водород вызывает снижение прочности и пластичности и может приводить к замедленному разрушению при нагрузках и температурах, которые при отсутствии водорода безопасны. Водород снижает при высоких температурах длительную прочность и длительную пластичность и может ускорять ползучесть. Это явление называется водородной хрупкостью; оно свойственно не только процессу подшламовой коррозии, но и всем случаям, когда металл насыщается водородом. В частности, при насыщении металла водородом в процессе сварки (водород попадает из влажной обмазки электродов или ржавчины — гидрооксида железа) может наблюдаться повышенная способность к трещинообразованию наплавленного металла или околошовной зоны.

Водород, имеющий малый атомарный диаметр, легко диффундирует в микропоры или на границы раздела фаз. На поверхности микропоры происходит десорбция с образованием молекул. Давление резко повышается. При достижении критического сочетания геометрии формы поры, давления в ней и уровня действующих в конструкции напряжений происходит элементарный акт разрушения — микронадрыв. Рост трещины происходит последовательными скачками, пока она не достигнет критической длины и ширины. Дальше произойдет практически мгновенное окончательное разрушение. Процесс разрушения контролируют: парциальное давление водорода на поверхности металла, структурное состояние, наличие и форма микропор, вид и уровень напряженного состояния и температура металла на поверхности и в объеме.

На процесс диффузии водорода влияют поле напряжений, градиент температуры и дефектность строения металла. В частности, границы зерен и дислокации являются каналами, облегчающими перемещение ионов водорода в стали.

Растворимость водорода в стали увеличивается пропорционально корню квадратному из парциального давления и возрастает по экспоненте с увеличением температуры при постоянном парциальном давлении водорода. При повышении температуры от 300 до 500° С растворимость водорода в железе увеличивается в пять раз. Легирующие элементы относительно слабо влияют на растворимость водорода в стали, но могут существенно изменять скорость диффузии.

Водород, растворенный в стали, взаимодействуя с углеродом

цементита, образует метан, который практически нерастворим в стали, и он скапливается по границам зерен и в микропорах, где его давление достигает весьма большой величины.

В то же время водород является поверхностно-активным веществом, приводящим к снижению поверхностной энергии стали, облегчает таким образом уровень напряжений, необходимых для образования и развития трещины.

Растворение водорода вызывает искажение кристаллической решетки металла и уменьшает силы межатомного взаимодействия. При критической концентрации водорода возможны потери когезивной связи между атомами в кристаллической решетке. Критическая концентрация разная для различных уровней напряженного состояния в конкретном локальном объеме: она тем меньше, чем выше уровень напряжений. Важную роль в ускорении разрушения играет трехосное напряженное состояние, ограничивающее возможность пластической деформации металла. При критической концентрации водорода или большей трещина растет; при меньшей — растрескивания нет.

Важную роль играет взаимодействие ионов водорода с дислокациями в пластически деформированной зоне перед вершиной трещины. Водород легче растворяется в искаженной кристаллической решетке дислокаций. Движущиеся дислокации транспортируют растворенный водород к препятствиям — границам зерен, включениям и пр. В скоплении дислокаций у препятствия концентрация водорода существенно повышается, достигает критического значения, после чего образуется трещина.

В результате водородного охрупчивания происходит снижение пластических свойств не только перлитных, но и высоколегированных аустенитных сталей. Аустенитная сталь с мелким зерном лучше сопротивляется водородному охрупчиванию, чем крупнозернистая.

На трубчатые элементы водород действует тем сильнее, чем меньше их толщина при одном и том же парциальном его давлении на внутренней поверхности. При насыщении металла водородом усиливается анизотропия свойств, связанная с текстурой.

При испытании на длительную прочность в водородсодержащей среде достоверная информация о пределе длительной прочности получается при использовании степенной зависимости $\tau = A\sigma_{д.п}^{-n}$. Можно применять и параметрическую зависимость Ларсена — Миллера $\sigma_{д.п} = f[T(C + \lg\tau)]$, но если для перлитной стали в нейтральной среде $C = 20 - 22$, то в водородсодержащей среде $C = 9 \div 12$. Чем выше стойкость стали к водороду, тем ближе коэффициент C при испытаниях в водородсодержащей среде и этот коэффициент при испытаниях в воздушной среде.

На рис. 4.20 представлено влияние легирования сильными карбидообразующими элементами — хромом и молибденом на стойкость против водородного охрупчивания перлитных сталей.

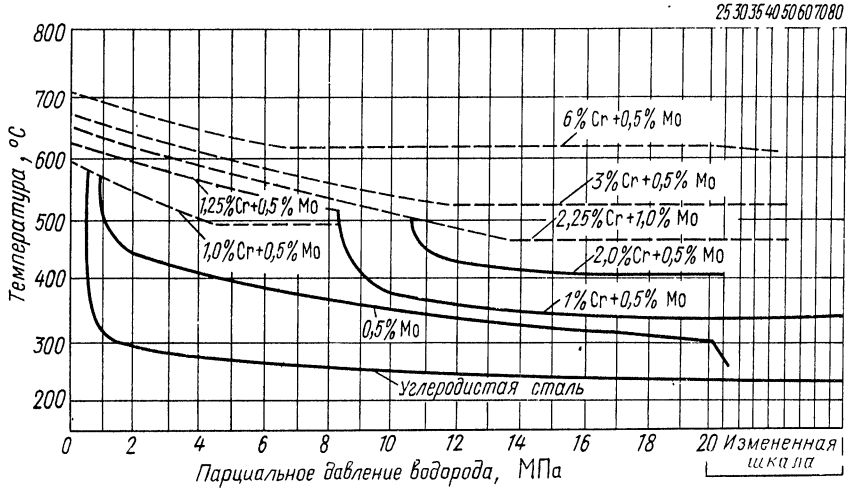


Рис. 4.20. Влияние содержания легирующих элементов на стойкость стали против водородного охрупчивания

Чем выше парциальное давление водорода и температура, тем сильнее охрупчивание. При температурах и давлениях, расположенных ниже линии для соответствующей стали на рис. 4.22, водородное охрупчивание практически не наблюдается. Повышения стойкости против водородного охрупчивания позволяет добиться также легирование стали титаном и ниобием.

При испытании на длительную прочность в водороде происходит поверхностное обезуглероживание, что способствует снижению длительной прочности и приводит к проявлению масштабного фактора. Влияние обезуглероженного слоя сильнее на тонкостенных деталях.

Водород вызывает также увеличение скорости ползучести сталей по сравнению с испытаниями в нейтральных средах.

С водородным охрупчиванием связано бездеформационное разрушение экранных труб отечественных барабанных котлов, работающих с давлением пара 14 МПа [37].

На рис. 4.21 представлен внешний вид трубы из стали 20 бокового экрана котла БКЗ-320-140ГМ, которая внезапно разрушалась в процессе эксплуатации. Разрушения происходят в области высоких тепловых нагрузок. Охрупчивание металла отмечается по лобовой наиболее интенсивно обогреваемой образующей на локальном по высоте участке. Разрушение наступает при увеличении наружного диаметра всего на 0,5—1,0% и утонении стенки 0,1—0,5 мм. Металл лобовой образующей в районе разрушения обладает пониженной прочностью и пластичностью по сравнению с металлом в исходном состоянии. На внутренней

поверхности труб со стороны лобовой образующей имеются цепочки язв. Внутритрубные отложения состоят из оксидов железа и меди. Разрушение носит межкристаллитный характер. Нет структурных признаков перегрева стали — сфероидизации или частичной перекристаллизации.

По данным [37] в металле около мест разрушения по лобовой образующей содержание водорода на 1—2 порядка выше, чем по тыльной образующей, где он сохраняется на уровне содержания в исходном металле. Таким образом, все перечисленные факты свидетельствуют о том, что экранные трубы разрушаются по механизму водородного охрупчивания стали.

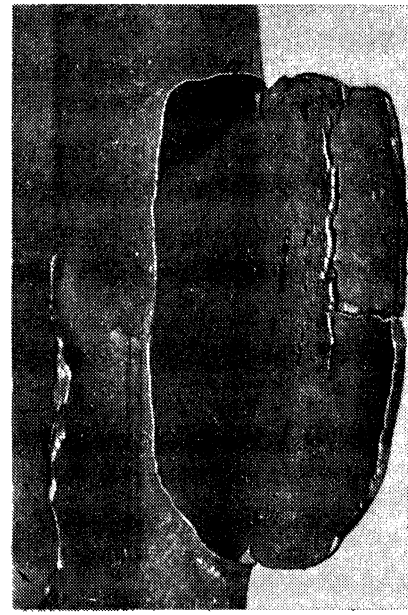


Рис. 4.21. Внешний вид трубы бокового экрана котла БКЗ-320-140ГМ, разрушающейся от водородной хрупкости

Повреждения наблюдаются при работе котлов на мазуте или на низкосортных высокозольных углях с подсветкой мазутом, т. е. при повышенном радиационном восприятии теплоты в топочном объеме и больших локальных тепловых потоках.

Причиной наводороживания может служить переход от устойчивого пузырькового к нестабильному пленочному кипению с колебаниями температуры стенки 100—200° С. Периодически происходит кавитационное схлопывание пузырьков. На внутренней поверхности трубы нарушается сплошность оксидных пленок из-за растрескивания и кавитационного износа и развивается коррозионный процесс. Кислород воды расходуется на окисление металла, а водород поступает в металл. Одновременно может развиваться процесс коррозионно-термической усталости.

Отложения на внутренней поверхности трубы интенсифицируют процесс по механизму описанной выше подшламовой коррозии. Чем толще и чем менее теплопроводны отложения, тем интенсивнее процесс подшламовой коррозии. Отрицательное влияние оказывают флуктуации теплового потока со стороны топочного факела.

Повреждения экранных труб по механизму водородного охрупчивания наблюдались на котлах ТП-100, ТГМ-96, ТГМ-84, БКЗ-320-140ГМ и др.

Эффективными способами защиты служат снижение локаль-

ных тепловых потоков, улучшение качества котловой воды, увеличение скорости циркуляции и кислотные промывки для удаления отложений. Хорошие результаты дает использование комплексонного способа обработки воды. С целью снижения локальных тепловых потоков используется торкретирование экранов.

4.8. Эксплуатационная надежность труб топочных экранов при водяной очистке

Топочные экраны котлов, работающих на канско-ачинских углях, подмосковном угле, эстонских сланцах и некоторых других углях, подвержены интенсивному шлакованию. При этом увеличивается разверка тепловосприятий по трубам и экранам, которая может вызвать нарушение гидродинамики, а также снижается общее тепловосприятие топки и снижается КПД котла. Наиболее эффективным средством очистки являются дальнобойные аппараты водной очистки. Об этом свидетельствует опыт Эстонской, Прибалтийской, Назаровской и Рязанской ГРЭС.

При отсутствии эффективной расшлаковки в случае сжигания сильно шлакующих топлив возникает необходимость периодической разгрузки котлов, а иногда и остановки для ручной расшлаковки.

Водная обмывка топочных экранов осуществляется струей технической воды с температурой 10—20° С при давлении 0,5—0,6 МПа и расходе на один аппарат 8 кг/с. Водяная струя направляется через топочную камеру на противоположную стену наиболее шлакующихся поверхностей нагрева. На котлах П-59 это трубы нижней радиационной части. Струя равномерно перемещается по горизонтали и одновременно смещается в вертикальной плоскости. Обдувка производится 5—7 раз в сутки. Струя воды вызывает термоудар горячих шлаковых образований; кинетическая энергия струи и образующегося при ее испарении пара также способствует разрушению шлака.

По данным [38] использование аппаратов М-3А на котлах П-69 блоков 300 МВт Рязанской ГРЭС привело к увеличению тепловосприятий нижней радиационной части на 10—12%. Были устранены образования больших глыб шлака. Улучшилась равномерность тепловосприятия отдельных труб.

Однако при водяных обмывках не удается избежать попадания струи воды на очищенную от шлака поверхность экранных труб. На наружной поверхности трубы НРЧ при водной обмывке бросок температуры на протяжении 3—5 мин достигает 40—60° С. В результате многократного термоудара на наружной поверхности экранных труб образуются трещины термической усталости. Такие трещины могут располагаться как вдоль оси трубы, так и по кольцу, они занимают до половины периметра трубы. Зарождению трещины предшествует инкубационный период. За-

тем наступает период относительно быстрого роста трещины. Но, так как градиент температуры при термоударе по глубине металла трубы быстро затухает, а конец трещины скруглен оксидами, то в дальнейшем рост трещины замедляется. При воздействии водных обмывок на котлах П-59 трех блоков Рязанской ГРЭС в результате эксплуатации длительностью от 10 до 23,7 тыс. ч максимальная глубина трещины на трубах НРЧ диаметром 32×5 мм из стали 12Х1МФ не превышала 0,5 мм.

На основании статистической обработки зависимости максимальной глубины трещин от количества водных обмывок по результатам металлографических исследований контрольных участков труб НРЧ получено уравнение:

$$\delta = 0{,}02 n^{0{,}26},$$

где δ — глубина трещины, мм; n — количество циклов водяных очисток.

Со временем скорость роста трещин замедляется, они как бы увязают в металле. Рост трещин не вызывает опасности разрушения экранных труб до тех пор, пока остаточная фактическая толщина стенки (за вычетом глубины трещины) удовлетворяет условию прочности при статическом нагружении внутренним давлением согласно ОСТ 108.031.02-75, так как металл труб достаточно вязок.

4.9. Сернистая коррозия металла хвостовых поверхностей нагрева и стальных коробов газоходов

При сжигании топлив с большим содержанием серы хвостовые поверхности нагрева (экономайзеры и воздухоподогреватели) подвергаются низкотемпературной сернистой коррозии. Этот вид коррозии, в частности, имеет место при сжигании сернистых мазутов, подмосковного, львовско-волынских и других углей с высоким содержанием серы. От сернистой коррозии разрушаются также стальные короба газоходов и дымовые трубы. Интенсивный коррозионный процесс на стенках коробов наблюдается в местах повреждения тепловой изоляции, где происходят конденсация водяных паров и образование серной кислоты из-за переохлаждения уходящих газов.

При сгорании мазута и твердых топлив с высоким содержанием серы из-за окисления органических соединений, содержащих серу, и разложения минеральной части золы образуются SO_2 и SO_3. Сероорганические соединения при нагревании разлагаются с выделением преимущественно сероводорода, который интенсивно окисляется кислородом воздуха:

$$2H_2S + 3O_2 = 2SO_2 + 2H_2O.$$

Относительно небольшая часть SO_2 в интервале температур 1400—400° С окисляется до SO_3. При используемых в настоя-

щее время топочных устройствах и методах сжигания SO_3 составляет на мазутных котлах около 1—2% имеющегося в пламени SO_2, а на пылеугольных — около 0,5—0,8%. Глубина окисления SO_2 в SO_3 зависит от избытка воздуха, температуры в ядре факела и времени пребывания продуктов горения в зоне высоких температур.

В газовом тракте котла реакция окисления SO_2 в SO_3 не достигает равновесной концентрации из-за быстротечности процесса перемещения газов по сравнению со скоростью реакции. Важную роль в образовании SO_3 может играть контакт горячих топочных газов с поверхностью труб фестона, ширм и конвективного пароперегревателя; оксиды железа и высшие оксиды ванадия, входящие в состав окалины и отложений, служат катализаторами в реакции окисления SO_2 в SO_3.

Снижение избытка воздуха — эффективный метод подавления образования SO_3. Понижение избытка воздуха с $\alpha_т'' = 1{,}08$ до $\alpha_т'' = 0{,}98$ на котле ТГМП-114 приводит к уменьшению содержания SO_3 в продуктах сгорания сернистого мазута в четыре раза. Имеется определенный положительный опыт сжигания сернистого мазута с малыми избытками воздуха в котлах средней производительности. В то же время при сжигании пыли углей со значительным содержанием серы организовать топочный процесс с малыми избытками воздуха не удается.

Продукты сгорания мазута или твердого серосодержащего топлива, в которых имеются SO_3 и водяные пары, перемещаются по газовому тракту котла и охлаждаются. В результате этого при определенной температуре, называемой точкой росы паров кислоты, начинается выпадение серной кислоты, которая конденсируется и оседает на поверхностях нагрева. При дальнейшем охлаждении процесс конденсации ускоряется.

Концентрация серной кислоты, выпадающей на хвостовых поверхностях нагрева, достигает 60—95% и мало зависит от температуры продуктов горения.

При взаимодействии серной кислоты с металлом образуются сульфаты железа — $Fe_2(SO_4)_3$ и $FeSO_4$.

В высокофорсированных топочных устройствах современных мощных котлов в факеле происходит взаимодействие азота и кислорода воздуха с образованием смеси оксидов азота, условно обозначаемой NO_x. Количество образующихся оксидов азота зависит от избытка воздуха. В топочных устройствах котлов ТГМП-114, ТГМП-314 и ТГМП-324, по данным ЭНИН, количество NO_x, образующихся в факеле, монотонно возрастает при увеличении $\alpha_т''$ от 0,95 до 1,15. Рециркуляция газов снижает максимальную температуру в ядре факела и заметно подавляет образование токсичных оксидов азота: при увеличении степени рециркуляции с 18—19% до 26—29% на номинальной нагрузке котла ТГМП-114 количество оксидов азота при $\alpha_т'' = 1{,}0$ снижа-

ется приблизительно в два раза. По мере снижения нагрузки влияние степени рециркуляции на образование оксидов азота ослабевает. Чем выше степень форсировки топочного устройства, тем относительно больше образуется NO_x.

Наиболее эффективное подавление реакции образования происходит при осуществлении рециркуляции через горелки. Наименее эффективна с этой точки зрения рециркуляция через подовые шлицы.

Низкотемпературная коррозия хвостовых поверхностей котлов может интенсифицироваться при конденсации оксидов азота. Аналогичное влияние может оказывать и хлористый водород. Но обычно содержание NO_x и HCl в продуктах горения относительно невелико, и ведущей фазой в низкотемпературном коррозионном процессе является SO_3. На холодных поверхностях при движении газов по каналам происходят частичная конденсация H_2SO_4 и осаждение ее на поверхности нагрева и ограждениях газоходов, вызывая тем самым интенсивную коррозию.

В регенеративных воздухоподогревателях из-за коррозии интенсивно разрушается нижняя, более холодная, часть набивки. При забитых золой и продуктами коррозии каналах резко увеличивается сопротивление воздухоподогревателя. Поэтому приходится производить его периодическую очистку.

Регенеративный воздухоподогреватель на рис. 4.22 состоит из ротора, разделенного радиальными перегородками на секторы, в которые уложены пакеты теплообменной набивки. Набивка попеременно омывается горячими газами и более холодным воздухом (рис. 4.22). Пакеты набивки изготавливаются из профилированных стальных листов. По высоте набивка делится на два слоя, отличающихся конфигурацией и размерами листов.

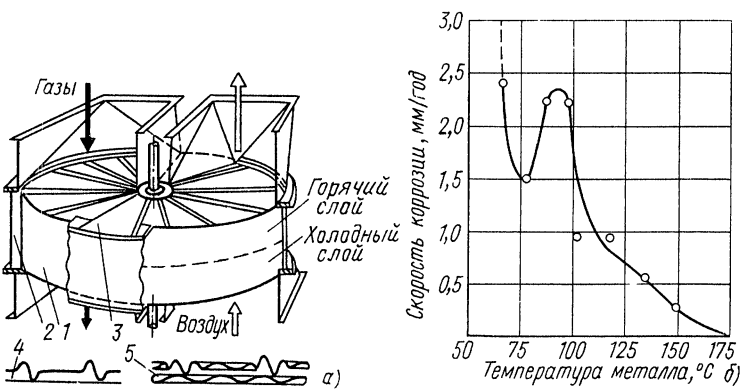


Рис. 4.22. Коррозия набивки регенеративного воздухоподогревателя:
а — схема регенеративного воздухоподогревателя, *1* — ротор, *2* — кожух; *3* — секторные плиты радиального уплотнения; *4* — набивка холодного слоя; *5* — набивка горячего слоя; *б* — скорость сернистой коррозии набивки из углеродистой стали от температуры поверхности металла

Набивка холодного сменяемого пакета, обычно располагаемого внизу, выполняется с гладкими проходными каналами из листов толщиной 1,2 мм и работает в зоне конденсации паров серной кислоты и интенсивного золового износа.

Горячие несменяемые пакеты изготавливаются из волнистых листов толщиной 0,6 мм. Эти листы позволяют повысить теплообмен более чем в 1,5 раза по сравнению с набивкой, имеющей гладкие каналы.

Регенеративные воздухоподогреватели менее подвержены коррозии по сравнению с трубчатыми, так как при одинаковых температурах газа и воздуха в регенеративном воздухоподогревателе температура стенки поверхности теплообмена выше, чем в рекуперативном трубчатом воздухоподогревателе; в них легче заменять прокорродировавшие пакеты по сравнению с заменой трубок; их легче очищать от золовых отложений; коррозионное разрушение набивки не приводит к увеличению присоса воздуха в дымовые газы.

В воздушном секторе часть сконденсированного раствора кислоты испаряется и по воздушному тракту вместе с воздухом поступает в топку.

Одновременно с конденсацией паров происходит рост отложений на поверхностях нагрева из-за выпадения из потока газов частиц золы и механического недожога топлива. Вместе с кислотой они образуют липкую, коррозионно-активную и трудно удаляемую корку. Во время стоянок корку удаляют при помощи водяных отмывок и механической очистки. В процессе отмывки концентрация серной кислоты уменьшается, что вызывает увеличение агрессивности раствора. Поэтому водную отмывку стремятся завершать в возможно короткий срок. Эти отмывки усиливают коррозию газоходов, примыкающих к регенеративному воздухоподогревателю.

Для очистки регенеративных воздухоподогревателей иногда применяют водные отмывки на ходу. Отложения хорошо растворяются в воде. Для снижения коррозионного воздействия на набивку обмывочную воду подщелачивают до pH=11. Воду подогревают до 60—70° С. Струю воды подают под давлением 0,5—1 МПа. Вода после обмывки имеет кислую реакцию, содержит токсичные соединения ванадия, никеля и др. Поэтому до сброса в водоемы обмывочную воду обрабатывают щелочными реагентами, вызывающими выпадение токсичных компонентов в твердый осадок, или обезвреживают иным способом.

За рубежом для очистки набивки регенеративных воздухоподогревателей используют периодическую обдувку паром давлением 1,4—1,8 МПа и температурой 360—380° С. В этом случае срок между водными обмывками возрастает до одного года. В случае эффективной паровой обдувки снижаются коррозионные потери набивки.

Предложен способ очистки набивки воздухоподогревателей потоком дымовых газов при отключении подачи воздуха, который пропускается через байпасы или через параллельно включенные воздухоподогреватели. При прогреве набивки дымовыми газами сконденсировавшаяся серная кислота интенсивно испаряется, отложения подсушиваются и отваливаются. Эту операцию повторяют ежесуточно.

В трубчатом воздухоподогревателе трубы разрушаются из-за коррозии на небольшой длине, однако заменять приходится их целиком. При повреждении труб увеличиваются перетечки воздуха в дымовые газы, возрастает нагрузка на дымосос и вентилятор, экономичность парогенератора снижается. Если нет достаточного запаса мощности дымососа или вентилятора, то котел не может нести полную нагрузку.

Как отмечалось, интенсивной сернистой коррозии подвержены низкотемпературные поверхности нагрева, имеющие температуру ниже точки росы серной кислоты. В образовавшемся слое серной кислоты и отложений происходит электрохимическое растворение железа.

Одним из основных факторов, влияющих на скорость сернистой коррозии, является температура стенки поверхности нагрева. На рис. 4.22, *б* представлена зависимость скорости коррозии углеродистой стали от температуры поверхности теплообмена в продуктах сгорания мазута, содержащего 4% серы при избытке воздуха $\alpha = 1{,}095$.

Количество конденсирующейся кислоты в диапазоне температур термодинамической точки росы кислоты и водяных паров возрастает по мере снижения температуры.

Определяющим фактором скорости низкотемпературной коррозии является диффузия продуктов реакции серной кислоты и железа в раствор кислоты.

В начальный период времени после пуска котла в эксплуатацию или после его очистки зависимость коррозионных потерь от времени подчиняется параболическому закону с показателем степени — n, близким к двум:

$$\Delta s = K\sqrt[n]{\tau},$$

где Δs — утонение стенки, мм; K — константа, зависящая от состава сжигаемого топлива, материала поверхности нагрева, избытка воздуха, температуры поверхности нагрева и т. п.; τ — время, ч.

Затем наступает стабилизация процесса, и дальнейшие коррозионные потери нарастают со временем по закону, близкому к линейному, т. е. почти пропорциональны продолжительности окисления.

Переход от одной закономерности окисления к другой происходит после 200—5000 ч эксплуатации.

Величина поверхности нагрева сменяемой части нижней ступени трубчатого воздухоподогревателя выбирается исходя из условий обеспечения отсутствия коррозии в несменяемой части. Согласно нормативному методу «Тепловой расчет котельных агрегатов» расчетная минимальная температура несменяемой части при номинальной нагрузке котельного агрегата должна проверяться по формуле

$$\tau_{ст}^{мин} = \frac{0{,}8\alpha_г \theta_г'' + \alpha_в t_в'}{0{,}95\alpha_г + \alpha_в},$$

где $\alpha_г$ и $\alpha_в$ — коэффициенты теплоотдачи от газов и воздуха соответственно (средние величины для всей несменяемой ступени), Вт/(м^2·° С); $\theta_г''$ — температура газов на выходе из несменяемой части нижней ступени, ° С; $t_в'$ — температура воздуха на входе в несменяемую часть нижней ступени, ° С. Коэффициенты 0,8 и 0,95 в этой формуле учитывают влияние загрязнения труб на теплопередачу и неравномерность температурного поля газов на выходе из несменяемой части.

Расчетная величина $t_{ст}^{мин}$ должна быть при сжигании твердых топлив на 10—15° С выше точки росы дымовых газов; при сжигании мазута $t_{ст}^{мин}$ принимается на 15—20° С выше температуры воздуха на входе в несменяемую часть воздухоподогревателя.

Для регенеративного воздухоподогревателя минимальная температура стенки несменяемой ступени должна быть

$$t_{ст}^{мин} = \frac{x_1\alpha_г \theta_г'' + x_2\alpha_в t_в'}{x_1\alpha_г + x_2\alpha_в},$$

где x_1 и x_2 — доли поверхности нагрева или сечения, омываемых газами или воздухом соответственно (без учета поверхности или сечения под плитами радиальных уплотнений).

При растопках мазутных котлов для устранения возможности конденсации влаги на холодных поверхностях нагрева необходим предварительный подогрев воздуха в калориферах до температуры не ниже 90° С. Если калорифер не установлен, то рекомендуется применять байпас для перепуска части воздуха мимо воздухоподогревателя и поддержания температуры стенки поверхности нагрева на достаточно высоком уровне.

Весьма эффективным мероприятием по снижению интенсивности низкотемпературной коррозии и уменьшению заноса хвостовых поверхностей нагрева является сжигание мазута с малыми избытками воздуха $\alpha = 1{,}01 \div 1{,}02$.

Однако внедрение этого мероприятия осложняется из-за необходимости обеспечения высокой плотности топки и конвективных газоходов для сведения до минимума присосов, а также неприспособленностью существующих в настоящее время горелочных устройств и систем регулирования для обеспечения процесса сжигания с малыми избытками воздуха. При снижении избытка

воздуха в ряде случаев возрастают потери с механическим недожогом: мелкие частицы кокса дают сажу, отлагающуюся на поверхностях нагрева и способную к самовозгоранию (Ново-Рязанская ТЭЦ и др.).

Сернистая коррозия может также протекать при водных обмывках конвективных поверхностей нагрева, проводимых для очистки их от отложений.

На одном из котлов ПК-41 после 30 тыс. ч эксплуатации были обнаружены повреждения труб экономайзера вблизи гибов, представлявшие собой значительные местные утонения стенок на участке протяженностью 25—30 мм (рис. 4.23). В местах наибольшего утонения происходили разрывы труб. Экономайзер изготовлен из труб $\varnothing 32 \times 4$ мм. Материал — сталь 20. Никаких изменений структуры металла не наблюдалось. При водных обмывках раствор серной кислоты различной концентрации стекал по трубам, и в местах наиболее интенсивного омывания происходило быстрое растворение металла труб. Анализ показал, что концентрация серной кислоты на поверхности разрушенных труб после водной обмывки составляла 10%.

Имеется опыт применения набивок регенеративных воздухоподогревателей, эмалированных кислотостойкими эмалями. Слой эмали имеет толщину 0,5—0,6 мм. При ремонте и эксплуатации такая набивка требует очень аккуратного обращения, так как в местах повреждения эмали листы набивки быстро разрушаются. Если обычная металлическая набивка из листов толщиной 1,2 мм выходит из строя за один год, то эмалированная служит 3—4 года.

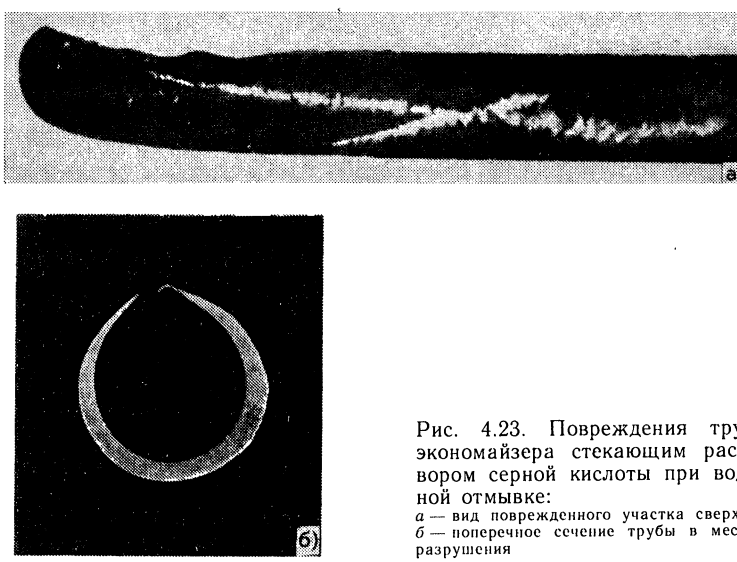


Рис. 4.23. Повреждения труб экономайзера стекающим раствором серной кислоты при водной отмывке:
а — вид поврежденного участка сверху, *б* — поперечное сечение трубы в месте разрушения

Хорошие результаты достигнуты при использовании керамических набивок холодной части регенеративного воздухоподогревателя в виде дырчатых блоков. Блоки располагают в два яруса по высоте (высота одного яруса 250—300 мм), так как блоки большей высоты трудно изготовить. Отложения, выпадающие на керамической набивке, имеют слабое сцепление с ней и легко удаляются перегретым паром и водой. Набивки стойки в растворе H_2SO_4. Керамическая набивка дешевле металлической.

Находятся в эксплуатации опытные предвключенные трубчатые воздухоподогреватели с трубками из термостойкого стекла и стальными трубными досками (в частности, на Кармановской и Уруссинской ГРЭС). В таком воздухоподогревателе происходит предварительный подогрев воздуха до 85—90° С, в расположенном за ним по ходу воздуха регенеративном или трубчатом подогревателе резко снижаются коррозионные потери, так как повышается температура стенки холодной части воздухоподогревателя. Появляется возможность снижения температуры уходящих газов и повышения экономичности котла. Стеклянные трубки практически не подвержены коррозии в серной кислоте. При этом газы проходят снаружи, а воздух омывает трубки изнутри. Зазор между трубками должен быть не менее 45—55 мм, чтобы избежать забивания межтрубного пространства воздухоподогревателей. Время между очистками поверхности увеличивается до 4—8 мес. Трудности использования стеклянных трубок возникают при обеспечении свободного расширения трубок. Для этого применяются фторопластовые манжеты. Недостаток трубчатых воздухоподогревателей со стеклянными трубками — хрупкость трубок.

Накоплен определенный положительный опыт эксплуатации на котлах малой и средней производительности воздухоподогревателей, выполненных из чугунных литых ребристых и ребристо-зубчатых секций.

Благодаря большой толщине стенки обеспечивается длительная эксплуатация до замены. Недостаток таких воздухоподогревателей — большая металлоемкость.

Для уменьшения потерь от низкотемпературной коррозии используются разные присадки к топливу. Так, в отечественной энергетике находит применение присадка, представляющая собой водный раствор хлористого магния. Применение присадки несколько снижает коррозионную активность топочных газов, но приводит к ускоренному заносу хвостовых поверхностей нагрева. Появляется побочный агрессивный продукт в топочных газах — соляная кислота.

В СССР нашла ограниченное применение на котлах с трубчатыми воздухоподогревателями присадка аммиака. За рубежом эта присадка применяется довольно широко, особенно во Франции.

4.10. Стояночная коррозия и способы консервации котлов

Поверхность нагрева, как и другие элементы котла, может быть подвержена стояночной коррозии. Это электрохимическая коррозия в воде, содержащей кислород, протекающая при комнатной температуре при останове котла. Характерные особенности стояночной коррозии — образование язв на поверхности металла и накопление большого количества продуктов коррозии, под слоем которых может развиваться коррозия при последующей эксплуатации. Вынос продуктов коррозии загрязняет проточную часть турбины, может вызывать износ лопаточного аппарата. Одновременно ухудшается водный режим.

На рис. 4.24, *а* представлена внутренняя поверхность трубы ∅ 32×4 мм из стали 20 потолочного экрана пароперегревателя котла ТГМ-151. На внутренней поверхности трубы образовались язвы вины из-за попадания воздуха в трубу, частично заполненную водой. Язвы располагаются преимущественно по границе раздела вода — воздух. Особенно страдают от стояночной коррозии из-за наличия растворимых в воде солей трубы пароперегревателей и переходной зоны прямоточных котлов.

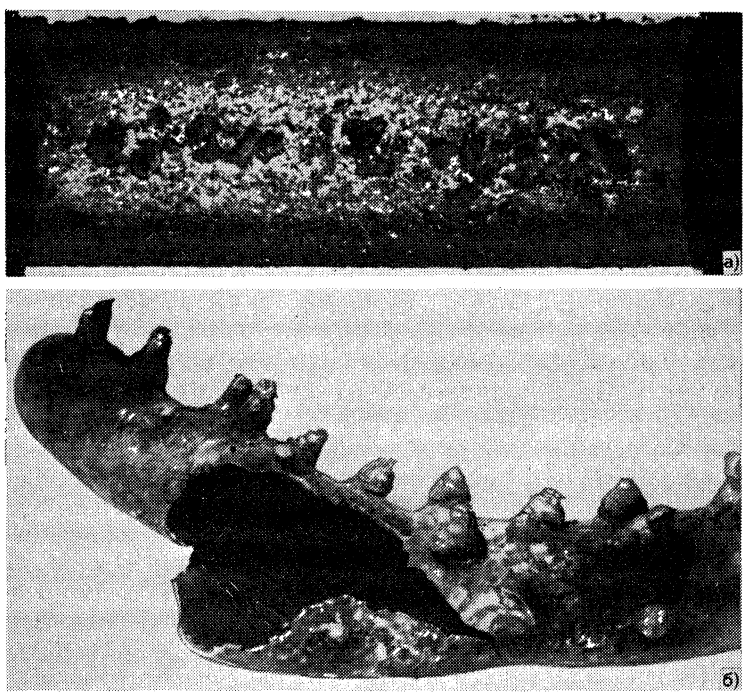


Рис. 4.24. Поражение труб поверхностей нагрева стояночной коррозией:
а — труба потолочного экрана котла ТГМ-151 (сталь 20), *б* — внешний вид коррозионного разрушения трубы нижней радиационной части котла ТПП-110 (сталь 12Х1МФ)

Стояночная коррозия может поражать и наружную поверхность трубной системы котла или трубопровода. Так, на котле ТПП-110 отмечено коррозионное разрушение наружной поверхности труб нижней радиационной части при сжигании пыли антрацитового штыба. Движение среды в трубах нижней радиационной части — подъемно-опускное; трубы ∅ 42×5 мм, выполненные из стали 12Х1МФ, разрушались на горизонтальном участке в нижней части подъемно-опускной петли в зоне, примыкающей к подовому экрану. На тыльной стороне трубы в месте разрушения произошло раскрытие с малым утонением кромок (рис. 4.24, *б*). Причина разрушения — утонение стенки трубы с наружной стороны приблизительно на 2 мм из-за коррозии при расшлаковке струей воды.

После останова котла на трубах оставались мокрый шлак и зола, в которых интенсивно протекала электрохимическая коррозия. Снаружи труба покрыта толстым слоем бурого гидрооксида железа.

Внутренний диаметр трубы находится в пределах допусков на трубы для котлов высокого и сверхкритического давления. Размеры по наружному диаметру имеют отклонения, выходящие за пределы минусового допуска: минимальный фактический наружный диаметр составил 39 мм при минимально допускаемом 41,6 мм. Толщина стенки в месте максимального утонения от коррозии вблизи места разрушения составляет всего 3,1 мм при номинальной толщине трубы 5 мм. Максимальное утонение наблюдается на тыльной стороне под углом 45° к вертикали. На вертикальном участке выше гиба наружный диаметр трубы и толщина стенки находятся в пределах допусков. Микроструктура состоит из зерен феррита и слабо коагулированного перлита. На внутренней поверхности трубы имеется обезуглероженный слой, образовавшийся при окислении трубы в процессе термической обработки. На наружной стороне такой слой отсутствует. Особенно сильно пострадали горизонтальные участки подъемно-опускных петель, примыкающих к подовому экрану. Принято решение о замене экрана и об изменении технологии расшлаковки.

Межкристаллитная электрохимическая коррозия поражает аустенитную сталь труб конвективных и ширмовых пароперегревателей, находящуюся в контакте с водой, в которой растворены соли, содержащие ион хлора и кислород (рис. 4.25). Эта коррозия интенсивно развивается при температуре 250—300° С. Протекание этой коррозии во много раз ускоряет наклеп. Для снижения склонности аустенитной стали к межкристаллитной коррозии структуру стали стабилизируют титаном или ниобием, которые связывают растворенный в аустените углерод в устойчивые карбиды. Чтобы избежать таких поражений, пароперегреватели из аустенитной стали стремятся выполнить полностью дре-



Рис. 4.25. Микроструктура трубы из стали 12Х18Н12Т, разрушившейся от коррозионного растрескивания в контакте с водой, содержащей кислород и ионы хлора, ×100

нируемыми. Для устранения вредного влияния наклепа гибы труб поверхностей нагрева из аустенитных сталей подвергают аустенизации — нагреву до 1050—1200° С с охлаждением на воздухе.

Для защиты котлов от стояночной коррозии применяются различные способы консервации, основывающиеся на следующих принципах:

создание инертной атмосферы в оборудовании;

создание восстановительной атмосферы в оборудовании;

формирование на металле защитных противокоррозионных пленок;

высушивание защищаемого оборудования.

Подробное описание методов консервации оборудования энергетических котельных установок изложено в [36].

Ниже излагаются рекомендации по консервации паровых котлов промышленных и коммунальных предприятий.

Наиболее подходящим для консервации котлов промышленных котельных и коммунальных предприятий является способ гидразинной выварки, при котором внутренняя поверхность котла обрабатывается раствором гидразина и аммиака (300—500 мг/кг N_2H_4 при pH=10,5) при температуре 150—200° С в течение 20—24 ч. В результате этой операции на поверхности металла образуется защитная пленка, защищающая его от стояночной коррозии в течение 1—2 мес. После проведения консервации не требуется отмывки котла.

Консервацию следует проводить при останове котла на срок более 3 сут.

Для заполнения котла раствором реагентов требуется собрать временную схему.

Необходимы бак для накопления раствора реагентов, насос-дозатор и дренаж-

ный бак вместимостью более водяного объема котла для приема отработанного реагента.

В баке-накопителе создается запас водного раствора гидразина, достаточный для поддержания во время процесса выварки требуемой концентрации. Растворение гидразин-гидрата происходит спокойно с небольшим повышением температуры раствора.

При работе с концентрированным раствором гидразин-гидрата следует соблюдать меры предосторожности.

Подачу раствора гидразин-гидрата из бака-накопителя в котел следует производить путем подачи реагента на всас питательного насоса. Подача должна осуществляться специальным насосом-дозатором. Всасывающий коллектор этого насоса подсоединяют к бакам хранения концентрированных растворов гидразина.

К месту установки насоса-дозатора должны быть подведены шланги для смыва водой пролитого раствора с пола. Должна быть заготовлена хлористая известь.

Концентрированный раствор гидразин-гидрата (концентрацией более 30%) необходимо хранить в таре из алюминия марки АД-1 или из нержавеющей стали. Разбавленный менее 30% раствор можно хранить в емкостях из углеродистой стали.

После останова и расхолаживания котла необходимо провести водную промывку. Заполнение котла водой производится из деаэратора по постоянной схеме.

Одновременно с подачей воды в нее дозируют гидразин и аммиак, обеспечивая соотношением расходов требуемую концентрацию гидразина 300 — 500 мг/кг и pH = 10,5. Регулирование концентрации раствора, поступающего в котел, можно осуществлять, либо варьируя производительность насоса-дозатора, либо изменяя концентрацию гидразина в расходном баке.

После заполнения котла водой с реагентом до среднего уровня в барабане следует включить форсунку и поднять давление до 0,55 МПа. «Выварку» следует вести при закрытой паровой задвижке в течение 20—24 ч. Давление поддерживать подачей мазута на форсунку или периодическим включением и выключением форсунки.

При необходимости осуществить подпитку котла водой с реагентом бойлер должен быть отсечен задвижкой.

После завершения «выварки» котел необходимо остановить, расхолодить и слить из него раствор реагентов в дренажный бак для обезвреживания.

Перед пуском котла его следует отмыть питательной водой до содержания в отмывочной воде после котла гидразина не более 3 мг/кг, а величины pH до 9,5.

Гидразин перед сбросом в водоем должен быть полностью окислен. В качестве окислителя следует использовать хлорную известь или кислород воздуха.

После проведения «выварки» и дренирования следует открыть люки барабанов и удалить остатки воды и шлам.

Предлагаемый способ консервации обеспечивает защиту от стояночной коррозии в течение 2—3 мес.

4.11. Эксплуатационная надежность барабанов энергетических и промышленных котлов и корпусов котлов малой производительности

Барабан парового котла — один из наиболее ответственных его элементов. Особенно это относится к барабанам мощных котлов высокого давления. При работе котла в барабане аккумулируется потенциальная энергия, складывающаяся из энергии перегретой воды и перегретого пара при температуре насыщения и из упругой энергии металла барабана, нагруженного высоким внутренним давлением. При резком снижении давления в случае разрушения барабана практически мгновенно давление упадет до атмосферного и большая масса воды, перегретой до 310—350° С (при давлении в барабане 10—17 МПа соответственно), превратится частично в пар, увеличивая свой объем во много раз.

В процессе изготовления и эксплуатации барабанов необходимо принимать все возможные меры для обеспечения их надежности. Барабаны современных паровых котлов изготавливают из стальных листовых вальцованных или штампованных обечаек, имеющих один или два продольных шва, выполненных автоматической электродуговой или электрошлаковой сваркой. Днища барабанов изготавливают штамповкой из листа. Одно днище могут выполнять глухим, второе — обязательно с лазовым отверстием. Реже оба днища имеют лазы. Соединение обечаек между собой и с днищами осуществляется при помощи сварки.

Для обеспечения возможности внутреннего осмотра барабана, его очистки от накипи и шлама, дефектоскопического контроля и ремонта его лазовые отверстия должны быть овальной формы и иметь размер в свету 325×400 мм, чтобы в них мог пролезть человек. Лазовые отверстия закрываются крышками. Между крышкой и лазом должна быть прокладка для герметизации разъема. Лазовые крышки весом более 30 кг для облегчения их открывания должны иметь приспособление (например, шарнирные подвески). Допускается при давлении более 3,9 МПа применять круглые лазы диаметром в свету 400 мм.

В старых котлах низкого и среднего давления широко применялись барабаны с заклепочными соединениями обечаек и днищ. Такие барабаны установлены в промышленных и отопительных котельных.

Барабаны стационарных паровых котлов с номинальным рабочим давлением от 1,0 до 16,5 МПа изготавливают в соответствии с общими техническими условиями по ОСТ 24.030.30-80 «Барабаны сварные стационарных паровых котлов. Общие технические условия». Согласно этому стандарту барабаны

могут изготавливаться с приварными или вварными штуцерами, а также с отверстиями для приварки или вальцовки труб.

Обечайки, днища и крышки лазовых затворов сварных барабанов котлов с номинальным рабочим давлением 1,0 МПа и выше изготавливают из котельной листовой стали 15К, 20К, 16ГС и 09Г2С по ГОСТ 5520-79* толщиной от 12 до 60 мм или применяют лист из стали 22К толщиной от 25 до 115 мм.

Для изготовления барабанов с рабочим давлением 15,5—16,0 МПа использовалась сталь 16ГНМ, применялись листы из стали 16ГНМА, которая чище по сере и фосфору и проходит контроль на расслоение ультразвуковым способом. Для барабанов на давление 11,0—11,5 МПа используется сталь 22К. Ранее применялись стали 20 и 16М. Толщина стенки барабанов, рассчитанных на 11,0—11,5 МПа, составляет 67—105 мм, на давление 155—165 МПа — 90—115 мм.

При одном и том же расчетном давлении пара на выходе из котла в барабаны заложены разные запасы прочности, так, при давлении на выходе из котла 14 МПа барабаны котлов Таганрогского котельного завода «Красный котельщик» (ТКЗ), изготовленные из стали 16ГНМ, имеют внутренний диаметр 1800 мм при толщине стенки 90—95 мм. При переходе со стали 16ГНМ на сталь 16ГНМА также не было сразу достигнуто единообразия размеров. Так, барабаны котлов ТКЗ, изготовленные из стали 16ГНМА, имели внутренний диаметр 1800 мм при толщине стенки от 105 до 115 мм. На ТКЗ приступили к выпуску барабанов из стали 16ГНМА с внутренним диаметром 1600 мм и толщиной стенки 115 мм. Все барабаны котлов Барнаульского котельного завода из стали 16ГНМА имеют внутренний диаметр 1600 мм при толщине стенки 115 мм.

Опыт эксплуатации показал, что барабаны из более качественной стали 16ГНМА, имеющие относительно большую толщину стенки, обладают лучшей эксплуатационной надежностью. Однако это не нашло отражения в инструкции по контролю за металлом барабанов в эксплуатации. Объем контроля и сроки для всех барабанов одинаковы.

При рабочем давлении на выходе из котла до 10 МПа включительно для изготовления штуцеров применяются бесшовные трубы из стали 20. При более высоком давлении — бесшовные трубы из стали 20 или поковки из стали 16ГНМА.

После штамповки или вальцовки днища и обечайки подвергаются тщательному осмотру. На поверхности металла не допускаются трещины, раковины, плены и расслоения. Выбоины, риски и вмятины глубиной до 3 мм подлежат зашлифовке с плавным переходом. В местах выборки дефектов толщина стенки листа не должна выходить за пределы минусового допуска.

Овальность обечаек

$$A = 2\frac{D_{макс} - D_{мин}}{D_{макс} + D_{мин}} 100\%,$$

где $D_{макс}$ и $D_{мин}$ — наибольший и наименьший наружные диаметры, измеренные в одном сечении. Овальность в любом сечении не должна превышать 1%.

Перелом осей при сварке обечаек не должен быть более 2 мм на каждый 1 м длины обечайки.

Обечайки барабанов с наружным диаметром до 200 мм должны иметь не более двух сварных швов. При сборке барабана сварные швы обечаек не должны быть продолжением один другого. Швы должны быть смещены на расстояние не менее двукратной толщины листа, но не менее чем на 100 мм от опор.

В местах расположения сварных швов из-за наличия усиления с наружной стороны и механической обработки под стыковку кромок с внутренней стороны имеет место концентрация напряжений. Механические свойства листа, швов и околошовных зон не одинаковы. Поэтому нежелательно располагать отверстия, опоры и другие детали, также вызывающие концентрацию напряжений, рядом со сварными швами.

Места пересечения сварных швов являются местами повышенной жесткости конструкции. В этих местах чаще встречаются дефекты сварных соединений. Здесь же возникают максимальные остаточные напряжения при сварке.

Расстояние от кромки ближайшего сварного шва обечайки или днища до оси отверстий, предназначенных для приварки или развальцовки труб или штуцеров, не должно быть менее 0,9 диаметра отверстия. В виде исключения допускается располагать единичные отверстия для приварки труб или штуцеров в сварном шве. При этом оси отверстий и сварного шва не должны совпадать. Не допускается располагать отверстия на пересечении кольцевого и продольного швов. Смещение оси одиночного отверстия по отношению к оси шва должно быть не более 5 мм.

Расстояние между центрами двух соседних отверстий в обечайке барабана в продольном направлении не должно быть менее 1,4 диаметра отверстия. Если два отверстия разного диаметра расположены близко, то расстояние между их осями должно быть не менее 1,4 полусуммы их диаметров.

Расстояние между центрами отверстий в окружном направлении по среднему диаметру не должно быть менее двух диаметров отверстий.

Как правило, днища с толщиной стенки более 30 мм должны изготавливаться из одного листа.

В технически обоснованных случаях допускается при согла-

совании с Госгортехнадзором СССР изготовление таких днищ из двух сваренных до штамповки листов. Шов должен иметь двусторонний провар. Сварку можно выполнять электрошлаковым методом. Шов должен располагаться по хорде, отстоящей от центра днища на расстояние не более 0,2 его диаметра.

Днища с толщиной стенки до 30 мм можно изготавливать штамповкой или обкаткой на специальных машинах из листовых заготовок со сварными швами, расположенными, как показано на рис. 4.26. Размер C должен быть не более $0{,}2D_н$ днища. Круговой шов должен находиться на расстоянии не более $0{,}25D_н$ от центра днища.

Большие оси лазовых отверстий в днищах должны совпадать с горизонтальной осью барабана. Смещение горизонтальной оси лаза и барабана относительно друг друга не должно превышать 5 мм.

Расстояние между кромками двух соседних отверстий в выпуклых днищах, измеряемое по хорде, должно быть не менее диаметра меньшего отверстия. Допускается располагать отверстия в днище так, чтобы расстояние от кромки отверстия до внутренней поверхности днища было не менее 10% внутреннего диаметра барабана. Расстояние от кромки отверстия до начала закругления отбортованного воротника или приварного штуцера в днище, измеренное по хорде, не должно быть менее толщины стенки днища.

Отклонения формы днища от эллиптической или шаровой проверяются шаблоном с внутренней поверхности. Допускаемые отклонения определяют по просвету между шаблоном и днищем, они не должны превышать величин, указанных в ОСТ 108.030.39-80 «Барабаны сварные стационарные паровых котлов. Общие технические условия».

Утонение толщины стенки днища в месте перехода в эллиптическую или шаровую форму должно быть в пределах 10% номинальной толщины листа.

Отверстия в барабане, предназначенные для развальцовки

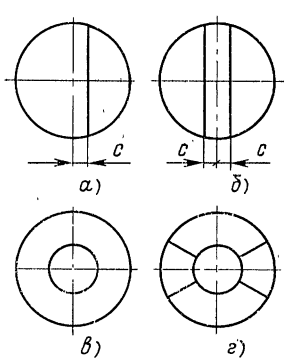


Рис. 4.26. Допускаемое расположение сварных швов на заготовках штампованных днищ

труб, должны сверлиться после окончательной термической обработки, с тем чтобы их поверхность была свободной от окалины.

Штуцера привариваются к барабану при помощи автоматической или ручной электродуговой сварки. После приварки всех штуцеров и проведения термической обработки барабана его поверхность изнутри и снаружи очищается от окалины, грязи, шлака и брызг и подвергается тщательному осмотру. Обнаруженные дефекты устраняют.

Сталь, применяемая для изготовления внутрибарабанных устройств, не работающих под давлением, выбирается проектной организацией.

Внутрибарабанные сепарационные устройства собираются и устанавливаются в барабане на заводе-изготовителе. Детали для крепления сепарационных устройств привариваются до термической обработки барабана.

В процессе изготовления барабана применяются приварные технологические крепления. Места их приварки зачищают до металлического блеска.

Приварка технологических деталей к элементам барабанов из сталей 22К и 16ГНМА на давление 10 МПа и выше выполняется теми же сварочными материалами и методами сварки, что и сварка самих элементов барабана. Технологические детали удаляются механическим способом, а места удаления подвергают 100%-ному контролю магнитопорошковой дефектоскопии. Сварочные материалы и методы сварки должны обеспечивать механические свойства сварного шва после термической обработки не ниже свойств основного металла, установленных техническими условиями.

Контроль качества сварных соединений производится внешним осмотром и измерением, механическими испытаниями, металлографическими исследованиями, ультразвуковой дефектоскопией или просвечиванием и гидравлическим испытанием.

Проверка механических свойств производится на образцах, вырезанных из контрольной пластины.

Контрольная пластина для контроля продольных швов при сварке барабана прихватывается таким образом, чтобы сварной шов на пластине был продолжением продольного шва на барабане. Пластина для контроля кольцевого шва может свариваться отдельно, но обязательно с соблюдением всех условий сварки производственных стыков.

Из каждого контрольного сварного соединения вырезают два образца для испытания на растяжение, два образца для испытания на изгиб и три образца для испытания на ударную вязкость.

Стыковые, угловые и тавровые сварные соединения подвергают замерам твердости сварного шва, если этот вид

контроля предусмотрен техническими условиями на изготовление конкретного изделия.

Металлографическое исследование макроструктуры проводится для проверки сплошности сварных швов, выявления трещин, пор, раковин, непроваров и шлаковых включений. Сварное соединение не должно иметь трещин, несплавлений между слоями и наплавленным и основным металлом, пор и шлаковых включений недопустимых размеров. Видимые невооруженным глазом мелкие поры и шлаковые включения допускаются в количестве не более 5 шт. на 1 $см^2$ в месте их наибольшего скопления. Максимальный линейный размер отдельного дефекта не должен превосходить 1,5 мм, а их сумма должна быть не более 3 мм.

Стыковые сварные соединения барабанов с толщиной стенки более 30 мм подвергаются ультразвуковой дефектоскопии по всей длине. Стыковые сварные соединения барабанов с толщиной стенки 30 мм и менее могут контролироваться как ультразвуковой дефектоскопией, так и просвечиванием по всей длине швов. Места пересечения сварных швов, кроме того, контролируются еще и рентгенопросвечиванием, независимо от толщины стенки барабана.

Сварные швы бракуются, если в них при просвечивании находят трещины любых размеров и направлений, несплавления, цепочки или сплошные линии шлаковых включений, сплошную сетку газовых пор или в количестве более 5 шт. на 1 $см^2$ шва, а также отдельные шлаковые включения или поры размером более 10% толщины стенки (при толщине стенки от 10 до 50 мм) и более 5 мм при толщине стенки свыше 50 мм.

Ультразвуковому или рентгеновскому контролю подвергают все вварки штуцеров в барабан при внутреннем диаметре штуцера 100 мм и более.

Дефектные сварные соединения подлежат ремонту: выборке дефекта с последующей подваркой. После ремонта сварные соединения подвергают повторной дефектоскопии.

Сварные соединения барабанов на рабочее давление 10 МПа и более обязательно контролируют при помощи магнитопорошковой дефектоскопии. В этих барабанах тем же методом контролируют металл внутренней поверхности около отверстий под штуцера на отсутствие трещин.

Гидравлическое испытание проводят для проверки прочности и плотности сварных соединений, его выполняют после контроля сварных соединений всеми другими методами и после термической обработки. При рабочем давлении свыше 0,5 МПа гидравлическое испытание барабана проводят давлением, превышающим на 25% рабочее, но не менее $p_{раб}+0{,}3$ МПа.

На днище готового барабана прикрепляют табличку с указанием марки завода-изготовителя, номера барабана, расчет-

ного давления, года изготовления, регистрационного номера и клейма отдела технического контроля завода.

Барабан должен быть окрашен или законсервирован иным способом, обеспечивающим его защиту от атмосферной коррозии. Внутренние поверхности барабана и внутрибарабанные устройства консервации не подвергаются. Для защиты от коррозии и загрязнения все отверстия в барабанах, фланцевые соединения, лазовые отверстия и концы штуцеров смазывают антикоррозионной смазкой. Все отверстия закрывают пробками.

Одновременно с отгрузкой барабана завод-изготовитель передает заказчику сертификаты на использованные при изготовлении материалы, данные о сварщиках, испытаниях, основных и сварочных материалах и сварных швов, термической обработке, а также эскиз с обозначением всех листов, швов мест контроля дефектоскопией, клейм сварщиков, толщин стенок и т. п.

В процессе эксплуатации при контроле состояния металла барабанов приходится сталкиваться с двумя группами дефектов: технологическими и появившимися в процессе эксплуатации.

Несмотря на жесткие требования и тщательный контроль, на заводах имеются случаи выявления технологических дефектов в барабанах действующих котлов. Это технологические дефекты, возникшие из-за некачественного изготовления листа на металлургическом заводе, или технологические дефекты котельного производства.

К дефектам стального листа относятся трехслойность, расслоения, трещины, волосовины и др.

Дефекты котельного листа металлургического происхождения: обезуглероженный слой, трещины, плены, закаты, расслоения и вмятины от окалины и шлака. На стали 16ГНМ возможен специфический дефект поверхности, связанный с поверхностным окислением при термической обработке — чешуйчатость поверхности. Расслоения листа можно выявить при осмотре в тех случаях, когда они выходят на поверхность. В частности, необходимо обращать внимание на кромки листа в лазовом отверстии.

Наиболее часто встречаемые дефекты котельного производства — чрезмерная овальность, резкие переходы (концентрация напряжений) в местах расточки днищ под стыковку с обечайками, дефекты сварки, грубые риски в отверстиях для труб и пр.

При приварке к барабану после термической обработки деталей сепарации, опор и арматуры для крепления тепловой изоляции в эксплуатации возможно возникновение трещин. Поэтому такая приварка недопустима.

При контроле днищ барабанов в эксплуатации обнаруживались трещины около швов приварки лапы затвора лаза, а

также кольцевые трещины у шва приварки кольца укрепления кромки лаза. Встречаются трещины на внутренней поверхности штампованных днищ в местах отбортовки и в местах приварки заводских монтажных деталей.

На ряде барабанов обнаружены трещины в сварных швах приварки штуцеров к барабанам; чаще они наблюдаются при обварке прежних вальцовочных соединений для обеспечения их плотности. Имелись трещины и в сварных швах штуцеров с рубашками, обеспечивающими тепловую изоляцию в местах ввода относительно холодной питательной воды и фосфата. На внутренней поверхности штуцеров найдены также язвы или цепочки язв.

При контроле основных продольных и кольцевых сварных швов в ряде случаев находились трещины в наплавленном металле или околошовной зоне, непровары, поры и шлаковые включения.

На ряде электростанций при внутренних осмотрах и специально проводимых проверках обнаружены многочисленные трещины в больших барабанах котлов ТП-230, ПК-10 и ТП-170. Трещины появляются возле отверстий опускных труб экранов и выводов линий рециркуляции водяных экономайзеров. Такие же трещины выявлены и на поверхностях отверстий под эти трубы.

Напряжения в обечайке барабана распределяются неравномерно. В местах сверления трубных отверстий при нагружении внутренним давлением происходит концентрация напряжений, она учитывается в конструкторском расчете на прочность при выборе толщины стенки барабана введением коэффициента φ.

Экспериментальная проверка фактических напряжений, возникающих при нагружении одним внутренним давлением и при постоянной температуре, показала, что напряжения около отверстий в 2,5—4,0 раза выше, чем вдали от них.

Изменения температуры среды при подпитке котла через барабан, при колебаниях давления в переходных и даже в квазистационарном режиме сказываются в первую очередь на напряженном состоянии металла, прилегающего к отверстиям. Это явление и послужило причиной того, что металл обечаек около отверстий под опускные трубы в барабанах и металл концов опускных труб, входящих в эти отверстия, оказался наиболее уязвимым для образования трещин. Трещин тем больше и они тем глубже, чем ближе к нижней образующей барабана расположен ряд труб. Обычно трещины располагаются в пределах водяного объема, реже трещинами поражены все трубные отверстия.

Трещины могут быть различно ориентированы по отношению к оси барабана: часто охватывают зону максимальных растягивающих напряжений от внутреннего давления (располагаются

преимущественно вдоль продольной оси барабана), иногда распределяются равномерно по всей окружности вокруг отверстия. Трещины распространяются чаще всего на глубину 5—7 мм и заполняются оксидами. Ширина трещин по глубине металла периодически изменяется: трещины становятся то шире, то уже. Около отверстий в барабанах возникает концентрация напряжений. На кромке отверстия максимальное растягивающее напряжение превышает расчетное среднее в 3—4 раза. Местные растягивающие напряжения могут существенно возрастать при наличии овальности из-за местного изгиба стенки барабана.

Проведенные расчеты напряжений, действующих в барабанах отечественного производства, показали, что при хорошем водном режиме и мерах, принятых для предупреждения стояночной коррозии, барабаны способны выдержать более 3000 пусков и остановов без появления трещин. Язвы в отверстиях под трубы и на внутренней поверхности штуцеров могут быть следствием стояночной коррозии, химических промывок чрезмерно агрессивными реагентами, а также термических ударов, вызывающих разрушения оксидной пленки.

В процессе эксплуатации на внутренней поверхности барабана и трубной системы при температуре выше 230° С и хорошей деаэрации образуется магнетитовая пленка. При разрушении этой пленки в отсутствии кислорода происходит ее быстрая регенерация. Если же в воде присутствует кислород (плохая деаэрация, плохая консервация при остановах или ее отсутствие), то в местах повреждения магнетитовой пленки образуются язвенные поражения. Язвы являются концентраторами напряжений, резко снижают долговечность при усталостных нагружениях. Язвы могут образовываться при нарушениях правил кислотных промывок.

Сульфиды железа снижают долговечность в водной среде, они являются микроконцентраторами напряжений и образуют микрогальванические элементы. Долговечность стали 16ГНМА выше долговечности 16ГНМ при малоцикловом термическом нагружении примерно в 20 раз.

На барабанах из стали 16ГНМ в эксплуатации трещины наиболее часто возникают на кромках трубных отверстий, тогда как на барабанах из стали 22К трещины концентрируются в основном на поверхности отверстий. Эксплуатационные трещины чаще наблюдаются в водяном объеме в чистых отсеках барабанов. Значительно реже их можно найти в водяных объемах в соленых отсеках и в паровом пространстве обоих отсеков, они редко наблюдаются в верхних разделительных барабанах двухбарабанных котлов. Именно в чистые отсеки попадает недогретая до кипения вода из экономайзеров — это причина «тепловых ударов».

Трещины распространяются транскристаллитно в направлении, перпендикулярном внутренней поверхности барабана.

Сталь 16ГНМА обладает пониженной долговечностью при малоцикловой усталости по сравнению со сталью 22К при 340—350° С из-за пониженной деформационной способности и повышенной релаксационной стойкости. Аналогичные выводы получаются по анализу результатов испытаний на термическую усталость в условиях стесненной деформации.

В ряде случаев основной причиной образования трещин может служить коррозия в местах нарушения сплошности магнетитовых пленок, образование язв, резкая концентрация напряжений и развитие коррозионно-усталостных трещин при термоциклах. В процессе эксплуатации наблюдается замедление развития трещин. С глубиной градиент температуры при термоциклах резко падает. Аналогичная картина наблюдается при развитии трещин термической усталости в экранах паровых котлов, подвергаемых водным обмывкам. Кроме того, конец растущей трещины выходит из зоны конструктивного концентратора напряжений.

Наблюдения, проводимые в процессе эксплуатации, позволили установить, что скорость роста трещин и язв с течением времени затухает.

На основании металлографических исследований строения трещин в образцах, подверженных испытаниям на термическую усталость, коррозионно-усталостным испытаниям, и металла образцов из поврежденных барабанов котлов высокого давления в [127] делаются выводы о преобладающей роли коррозионного процесса и об идентичности механизма образования трещин в барабанах и гибах водоопускных труб.

Авторы [127] считают, что существенную роль играет водный режим при гидравлических испытаниях и растопках. Адсорбированные примеси могут долго сохраняться на поверхности труб уже после изменения водного режима.

Туляков Г. А. [129, 130, 131] считает, что основным фактором, определяющим механизм образования трещин около отверстий в барабанах котлов высокого давления, является термическая усталость.

В процессе эксплуатации металл барабанов из сталей 16ГНМ и 16ГНМА не претерпевает структурных изменений, различимых под оптическим микроскопом. Но изменения субструктуры есть. Происходит выделение дисперсных карбидов размером менее 0,1 мкм на границах зерен и дислокациях, что приводит к снижению пластичности и трещиностойкости металла.

Туляковым Г. А. разработан и промышленно опробован способ повышения надежности металла эксплуатируемых барабанов посредством восстановительной термообработки перегретым паром стороннего источника с температурой 510—560° С.

Установлено, что такая обработка приводит к повышению прочности металла, его пластичности и трещиностойкости в результате растворения дисперсных карбидов и образования субструктуры полигонального типа, а также к созданию на поверхности барабана механически устойчивой пленки магнетита.

Результаты промышленного опробования показали высокую эффективность и экономичность такого способа восстановления свойств металла барабанов.

В стационарном режиме работы мощного котла высокого давления на внутренней поверхности барабана, особенно в работе опускных труб, имеют место колебания температуры, достигающие 30° С. Это явление связано с подачей в барабан недогретой до кипения воды, а также в связи с колебаниями давления в нем. Амплитуда и частота колебаний зависят от производительности котла, его конструкции и вида топлива. Частота может меняться от нескольких циклов в час до нескольких циклов в минуту. При этом возникают дополнительные термические напряжения от 30 до 100 МПа.

На равномерную скорость подъема параметров среды в барабане при пуске котла или его останове накладываются дополнительные колебания температуры, связанные с процессом начала циркуляции воды в контурах. Наиболее сильно это явление наблюдается в двухбарабанных котлах, где наряду с колебаниями температуры до 50° С с ориентировочной частотой 50—60 циклов за пуск имеют место высокоскоростные колебания температуры среды с размахом до 100° С.

Повышенные напряжения от внутреннего давления возникают в барабанах при гидравлических испытаниях пробным давлением, превышающим рабочее на 25%.

Наиболее серьезные поражения барабанов трещинами обнаруживались на котлах, работающих на менее 7—10 лет в условиях эксплуатации с частыми пусками и остановами или имевших многократные разрывы экранных труб.

Основные причины, которые могут вызывать сильные колебания температуры стенки барабана в эксплуатации, следующие. Это резкое падение температуры при разрывах экранных труб, подача относительно холодной питательной воды в неостывший опорожненный барабан после аварийного останова. Большие термические напряжения также возникают при быстром останове котла с последующим заполнением барабана водой с температурой 60—80° С для опрессовки экономайзера. Недопустимо попадание в барабан питательной воды по линии рециркуляции экономайзера. Питательная вода может попадать из-за неплотности задвижек на линии рециркуляции или при ошибочном открытии этих задвижек. В процессе растопки котла необходимо осуществлять контроль за температурным режимом барабанов.

Конструкция устройства раздачи относительно холодной питательной воды по водяному объему барабана должна полностью исключать возможность ее попадания на стенки барабана. В противном случае неизбежно произойдет образование трещин термической усталости.

Трещины тепловой усталости обнаружены в местах ввода относительно холодного раствора фосфата (вводится для коррекции водного режима) и около водяных штуцеров водоуказательных колонок. Такого же рода трещины отмечались около ввода линий рециркуляции экономайзеров.

За барабанами котлов высокого давления, изготовленных из сталей 15ГНМ, 16ГНМА и 22К, в процессе эксплуатации должны осуществляться визуальный и ультразвуковой контроль, а также периодическая магнитопорошковая дефектоскопия.

Через каждые 25 тыс. ч эксплуатации должен выполняться визуальный осмотр и магнитопорошковая дефектоскопия внутренней поверхности каждого листа корпуса обечайки в водяном объеме на площади размером 200×200 мм. С такой же периодичностью требуется контролировать с помощью магнитопорошковой дефектоскопии отверстия водоопускных, рециркуляционных и питательных труб и водоуказательных приборов. При этом контроле следует захватить поверхность отверстий и штуцеров с примыкающими к ним участками внутренней поверхности барабана шириной 30—40 мм от кромки отверстия.

Через каждые 50 тыс. ч эксплуатации необходимо контролировать основные электросварные швы, днища, лазовые отверстия и отверстия пароотводящих и пароперепускных труб. По всей длине контролируют 100% продольных и кольцевых швов с околошовной зоной 60—80 мм путем визуального осмотра, магнитопорошковой и ультразвуковой дефектоскопии. Днища осматривают с наружной и внутренней поверхностей по всей их площади. Поверхность лазового отверстия, область, прилегающую к нему на 100 мм, и уплотнительные поверхности затвора проверяют магнитопорошковой дефектоскопией.

Также каждые 50 тыс. ч эксплуатации контролируют магнитопорошковой дефектоскопией отверстия пароотводящих, пароперепускных и прочих труб с примыкающей к ним внутренней поверхностью барабана шириной 30—40 мм; при этом контроле объем должен составлять не менее 15% отверстий группы труб одноименного назначения, но не менее 2% в каждой группе.

По результатам обследования состояния металла барабана котла работниками электростанции и ремонтного предприятия рассматривается документация и принимаются необходимые решения, с тем чтобы обеспечить надежную эксплуатацию котла при номинальных параметрах.

Если обнаружены непровары, поры и шлаковые включения в сварных швах, превышающие допускаемые величины по дей-

ствующим нормативам, а также если выявлены расслоения металла, то вопрос о возможности эксплуатации барабана с этими дефектами должен решать завод-изготовитель или головная конструкторская организация — НПО ЦКТИ.

При обнаружении трещин в барабане ремонтным предприятием энергоуправления составляется технология ремонта, которая должна быть согласована с руководством электростанции и заводом-изготовителем.

Трещины удаляются рассверловкой отверстий. Разрешается выборка трещин шлифовальным кругом. Огневая выборка дефектов не допускается. При выборке трещин следует избегать резких переходов — концентраторов напряжений. Полнота удаления трещин проверяется магнитопорошковой дефектоскопией или травлением места выборки 10—20%-ным раствором азотной кислоты.

Выборка дефектов должна выполняться на режимах, не вызывающих нагрева металла до цветов побежалости.

Если поверочный расчет показывает, что мостики между отверстиями после рассверловки обеспечивают достаточную прочность, барабан может быть допущен к эксплуатации. Если же выборка трещин ослабила мостик и прочность их оказывается недостаточной, производят подварку.

Для подварки барабанов, выполненных из стали 22К, используются электроды УОНИ 13/45, а для барабанов из сталей 16ГНМ и 16ГНМА — электроды УОНИ 13/55, в обоих случаях применяются электроды ∅ 3—4 мм. Для ремонтных подварок на штуцерах используются электроды обоих типов.

Перед наплавкой электроды должны быть прокалены при температуре 350—400° С в течение 2 ч, после чего необходимо проверить их технологические свойства.

При обнаружении трещин на внутренней поверхности штуцеров их также выбирают механическим способом. Если толщина штуцера после выборки становится меньше расчетной, то производят наплавку на наружную поверхность штуцера. В тех случаях, когда толщина стенки штуцера после выборки 3 мм или менее, наплавка не допускается; требуется замена штуцера.

Ремонтная наплавка на наружную поверхность штуцера выполняется кольцевыми швами по всей его окружности. Каждый последующий валик должен перекрывать предыдущий на 1/3 ширины. После наплавки каждого валика с поверхности металла удаляют шлак и брызги. Общая толщина наплавки должна быть не менее полуторной глубины выборки, а высота наплавки по образующей штуцера должна превышать протяженность выборки на 10—15 мм.

При ремонтной наплавке поверхности трубного отверстия в барабане применяются предварительный и сопутствующий подогревы. Стали 16ГНМ и 16ГНМА требуют подогрева

до 150—200° С, сталь 22К — до 120—150° С. Нагрев должен быть равномерным по кольцу на участке шириной не менее 250 мм в каждую сторону от оси трубного отверстия. Термопары должны устанавливаться со стороны, противоположной расположению нагревателя.

Наплавка на поверхность барабана, включая продольные и кольцевые швы, может выполняться при глубине выборки не более 30 мм и при длине не более 250 мм. Технология ее та же, что и при наплавке поверхности трубных отверстий. Наплавка может быть двух- или многослойной. После наплавки толщина стенки барабана должна превышать номинальную на 3—5 мм.

После наплавки необходимо провести термическую обработку — отпуск. Нагрев под отпуск желательно начинать прямо после сварки, не дав металлу остыть. При отпуске температура поднимается со скоростью 40—50° С/ч; температура отпуска для сталей 16ГНМ и 16ГНМА 620—650° С, для стали 22К — 600—630° С. Продолжительность выдержки 5 ч (независимо от марки стали). Охлаждение должно производиться со скоростью 20—30° С/ч до 150° С. Затем нагреватели отключают и происходит естественное охлаждение. Температура отпуска должна контролироваться термопарами с регистрацией на самопишущем приборе.

При проведении термической обработки должна быть обеспечена свобода расширения барабана.

Места наплавки на поверхность барабана после термической обработки зачищают заподлицо с основным металлом до 3-го класса чистоты. Места наплавки контролируются магнитопорошковой и ультразвуковой дефектоскопией на отсутствие трещин, несплавлений, шлаковых включений и газовых пор.

После наплавки отверстий производят их расточку под проектный диаметр.

После ремонта барабана составляется формуляр, в котором указывают места выборки металла, их протяженность и глубину с указанием фамилий сварщиков, выполнявших сварочные работы.

После осмотра и контроля, который установил отсутствие недопустимых дефектов, барабан предъявляют инспектору Госгортехнадзора СССР.

Внутрибарабанные устройства собирают после гидравлического испытания котла.

При подварке применяются предварительный и сопутствующий подогрев до 150—200° С. После подварки проводят отпуск при 650° С с выдержкой 5 ч. Затем отверстие растачивают до заданного диаметра шлифовальным кругом. Наплавленный металл проверяют магнитопорошковой дефектоскопией на отсутствие трещин, несплавлений и шлаковых включений.

При длительных остановах котлов может протекать стояночная коррозия барабанов. Стояночная коррозия способствует дальнейшему развитию трещин, образовавшихся в стенке барабана по каким-либо причинам. Если барабан оставляют заполненным водой, то коррозией поражена внутренняя поверхность по линии раздела воды и воздуха. Один из способов консервации при останове — заполнение барабана азотом. Этот же способ может быть использован для защиты от стояночной коррозии и внутренней поверхности других элементов паровых котлов и трубопроводов.

При контроле металла барабанов в эксплуатации приходится иногда сталкиваться также с коррозией по наружной поверхности в местах соприкосновения с кладкой, особенно когда по каким-то обстоятельствам во время стоянки кладка оказывается мокрой.

В эксплуатации находится большое количество котлов малой и средней производительности. Многие из них поставлены зарубежными фирмами «Бабкок — Вилькокс», «Штейнмюллер», «Гарбе» и др. Эксплуатируется парк котлов Шухова, Шухова — Берлина, ДКВР, Е 1/9 и др. Все котлы имеют барабаны, многие содержат сухопарники, грязевики, секционные камеры. Если на тепловых электростанциях и крупных промышленных ТЭЦ эксплуатация оборудования осуществляется высококвалифицированным персоналом, то обслуживание мелких промышленных котельных, как правило, доверяется работникам средней квалификации. В этой связи при осмотрах и ремонтах необходим тщательный контроль барабанов, сухопарников и других элементов, входящих в систему котла. Требуется контроль и трубной системы.

При внутреннем осмотре котлов необходимо обращать внимание на выявление возможных дефектов: трещин, надрывов, отдулин, выпучин, коррозионных поражений с внутренней и наружной сторон, нарушений плотности и прочности сварных, заклепочных и вальцовочных соединений. Разрушения обмуровки и тепловой изоляции могут привести к опасному перегреву металла до температур существенно выше расчетных (например, обрушение торкрета на котлах типа ДКВР со стороны топки). Поэтому на них также необходимо обращать внимание.

При осмотре вальцовочных соединений следует обращать внимание на высоту и угол раскрытия колокольчиков, а также на овальность внутренних диаметров развальцованных труб. Длина выступающих концов труб должна находиться в пределах норм, указанных в табл. 4.3. На колокольчиках не должно быть трещин. Трубы с трещинами, рваными концами, пленами и расслоениями должны быть заменены. Угол разбортовки колокольчика должен составлять 15°. Колокольчик должен уходить на 1—3 мм в отверстие в барабане.

Таблица 4.3. **Длина выступающих концов развальцованных труб**

Наименование труб	Наружный диаметр, мм	Длина выступающего конца трубы, мм		
		нормальная	минимальная	максимальная
Котлы давлением до 6 МПа				
Пароперегревательные и экономайзерные *	38	9	6	12
Экономайзерные *	51—60	11	8	15
Кипятильные и экранные *	83	12	9	18
	102—108	15	9	18
Кипятильные и экранные**	83	18	16	22
	102—108	23	20	27
Котлы давлением 6 МПа и выше				
Пароперегревательные и экономайзерные	38	9	8	10
	42—51	10	9	11
Кипятильные и экранные	60—76	12	11	13

* Для камер с фасками или барабанов.
** Для камер без фасок.

Конец разбортованной трубы не должен иметь утонения более 20% от исходной толщины. Овальность и конусность по внутреннему диаметру развальцованной трубы не должны превышать 0,2 мм.

Осмотр вальцовочных соединений изнутри барабана рекомендуется проводить для очистки от шлама и накипи, так как трещины легче обнаружить по образующимся над ними шламовым валикам (улиткам). С наружной стороны барабана повреждения вальцовочных соединений обнаруживаются по подтекам котловой воды, солевым отложениям светлого цвета и другим признакам течи.

Коррозионные поражения внутренней поверхности барабанов чаще располагаются по нижней образующей, они также наблюдаются по линии раздела пара и воды в случаях останова котла с водой без консервации.

Важным мероприятием, помогающим уменьшить вероятность образования трещин в барабанах и, особенно, язвенных поражений вследствие стояночной коррозии, является консервация котла.

При контроле металла барабанов приходится иногда сталкиваться также с коррозией наружной поверхности в местах соприкосновения с кладкой, особенно когда во время останова кладка оказывается мокрой. В частности, интенсивное поражение днищ котла ланкаширского типа обнаружено при обследовании его работы в промышленной котельной. При уборке помещения под струей воды очищали от угольной пыли с относи-

тельно высоким содержанием серы. На наружной поверхности образовывалась мокрая коррозионно-активная корка отложений.

В барабанах котлов малой производительности трещины термической усталости чаще наблюдаются в районе отводов к водоуказательным стеклам, в местах ввода питательной воды и фосфата. Для зачистки от продуктов коррозии и отложений удобно пользоваться молотком с затупленными зубилом и шабером.

При наличии признаков пропаривания, течи, видимых по сырым пятнам на обмуровке, следует удалить в этих местах обмуровку для тщательного осмотра барабана или других элементов котла.

Для проверки наличия отдулин в нижней части обогреваемых огнем барабанов полезно использовать струну. Зазор между струной и корпусом барабана должен быть в пределах допусков на изготовление согласно ОСТ 108.030.39-80.

В эксплуатации находится большое количество котлов низкого и среднего давления с заклепочными соединениями листов обечаек и днищ и с вальцовочными соединениями труб с барабаном и камерами. В этих соединениях после длительной эксплуатации часто наблюдаются трещины от каустической хрупкости (рис. 4.27).

После осмотра барабанов производят осмотр коллекторов, камер, грязевиков и сухопарников. Если при осмотре котла будут обнаружены дефекты, вызывающие снижение прочности его элементов, то работа котла должна быть запрещена. Иногда котел может быть оставлен в эксплуатации при сниженном рабочем давлении. Дефекты сварки, обнаруженные в процессе осмотра, должны быть устранены с последующим контролем исправленных участков. Метод устранения дефектов и порядок контроля исправленных участков устанавливаются ремонтной организацией. При контроле участков сварных соединений и ремонтных участков основного металла, выполненных при помощи подварки, должны применяться методы не-

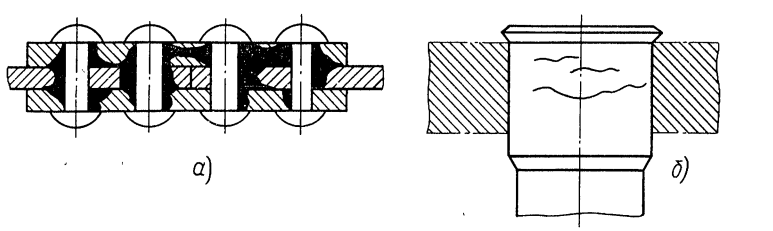


Рис. 4.27. Характерное расположение трещин в накладках и листах обечаек в районе заклепочных швов и вальцовочных соединениях труб с барабанами:
а — темным показаны трещины от щелочной коррозии в заклепочном шве, *б* — пример характерного расположения трещин на внешней поверхности развальцованного конца трубы

разрушающейся дефектоскопии (если материал и конструкция позволяют осуществить такой контроль).

При выявлении дефектов, снижающих прочность, но не могущих привести к внезапному разрушению (например, коррозионные поражения на небольшую глубину), эксплуатация котла возможна при сниженном давлении. Для этого необходимо выполнить расчет, подтверждающий его прочность при наличии дефектов и сниженном рабочем давлении.

При снижении разрешенного рабочего давления требуется перестройка предохранительных клапанов и автоматики и расчетная проверка пропускной способности предохранительных клапанов, так как в этом случае через то же проходное сечение предохранительного клапана должен быть обеспечен пропуск того же количества пара при его большем объеме. Часто предохранительные клапаны ставятся с большим запасом пропускной способности. При недостаточной пропускной способности их надо заменить или установить дополнительные.

Особого внимания требует контроль металла барабанов и жаровых труб котлов ланкаширского и корнвалийского типов, а также вертикальных цилиндрических котлов типов ММЗ, ВГД, ТМЗ и системы Сарафа. Эти котлы имеют относительно большие объемы, заполненные водой; как свидетельствует отечественный и зарубежный опыт, их разрушение потенциально значительно опаснее, чем разрушение котлов многих других типов. Деформация жаровой трубы при снижении уровня воды ниже допустимого или превышение температуры металла вследствие отложения накипи могут привести к взрыву этих котлов.

Уязвимым местом котлов вертикального типа является плоское упорное кольцо, которое первоначально присоединялось к корпусу котла и жаровой трубе угловыми швами. Надежного способа контроля качества таких швов не существует. В то же время при форсировке нагрузки или резких колебаниях режима в сварных швах и околошовной зоне возникают резкие пики термических напряжений, они усугубляются конструктивными концентраторами напряжений, поэтому перешли от плоских вварных упорных колец к штампованным (корытообразным), которые присоединялись к корпусу и жаровой трубе стыковыми сварными швами. Эти котлы сняты с производства. Опасность эксплуатации таких котлов повышается при использовании жидкого или газообразного топлива, когда температура в топке и локальные тепловые потоки возрастают. В районе упорного кольца, как правило, отлагается шлам и образуется накипь. При нарушении огнеупорной футеровки создается благоприятная ситуация для перегрева стенки в этом особо напряженном месте.

4.12. Эрозионные повреждения энергооборудования

Эрозия — разрушение поверхностного слоя металла под действием ударяющихся в него твердых частиц, капелек или потока жидкости, а также потока пара.

Эрозия в воде и влажном паре, несущем капельную влагу,— сложный коррозионно-эрозионный процесс. При ударе потока или капелек влаги разрушается оксидная пленка. На внесение заметного вклада коррозионных процессов указывает, в частности, известный факт повышения эрозионной стойкости углеродистых и низколегированных перлитных сталей при увеличении pH. Положительно влияет легирование хромом, который способствует улучшению коррозионной стойкости, в то же время легирование молибденом и ванадием слабо влияет на эрозионную стойкость в воде и влажном паре.

Разрушению потоком воды подвержены детали питательных насосов высокого и сверхкритического давления, регулирующая и запорная арматура питательного водяного тракта. Так, интенсивному эрозионному износу подвержены шиберы питательных регулирующих клапанов (рис. 4.28). При частичном открытии клапана поток воды в сужении разрушает шибер. Происходит износ твердосплавных наплавок. Отжимаемый к стенке трубы поток может вызвать эрозионный износ стенки трубопровода вплоть до сквозного разрушения.

Не реже одного раза за 25 тыс. ч эксплуатации необходимо проводить контроль толщины стенки трубопровода за регулирующим питательным клапаном на расстоянии до 10 диаметров с помощью ультразвукового толщиномера. Следует избегать при проектировании трассы питательного трубопровода близкого расположения гибов за регулирующим питательным клапаном, так как струя воды, выходящая из суженного сечения, ударяется в гиб и может вызывать его эрозионный износ. Эрозия под воздействием воды развивается преимущественно в результате разрушения менее прочных структурных составляющих (например, феррита в перлитных сталях). Наличие в металле технологических дефектов (ликвации, микротрещин) неизбежно приводит к ускорению процесса эрозии.

Часто эрозионный износ наблюдается за регулирующими шиберными клапанами и шайбовыми дроссельными наборами. Износу подвержены также регулирующие органы и выходные патрубки регулирующих клапанов. Чем выше перепад на дроссельном органе, тем сильнее эрозионный износ. Наибольшую опасность представляет эрозионный износ труб за регулирующими клапанами на байпасных линиях узлов питания, допускаемый износ этих труб по условию прочности составляет всего 2—2,5 мм.

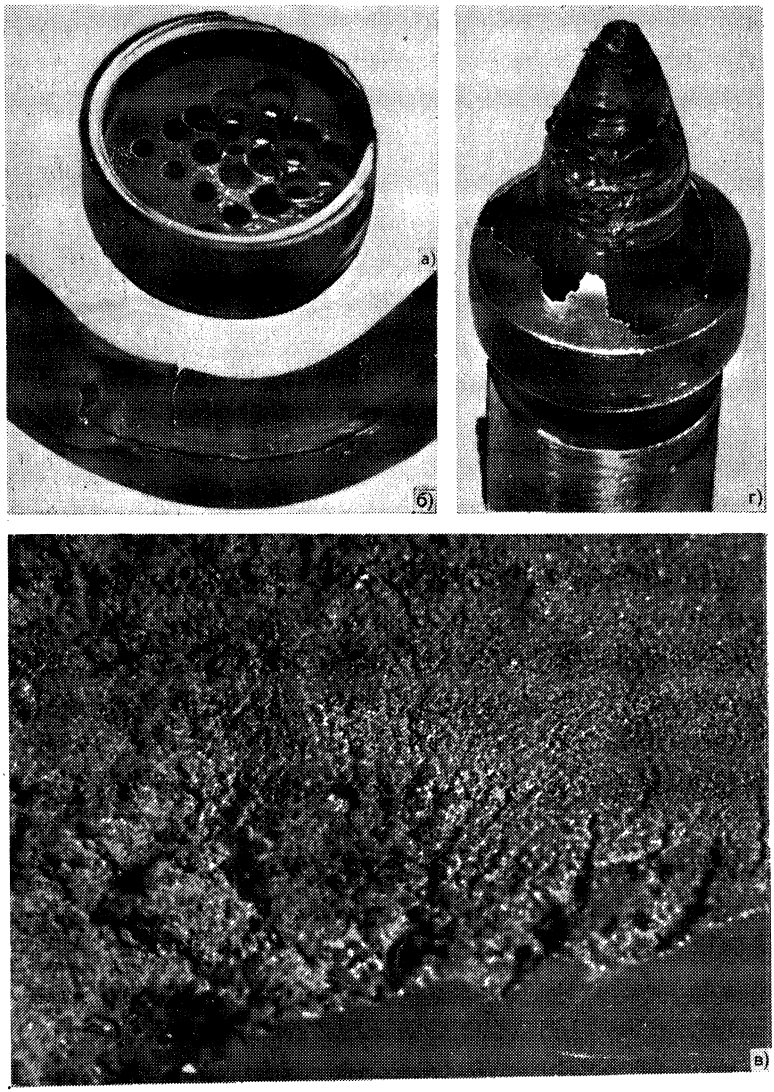


Рис. 4.28. Разрушения от эрозии:
а — шибер регулирующего клапана D_y 20 из стали 38ХМЮА с азотированной поверхностью после работы на воде (t=210° С, p=180 МПа), *б* — внешний вид трубы ∅42×4 мм из стали 12Х18Н12Т ширмового пароперегревателя блока 300 МВт, разрушенной от золового износа и чрезмерных компенсационных напряжений, *в* — внутренняя поверхность гиба питательного трубопровода блока мощностью 800 МВт Рязанской ГРЭС, в который ударялась струя воды редукционного питательного клапана; *г* — игла регулирующего клапана D_y=20 мм из стали 12Х18Н18Т

В связи с имеющими место эрозионными разрушениями питательных магистралей на котлах тепловых электростанций при наличии на этих магистралях фланцевых соединений уста-

новлен периодический внутренний осмотр, а при отсутствии разъемных соединений — выборочный контроль толщины стенки. Такой контроль является составной частью технического освидетельствования трубопроводов и должен производиться не реже 1 раза в 4 года.

Осмотр питательных трубопроводов проводят выборочно. Особое внимание обращается на тупиковые участки и фасонные части, особенно сильно подверженные коррозии и эрозии в эксплуатации. Для внутреннего осмотра фланцевые соединения освобождают от болтов. Внутренний осмотр выполняют с помощью электрической лампы и перископа.

При отсутствии фланцевых соединений выборочно контролируют толщину стенки питательных трубопроводов ультразвуковыми толщиномерами.

Обязательно должны быть проконтролированы выходные патрубки дроссельно-регулирующей арматуры на длине не менее 10 диаметров за местом расположения арматуры, гибы на байпасных линиях, зоны за установкой дроссельных шайбовых наборов и щелевых дросселей и тупиковые участки в зонах возможного коррозионного износа. При ультразвуковом контроле эрозионного износа литых патрубков регулирующих клапанов и примыкающего участка трубопровода должны контролироваться сплошность сварного шва (включая околошовную зону со стороны трубы шириной не менее 15—20 мм), толщина стенки сварного шва, околошовной зоны, литого выходного патрубка и примыкающей трубы. Для проведения контроля и измерения толщины наружная поверхность контролируемых деталей зачищается шлифовальной машинкой.

Контроль толщин стенок трубопроводов за всеми регулирующими клапанами должен проводиться не реже 1 раза в 4 года. Длина контролируемого участка трубопровода должна быть не менее 10 его диаметров. Для уменьшения эрозионного износа на регулирующих шиберных клапанах с условным диаметром 100 мм и выше на котлах всех типов с рабочим давлением 10 МПа и выше выходные патрубки должны быть наплавлены аустенитными электродами.

Перепад давления на регулирующем питательном клапане прямоточных и барабанных котлов при работе на номинальной нагрузке должен составлять 1,0—1,6 МПа. При нагрузке котла более 25% от номинальной необходимо отключить байпасные трубопроводы.

Допускается износ толщины стенки не более 20%. При большем износе участок трубопровода необходимо заменить.

Результаты осмотра и заключение о возможности дальнейшей эксплуатации заносятся в паспорт трубопровода.

Сильному эрозионному износу потоком воды подвергаются детали насосов высокого и сверхвысокого давления. В первую

очередь изнашиваются детали, работающие в условиях ударного воздействия потока жидкости, завихрений и высоких скоростей потока воды. В насосах изнашиваются направляющие аппараты, уплотнительные поверхности и лопатки рабочих колес. Износ резко ускоряется при возникновении кавитации на границе раздела вода — поверхность детали насоса.

Кавитация — это процесс образования и быстрого исчезновения пузырьков паров жидкости вследствие локального изменения давления в потоке жидкости. При местном ускорении потока потенциальная энергия давления переходит в кинетическую ускорившегося потока жидкости. В этом месте давление понижается и возможно локальное вскипание жидкости с образованием пузырьков паров. При дальнейшем движении потока в случае его торможения происходит обратный переход кинетической энергии потока в потенциальную и локальное давление повышается. Пузырьки пара мгновенно исчезают; если это явление происходит на поверхности твердого тела, то при исчезновении пузырька эта поверхность испытывает локальный гидравлический удар. Разрушение поверхностного слоя металла под влиянием многократных гидроударов называется кавитационной эрозией.

Кавитационная эрозия может наблюдаться на крыльчатках и корпусах центробежных насосов, в рабочих органах регулирующих питательных клапанов РПК и в гибах труб непосредственно за РПК.

Мгновенное исчезновение пузырька пара в воде при повышении локального давления в потоке вызывает образование импульса давления 10^3 МПа, т.е. того же порядка, что и временное сопротивление сталей и сплавов.

При исчезновении пузырьков образуются асимметричные струи жидкости, ударяющие в поверхность металла. Сначала удар вызывает локальную пластическую деформацию поверхности; при многократных ударах инициируются усталостные надрывы и выкрашивание кусочков поверхностного слоя.

В скоплениях пузырьков захлопывания могут происходить одновременно, усиливая разрушающее действие микроструй жидкости.

Параметром потока, определяющим интенсивность кавитационного износа, является отношение

$$K = (p_0 - p_н)(\rho w^2)^{-1},$$

где p_0 — давление в набегающем потоке жидкости; $p_н$ — давление насыщения при температуре потока; ρ — плотность жидкости; w — скорость набегающего потока.

Следует иметь в виду, что область кавитационного разрушения металла может быть пространственно удалена от области образования кавитационных пузырей.

Для изготовления затворов арматуры, работающей при низких (до 350° С) температурах, в качестве основного материала деталей используется углеродистая сталь. Для паровой арматуры, работающей при температуре от 350 до 500° С, обычно применяются низколегированные жаропрочные перлитные стали. Затворы арматуры для пара сверхкритических

параметров изготавливаются из аустенитных нержавеющих сталей.

В связи со все более широким использованием пара высоких и сверхкритических параметров возрастают требования к надежности наплавок уплотнительных поверхностей запорной и регулирующей арматуры. Наплавочные сплавы должны обладать высокой эрозионной и коррозионной стойкостью, термостойкостью, сопротивлением смятию и задиранию. При этом стойкость против эрозионного разрушения в условиях щелевого и ударного воздействия потока среды и коррозионная стойкость должны быть не ниже чем у стали 12Х18Н10Т. Стойкость против задирания поверхности контакта в рабочих условиях должна допускать удельные давления в пределах 60—150 МПа.

Материал затвора не должен быть склонен к слипанию при длительном закрытом положении затвора в рабочих условиях, он должен сохранять структурную стабильность. Коэффициенты линейного расширения наплавочного и основного материалов должны быть близки (во избежание образования трещин от термической усталости термошока). Кроме того, наплавочный материал должен быть достаточно технологичен при наплавке (хорошее сплавление и отсутствие газовых пор и шлаковых включений и трещин) и допускать качественную механическую обработку.

Применяемые наплавочные материалы приведены в табл. 4.4.

Эрозия водой развивается преимущественно в результате разрушения менее прочных структурных составляющих (например, феррита в перлитных сталях). Наличие в металле технологических дефектов (ликвации, микротрещин) неизбежно приводит к ускорению процесса эрозии.

Щелочи, кислоты, растворенные в воде, и газы влияют на эрозионную стойкость. Кислоты ускоряют процесс эрозии, щелочи замедляют ее. Растворенный в металле азот практически не влияет на скорость коррозии; в зависимости от концентрации, скорости потока и свойств металла кислород может и замедлять, и ускорять эрозионное разрушение.

При взаимном перемещении запорных и регулирующих органов, а также штоков в направляющих по поверхности контакта деталей возникает сухое трение и из-за высоких удельных давлений может произойти задирание поверхностных слоев. Явления, возникающие на поверхностях контактирующих деталей, могут быть сведены к взаимодействию сил атомного притяжения оксидных пленок или чистых поверхностей сплавов, а также к взаимному механическому внедрению неровностей поверхности.

В результате схватывания металла перемещаемых поверхностей при сухом трении и наличии высокого удельного давления образуются задиры, которые обусловливают значительный пропуск пара через запорный орган и являются причиной его эро-

Таблица 4.4. **Марка, химический состав, твердость и предельная допуска органов арматуры**

Тип электрода	ГОСТ	Марка сплава	Химический состав			
			C	Mn	Si	
Э-08Х17Н8С6Г	ГОСТ 10051-75*	ЦН-6Л	0,05—0,12	1,0—2,0	4,8—6,4	
Э-13Х16Н8М8СГ4,5	ГОСТ 10051-75*	ЦН-12М	0,08—0,18	3,0—5,0	3,8—5,2	
ПН-ХН80С2Р2	ГОСТ 21448-75*	ПГ-СР2	0,20—0,50	—	2,0—3,0	

зионного износа потоком большой скорости в узком зазоре. Снижение удельных давлений уменьшает вероятность задира, но усложняет проблему уплотнения затвора.

Для уплотнения рабочих органов запорной арматуры требуется приложить к уплотнительным поверхностям определенное удельное давление

$$q_y = q_0 + a\Delta p\sqrt{\frac{b_1}{b_2}},$$

где q_0 — удельное давление, необходимое для уплотнения затвора при отсутствии перепада давлений; a — коэффициент, учитывающий необходимость повышения удельного давления при увеличении перепада давления на запорном органе Δp для сохранения герметичности; b_1 — ширина уплотнения экспериментального клапана, для которого определяется коэффициент a; b_2 — ширина уплотнения проектируемого клапана.

Вероятность образования задира можно также снизить правильным выбором материала контактирующих деталей и технологическими мерами: лучшей механической обработкой и доводкой, а также термической или химико-термической обработкой.

Процесс схватывания на границе раздела уплотнительных органов можно представить как образование общей оксидной пленки на двух неподвижных контактирующих поверхностях. Между сопрягаемыми деталями всегда имеется зазор, который во много раз больше размеров молекул окислителя — пара или кислорода. К площадкам контакта выступов поверхностей по зазору поступает окислитель, который образует общий оксидный слой вокруг них. Протекает также общая коррозия поверхностей в среде пара. Зазор между контактирующими поверхностями становится уже и местами смыкается. В этих местах также образуется общая оксидная пленка.

При взаимном перемещении прижатых друг к другу уплотнительных поверхностей в местах схватывания окисных пленок происходит вырыв металла. В дальнейшем наступает разрушение частицами поверхностных слоев вырван-

емая температура рабочей среды наплавочных материалов уплотнительных

наплавленного металла, %					Твердость, HR_c	Относительная эрозионная стойкость
Cr	Ni	Fe	Прочие элементы	Предельная температура среды, °С		
15,0—18,7	7,0—9,0	Основа	—	540	28—37	0,8—0,9
14,0—19,0	6,5—10,5	Основа	Mo = 3,7 — 7,0 Nb = 0,5 — 1,2	600	38—50	1,01—1,35
12,0—15,0	Основа	5,0	B = 1,5—2,1	600	38—43	2,6—4,5

ных спёкшихся оксидов и металла. По мере взаимного перемещения поверхностей может происходить приработка неровностей и измельчение продуктов износа.

Прямой зависимости между механическими свойствами и стойкостью против задирания установить не удалось. Обычно более твердые сплавы лучше сопротивляются задиранию.

Повышение температуры ускоряет процесс эрозии. Сплавы, сохраняющие твердость до высокой температуры, одновременно сохраняют и высокую износостойкость.

Эрозии частицами золы подвержены конвективные пароперегреватели, экономайзеры и воздухоподогреватели котлов, работающих на твердом топливе (рис. 4.28, *г*). Проблема эрозии тем острее, чем больше забалластировано топливо минеральными негорючими примесями.

Процесс износа поверхности труб поверхностей нагрева котлов твердыми частицами зависит от размеров частиц, скорости, формы и свойств их материала, а также от угла соударения частиц с поверхностью металла. Твердость самих частиц слабо влияет на износ, так как они, как правило, значительно тверже изнашиваемого металла.

Важную роль в разрушении поверхности металла играют процессы микрорезания при «пропахивании» частицами и образование кратеров при ударе. Частицы с острыми гранями вызывают бо́льший износ, чем округлые.

При ударе частицы любой формы о поверхность металла происходит пластическая деформация поверхности с образованием упруго-пластического кратера. При удалении от поверхности кратера в глубь металла степень пластической деформации быстро уменьшается. Картина напоминает результат вдавливания твердого индентера в поверхность металла. Угловатые частицы вытесняют значительно больше металла в выступающий валик, образующийся вокруг кратера. Металл валика в свою очередь легко удаляется при последующих ударах частиц.

При косом ударе частицы золы о поверхность трубы импульс силы разлагается на нормальную и косую составляющие, износ в основном определяется косой составляющей.

Многие авторы считают, что доминирующим механизмом эрозионного разрушения является резание, подобное резанию инструментом металлорежущего станка. Экспериментально установлено [99], что при нормальном ударе абразивной частицы происходит пластическая деформация изнашиваемой поверхности с образованием кратеров и околократерных валиков, расположенных несимметрично. После многократного деформирования происходит отслоение наклепанных частиц металла. Размеры кратера и валика зависят от кинетической энергии частицы и свойств металла трубы.

Эрозионное разрушение труб поверхностей нагрева происходит путем сочетания процессов резания и фрикционной усталости.

Скорость эрозии твердыми частицами обычно измеряется потерей массы или объема на единицу массы воздействующих абразивных частиц. При абразивном износе пластичного материала наибольшая скорость износа наблюдается при косом ударе под углом около 20°.

В зависимости от скорости частиц эрозионный износ возрастает пропорционально от v^2 до v^3, где v — скорость частиц. С увеличением размера частиц скорость износа возрастает.

Температура газового потока и поверхности металла также влияет на скорость износа. Если температура газового потока столь велика, что частицы размягчаются, то износ уменьшается. Процесс может тормозиться образованием слоя отложений на поверхности трубы и ускоряться за счет окисления поверхности металла и скалывания пленки оксидов. Чем тверже изнашиваемый материал, тем медленнее происходит его эрозионный износ твердыми частицами. В первом приближении можно считать, что скорость износа зависит от твердости изнашиваемой поверхности как

$$Q = K/\mathrm{HV},$$

где K — коэффициент, HV — твердость по Виккерсу. Коэффициент постоянен при одинаковых абразиве, его скорости, температуре потока и температуре поверхности металла, а также угле удара частиц.

Если частица абразива раскалывается при ударе о поверхность металла, то износ увеличивается.

Абразивные свойства золы зависят от их химического состава. Зола всех сжигаемых в СССР углей состоит из следующих компонентов: SiO_2 — Al_2O_3 — Fe_2O_3 — CaO — MgO — K_2O — Na_2O.

В большинстве случаев основу зол составляют SiO_2 и Al_2O_3.

Типичными представителями этой первой группы являются экибастузский уголь, донецкие антрациты и тощие угли, подмосковный уголь. Только примерно 20% углей содержат высокий процент CaO и MgO. Типичными представителями этой второй группы являются канско-ачинский, ирша-бородинский, березовский угли и эстонские сланцы.

Зола углей с высоким содержанием SiO_2 и Al_2O_3 более абразивна. Зола углей второй группы, как правило, обладает меньшей абразивностью, но при сжигании таких углей и сланцев возникают проблемы шлакования. При жидком шлакоудалении получается несколько менее абразивная зола, так как она состоит из более округлых оплавившихся частиц. Процесс газовой коррозии практически не влияет на скорость эрозионного износа твердыми золовыми частицами.

Для снижения золового износа при сжигании сильно забалластированных углей предотвращение сильного эрозионного износа труб достигается рациональной компоновкой газоходов и размещением в них поверхностей нагрева, при которых исключаются значительные перекосы расхода дымовых газов и концентрации золы. Скорость газов снижается до 6—7 м/с. От локального золового износа трубы конвективных поверхностей нагрева защищают специальными накладками или путем защиты гибов специальными корытообразными устройствами из перфорированных листов для выравнивания скорости газов в зоне возможного износа. Трубки трубчатых воздухоподогревателей в зоне входа газов защищают надставками и вставками.

Для повышения долговечности конвективных поверхностей нагрева котлов при сжигании забалластированного твердого топлива, дающего абразивную золу, при проектировании снижают скорость газов.

Например, в конвективном газоходе котла П-57 блока мощностью 500 МВт на сверхкритические параметры пара, спроектированного для сжигания экибастузского угля с зольностью около 36%, скорость газов составляет при нормальной нагрузке 6—7 м/с.

Зола экибастузского угля абразивна, имеет острые грани и высокую твердость. В перспективе предстоит освоить сжигание экибастузского угля с зольностью 45—50%.

При сжигании малозольных топлив скорость газов в конвективных поверхностях нагрева может достигать 16—19 м/с. В первую очередь повреждаются трубы, расположенные в местах газохода, где более высока скорость газового потока или выше концентрация золы (газовые коридоры, повороты потока и т. п.).

В шахматных пучках трубы изнашиваются сильнее, чем в коридорных. В коридорных пучках трубы второго и последующих рядов защищены от лобовых ударов частицами золы. В шахматных пучках сильнее всего изнашивается второй ряд труб, так

как первый ряд обдувается потоком газов с пониженной скоростью, а в третьем и последующих рядах скорость золы меньше скорости газов из-за ударов их о трубы.

Труба, разрушившаяся в эксплуатации от эрозии золой, из стали 12Х1МФ переходной зоны котла ТПП-110, показана на рис. 4.29. Место износа находилось около стойки. Сначала произошло утонение стенки, а затем разрушение из-за исчерпания кратковременной прочности. Топливо — подмосковный уголь.

Интенсивность эрозионного износа зависит от температуры и коррозионной агрессивности дымовых газов: чем выше температура и агрессивность газов, тем быстрее происходит окалинообразование и интенсивнее протекает эрозионный износ. Но если температура настолько высока, что зола находится в размягченном состоянии, то эрозионный износ резко замедляется.

Если скорость потока относительно мала, то разрушение поверхности металла происходит преимущественно путем микрорезания и выкрашивания пленки окислов и поверхностного слоя зерен металла. Если скорость велика, то, кроме того, происходит значительная деформация подповерхностных слоев, образование лунок, окруженных валиками, и последующее разрушение этих валиков. Такой механизм характерен для достаточно вязких материалов, какими являются стали для труб поверхностей нагрева. Хрупкие материалы даже при высоких скоростях потока разрушаются с выкрашиванием зерен с поверхности без заметной пластической деформации материала.

Газ, воду или пар, несущие взвешенные твердые частицы, при абразивном износе нельзя рассматривать только как транспортирующую среду, так как газ, вода и пар сами могут изнашивать поверхность. При совместном их действии с твердыми частицами скорость износа сильно возрастает. Образовавшаяся на поверхности пленка оксидов легко удаляется абразивом. Скорость процесса износа в конечном счете определяется механическими свойствами и коррозионной стойкостью изнашиваемого материала; скоростью, размерами, твердостью и остротой

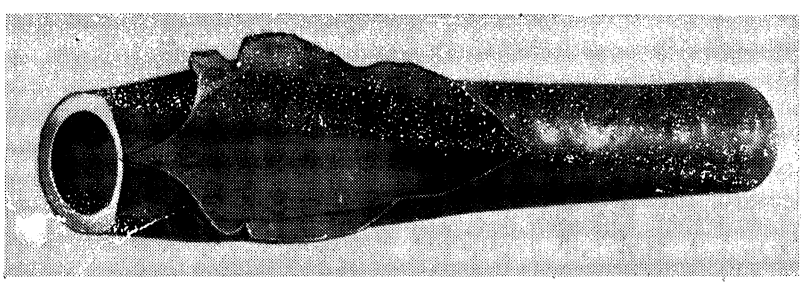


Рис. 4.29. Труба из стали 12Х1МФ переходной зоны котла ТП-110, разрушенная вследствие эрозионного износа золой

граней частиц абразива; скоростью, вязкостью и коррозионной активностью транспортирующей жидкости (воды, газа, пара).

На поверхности детали при интенсивном газоабразивном или гидроабразивном износе образуются периодические углубления волнистой формы, так как за каждым небольшим выступом образуется вихрь, который под действием центробежной силы прижимает зерна абразива к поверхности, ускоряя таким образом износ.

Так, при движении запыленного потока по трубам трубчатого воздухоподогревателя поток завихривается на начальном входном участке. Наиболее интенсивный износ имеет место у входных участков на длине 300—400 мм, где частицы золы несутся завихренным потоком и соответственно интенсивнее ударяются о стенки. Поэтому для защиты входных участков в трубы вставляют сменные защитные вставки из труб несколько меньшего диаметра.

Кроме поверхностей нагрева интенсивному эрозионному износу запыленным потоком подвержены пылепроводы к горелкам и лопатки дымососов. Скорость износа пылепроводов запыленным потоком может достигать 200 мм/год. Лопатки дымососов котлов, работающих на твердом топливе, для уменьшения износа наплавляют твердыми сплавами.

Интенсивно изнашиваются трубы системы пневмо- и гидрозолоудаления, детали багерных и шламовых насосов, перекачивающих пульпу на золоотвалы, и др. Велик износ брони и шаров барабанных мельниц, бил шахтных мельниц и лопастей мелющих вентиляторов. Поэтому эти детали изготавливаются из износостойкой стали Г13Л, содержащей 0,9—1,3% углерода и 11,5—14,5% марганца. Все детали из стали Г13Л изготавливаются отливкой в металлические формы (кокили).

В структуре отливок до термической обработки имеются карбиды, располагающиеся по границам зерен аустенита и определяющие высокую ее износостойкость.

Для устранения хрупкости стали карбиды необходимо растворить; отливки из стали Г13Л закаливаются с температуры 1050—1150° С в воде; при нагреве под закалку карбиды растворяются, а быстрое охлаждение препятствует их обратному выделению. В результате получается пересыщенный углеродом аустенит. Сталь Г13Л сильно упрочняется при наклепе. После закалки твердость стали составляет 180—210 НВ, а после наклепа — 500—550 НВ, что и определяет высокую ее износостойкость. Поэтому сталь Г13Л хорошо сопротивляется износу при больших удельных нагрузках, вызывающих наклеп. При абразивном износе (например, в соплах пескоструйных аппаратов), когда отсутствует вызываемый давлением наклеп, износостойкость этой стали не превосходит износостойкости других сталей с такой же твердостью. Сталь Г13Л плохо поддается обработке резанием,

так как под действием инструмента в зоне резания возникает сильный наклеп.

4.13. Регенерация структуры и свойств перлитных жаропрочных сталей путем восстановительной термической обработки

Расчетный срок службы эксплуатируемого и выпускаемого энергооборудования составляет 100 тыс. ч, что соответствует приблизительно 15—20 годам. Ограничения по расчетному сроку службы вызваны процессом ползучести и опасностью разрушения от исчерпания длительной прочности металла элементов, работающих при высоких температурах под напряжением.

За расчетный срок службы не происходит морального старения оборудования.

Вследствие высоких запасов прочности, заложенных в конструкции при проектировании, в ряде случаев оказывается возможным продление надежной эксплуатации энергооборудования сверх расчетного срока службы. Это относится, в частности, к паропроводам, выполненным из сталей 12МХ и 15ХМ и эксплуатируемым при 500—510° С.

В то же время паропроводы, выполнявшиеся из сталей 12МХ и 15ХМ и эксплуатировавшиеся при 530—535° С, пришлось заменять через 100 тыс. ч из-за образования трещин на гибах. Паропроводы ∅ 273×15 мм из стали 12Х1МФ, спроектированные на 510° С и давление 10—11 МПа, заменены более толстыми до достижения расчетного срока службы.

Периодически по результатам измерений остаточной деформации, производимых в процессе эксплуатации, заменяют отдельные трубы, накопившие остаточную деформацию более 0,5% за 50 тыс. ч или более 1% за 100 тыс. ч. Такая замена производилась на Березовской ГРЭС, Заинской ГРЭС, Витебской ТЭЦ, ТЭЦ № 23 Мосэнерго и др. Замена труб осуществляется также и в случае существенных структурных изменений, приводящих к ухудшению прочностных показателей их металла или снижению пластичности.

В ряде случаев полная замена энергооборудования на новое затруднена из-за отсутствия свободных площадей на ТЭЦ, расположенных в черте плотной застройки городов.

Для замены паропроводов требуются дефицитные трубы и загружаются производственные мощности котлостроительных заводов, предназначенные для выпуска нового оборудования. Операция замены трудоемка, но в то же время ее можно избежать в случае своевременного проведения восстановительной термической обработки металла труб.

Восстановительная термическая обработка — способ обеспечения высокой эксплуатационной надежности длительно эксплуа-

тируемого оборудования. Применительно к паропроводам и элементам энергооборудования из перлитных жаропрочных сталей 12Х1МФ, 15Х1М1Ф, 12МХ, 15ХМ и 16М восстановительная термическая обработка представляет собой режим термической обработки с полной фазовой перекристаллизацией.

Термин «надежность» здесь применяется в широком смысле и означает свойство изделия выполнять заданные функции, сохраняя свои эксплуатационные показатели в заданных пределах в течение требуемого промежутка времени или требуемой наработки.

С помощью восстановительной термообработки достигается устранение глубоких изменений структуры и свойств металла паропроводов, происшедших в процессе длительной эксплуатации под воздействием высоких температур и напряжений.

Восстановительная термообработка позволяет регенерировать структуру и свойства долго работавшего металла, когда металл не может обеспечить дальнейшую надежную эксплуатацию. Этот метод можно применять для регенерации структуры и свойств металла элементов котлов, которые эксплуатировались при температурах выше расчетных и выработали досрочно ресурс. На основании общих представлений о превращениях, происходящих в перлитных сталях при нагреве и охлаждении, следует ожидать, что перевод легирующих элементов из карбидов обратно в твердый раствор и получение оптимальной структуры возможны при нагреве до температуры выше точки Ac_3, выдержке при этой температуре, охлаждении с заданной скоростью и, если будет необходимость в этом, и при последующем отпуске. Последняя операция необходима не для всех перлитных сталей. Однако достаточно полных исследований механизма фазовых превращений в долго работавшем металле до настоящего времени проведено не было.

Менее очевидно, что в результате такой термической обработки удастся устранить повреждения кристаллической решетки и залечить поры, образовавшиеся при ползучести. Рассмотрим, какие предпосылки существуют для этого.

В процессе нагрева, выдержки при высокой температуре и последующего охлаждения перлитных сталей после длительной эксплуатации происходят превращения, аналогичные тем, которые наблюдаются в этих сталях до эксплуатации. Но длительная эксплуатация при высокой температуре и напряжения, вызывающие ползучесть, определяют глубокие изменения микроструктуры и субструктуры, которые накладывают определенный отпечаток на процессы фазовых превращений. Коагуляция карбидов, негомогенность твердого раствора, наличие дислокационной структуры, вызванной ползучестью, и пористости также определяют особенности фазовых превращений, которые протекают при восстановительной термообработке.

Проведены тщательные исследования фазовых и структурных превращений металла четырех патрубков из сталей 12Х1МФ, 12МХ, 16М и стали 20, которые разрушались по разным причинам в эксплуатации по прошествии от 17 до 100 тыс. ч из-за исчерпания длительной прочности. Установлено, что аустенитные зерна зарождаются по границам ферритных зерен. Прослежена кинетика растворения карбидов, установлено, что размер аустенитных зерен близок к размеру ферритных зерен, из которых они образовались. Поры, выходящие на поверхность, подвергаются вакуумному растравливанию, поры в объеме металла заращиваются. Однократный нагрев до 950—1000° С обеспечивает заращивание пор размером до 2—4 мкм.

Восстановительная термическая обработка привела к регенерации микроструктуры, видимой под оптическим микроскопом. Были полностью ликвидированы последствия сфероидизации. Исследования микроструктуры сталей 12Х1МФ, 15ХМ и 12МХ нескольких десятков паропроводов после различных стадий сфероидизации и накопления повреждаемости (вплоть до разрушения) как после эксплуатации, так и после восстановительной термической обработки показали, что во всех случаях после термообработки с полной фазовой перекристаллизацией получается оптимальная или близкая к оптимальной с точки зрения обеспечения жаропрочности микроструктура (рис. 4.30).

На паропроводах свежего пара ряда блоков сверхкритического давления мощностью 300 МВт установлены трубы из стали 15Х1М1Ф с низкой ударной вязкостью (около 10—20 Дж/см^2). Металл труб после 25 тыс. ч эксплуатации обладает низкой деформационной способностью — при времени до разрушения 5—10 тыс. ч относительное удлинение снижается до 0,3—0,5%. Структура состоит из одной промежуточной составляющей. Путем восстановительной термической обработки с полной фазовой перекристаллизацией получена оптимальная структура, состоящая из феррита и промежуточной составляющей и обес-

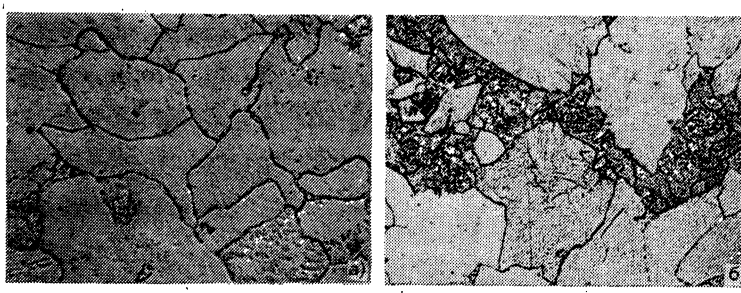


Рис. 4.30. Влияние восстановительной термической обработки на микроструктуру металла паропроводных труб из стали 12Х1МФ, ×500:
а — труба вырезана из паропровода через 28 тыс. ч эксплуатации вследствие ускоренной ползучести; *б* — то же после восстановительной термической обработки

печивающая хороший комплекс всех показателей эксплуатационной надежности.

Рассмотрим возможные механизмы залечивания субмикроскопических и микроскопических пор и произведем оценку вклада каждого из этих механизмов в общий эффект.

Поры могут залечиваться спеканием, выпадением вторичных и третичных фаз на свободной поверхности из-за уменьшения растворимости, а также при образовании новых фаз в процессе фазовой перекристаллизации.

Спекание пор происходит при нагреве до высоких температур из-за тенденции к уменьшению свободной поверхности под влиянием капиллярных сил.

На поверхности поры, образовавшейся в процессе ползучести в перлитной жаропрочной стали, действует капиллярное давление, вызванное наличием поверхностного натяжения и кривизной. В тех местах, где радиус кривизны меньше, это давление больше.

Устранение поры происходит заполнением атомами из объема металла с образованием в нем вакансий. Каждой температуре соответствует своя равновесная концентрация вакансий: чем выше температура, тем больше вакансий. Под концентрацией вакансий понимается отношение числа свободных узлов к числу всех узлов кристаллической решетки. Концентрация вакансий C при постоянной температуре может быть определена по уравнению $C = e^{-\frac{UR}{T}}$, где U — энергия активации образования вакансий; T — абсолютная температура; R — универсальная газовая постоянная.

При повышении температуры стали реально существующее число вакансий будет отставать от равновесного и колонии вакансий будут растворяться в металле. В процессе последующего охлаждения избыточные вакансии окажутся рассредоточенными по всему объему и постепенно исчезнут, как они обычно исчезают при охлаждении.

Для рассредоточения относительно малых колоний вакансий потребуются нагрев до меньших температур и меньшие выдержки, чем для рассредоточения крупных колоний вакансий.

Оценку радиуса полностью заращиваемой путем спекания поры можно произвести по формуле

$$R_0 = \sqrt[3]{\frac{6D_0 \exp\left(-\frac{E}{RT}\right)\alpha A_{\mathrm{Fe}}\,\tau}{kTd_{\mathrm{Fe}}\,N_A}}, \qquad (4.4)$$

где D_0 — постоянная коэффициента самодиффузии; E — энергия активации самодиффузии; R — универсальная газовая постоянная; T — абсолютная температура; α — коэффициент поверхностного натяжения; A_{Fe} — атомная масса железа; τ — время вы-

держки при спекании; k — константа Больцмана; d_{Fe} — плотность железа при температуре спекания; N_A — число Авогадро.

На основании расчетов, проведенных по формуле (4.4), построена номограмма, с помощью которой легко определить радиус заращиваемой в аустените поры в зависимости от температуры и продолжительности выдержки при восстановленной термической обработке (рис. 4.31). В частности, показано, что для заращивания путем спекания поры с радиусом $1{,}11 \cdot 10^{-3}$ мм (диаметром около 2 мкм) при температуре 1000° С требуется часовая выдержка. Такая пора (при увеличении $\times 2000$) имеет диаметр около 4,4 мм.

При восстановительной термической обработке пора, находящаяся на границе аустенитных зерен, сокращается в своих размерах путем смыкания границ, так как свободная энергия границы аустенитных зерен меньше свободной энергии поверхности поры.

В процессе выдержки, согласно уравнению (4.4), неровности поры, имеющие минимальный радиус кривизны, должны устраняться в первую очередь. Это соответствует экспериментальным данным, пора смыкается, а границы ее спрямляются.

Из уравнения (4.4) следует, что процесс спекания особенно эффективен в начальный период, когда заращиваются поры малого размера. Затем процесс замедляется. Радиус наибольшей устраняемой путем спекания поры пропорционален только корню кубическому из времени выдержки.

Возможность повышения температуры для ускорения залечивания пор ограничена интенсивным ростом аустенитного зерна,

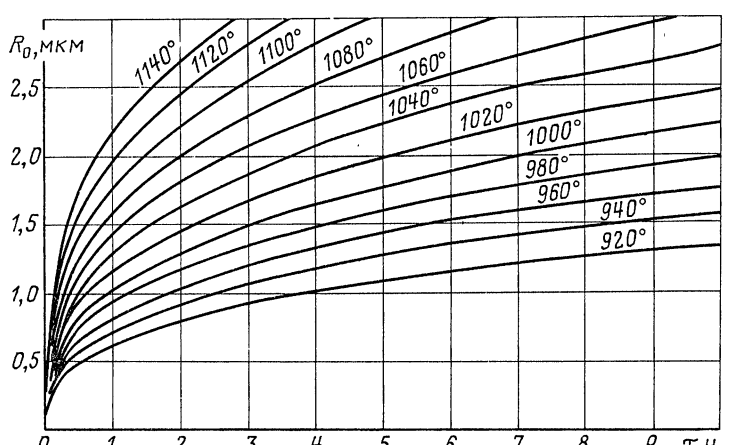


Рис. 4.31. Зависимость радиуса полностью заращиваемой поры в перлитной паропроводной стали от температуры нагрева и продолжительности выдержки (сталь 12Х1МФ)

который приводит в дальнейшем к укрупнению вторичных зерен феррита, перлита и промежуточной составляющей и снижению длительной пластичности. При необходимости заращивания пор большого размера целесообразно проводить двойную нормализацию: первую при температурах 1050—1100° С (или даже выше) для заращивания пор и ускорения гомогенизации аустенита из-за диффузии; вторую — при температурах, обычно используемых при термической обработке металла в исходном состоянии, для получения оптимальных размеров зерна и рисунка микроструктуры.

Расчеты, выполненные для оценки возможного влияния фазовой перекристаллизации и влияния выпадения вторичных и третичных фаз на процесс заращивания пор, показали, что ведущую роль играет превращение аустенита в феррит, происходящее с увеличением объема. Результаты расчетов и измерения плотности удовлетворительно согласуются между собой.

Возможность полного заращивания субмикроскопических пор в перлитных жаропрочных сталях при восстановительной термической обработке с полной фазовой перекристаллизацией показана расчетным путем и подтверждена при помощи эксперимента путем просмотра большого количества (нескольких сотен) границ зерен с использованием оптической и электронной микроскопии.

Таким образом, восстановительная термическая обработка эффективна в том случае, если в металле не образовались видимые под оптическим микроскопом поры. В качестве критического размера заращиваемой поры можно принять пору диаметром 2 мкм. При отсутствии таких пор целесообразно проводить восстановительную термическую обработку для повышения надежности элементов энергооборудования. При наличии микроскопических пор размером 2 мкм и более термообработку проводить не следует.

При восстановительной термической обработке происходит наследование трансформированной субструктуры ферритных зерен.

Важным представляется вопрос о возможности возвращения легирующих элементов из карбидов в твердый раствор. Для проверки эффективности этого процесса исследован металл ряда труб из сталей 15Х1М1Ф, 12Х1МФ, 12МХ, 15ХМ и 16М, в котором при эксплуатации произошли наиболее глубокие изменения, а процесс накопления легирующих элементов в карбидах зашел возможно дальше. Во всех случаях после термообработки обеспечено содержание молибдена и хрома в карбидах на том же уровне, что и в металле труб соответствующей марки стали в исходном состоянии.

При выборе режимов восстановительной термической обработки определенный интерес представляет кинетика растворения

карбидов в процессе изотермической выдержки. С этой целью выполнены исследования кинетики изменения количества и фазового состава карбидов в образцах металла прямого участка и гиба паропроводной трубы из стали 12Х1МФ, эксплуатируемой при температуре 565° С на ТЭЦ № 23 Мосэнерго и демонтированной после 42,3 тыс. ч эксплуатации в связи с ускоренной ползучестью.

После эксплуатации карбидная фаза состояла из $Me_{23}C_6$, МеС и Me_7C_3. Образцы помещались в печь, имеющую температуру 950, 975 или 1000° С, и выдерживались в течение различных промежутков времени. Затем закаливались в воде для фиксирования в виде мартенсита или бейнита аустенитной составляющей. Одновременно на этих образцах исследовался состав карбидной фазы [89].

Изменения состава карбидной фазы в металле прямого участка и гиба практически одинаковы. Первым растворился или претерпел изменения карбид Me_7C_3. Нитрид ванадия не растворяется даже при длительном нагреве до 1000° С. Доказательством, что нерастворившаяся фаза является практически чистым нитридом ванадия, служит то, что фаза имеет параметр решетки, равный 4,13 Å (карбид ванадия VC имеет параметр решетки 4,158 Å, а чистый нитрид ванадия VN — 4,137 Å, некоторое отличие в величине параметра обусловлено тем, что в стали 12Х1МФ нитрид ванадия имеет растворенные примеси).

Мелкодисперсные нитриды ванадия, выпадающие по дислокациям, способствуют сохранению трансформированной дислокационной структуры феррита при восстановительной термической обработке, несмотря на наличие полной фазовой перекристаллизации. Этот эффект аналогичен эффекту высокотемпературной термомеханической обработки. Но его влияние на механические свойства металла после эксплуатации и восстановительной термической обработки значительно слабее.

Аналогичные исследования, проведенные на металле прямых участков и гибов из стали 12МХ и 15ХМ, показали, что пятиминутной выдержки при 950° С достаточно для полного растворения в них карбидов. Это объясняется лучшей растворимостью карбидов $Me_{23}C_6$ и Me_3C, не содержащих ванадия.

В процессе охлаждения аустенита и затем феррита из-за уменьшения растворимости легирующих элементов при снижении температуры происходит выпадение мелкодисперсных карбидов (аналогично тому, как это происходит и при нормализации металла в исходном состоянии).

В результате осуществления восстановительной термической обработки возможно получение оптимальной микроструктуры жаропрочных перлитных сталей.

Проведены исследования механических свойств при комнат-

ной и рабочих температурах металла элементов паропроводов и коллекторов котлов после различных сроков эксплуатации и после восстановительной термической обработки. В результате термообработки прочностные свойства при комнатной температуре обычно повышаются, а пластические несколько снижаются. Влияние восстановительной термической обработки на механические свойства, определяемые при растяжении при комнатной температуре, противоположно влиянию эксплуатации на эти свойства.

Восстановительная термическая обработка существенно повышает ударную вязкость в тех случаях, когда она была на низком уровне, и слабо влияет на нее, когда она была на среднем или высоком уровне.

Временное сопротивление при рабочей температуре после восстановительной термической обработки сильно возрастает и в ряде случаев превышает значения, характерные для металла в исходном состоянии. Предел текучести при рабочей температуре после восстановительной термической обработки имеет тенденцию к повышению. Это повышение тем заметнее, чем ниже предел текучести после эксплуатации.

Пластические свойства при рабочей температуре в результате проведения восстановительной термической обработки несколько снижаются, оставаясь на достаточно высоком уровне.

Характерно, что отношение $\sigma_в^{510}/\sigma_в^{20}$ для сталей 12МХ и 15ХМ после эксплуатации в течение 108—114 тыс. ч и восстановительной термической обработки повышается до 0,91—0,96 против 0,56—0,72 после эксплуатации такой же длительности. Напомним, что в исходном состоянии отношение $\sigma_в^{510}/\sigma_в^{20}$ для сталей 12МХ и 15ХМ находится в пределах 0,68—0,89.

Таким образом, отношение $\sigma_в^{510}/\sigma_{в_а}^{20}$ для сталей 12МХ и 15ХМ после восстановительной термической обработки получается несколько выше, чем в исходном состоянии. Аналогичное, но несколько менее контрастное повышение отношения $\sigma_в^{t}/\sigma_в^{20}$ после эксплуатации и восстановительной термической обработки по сравнению с исходным состоянием наблюдается для сталей 12Х1МФ и 15Х1М1Ф.

Испытания на длительную прочность стали 20 с использованием промежуточной восстановительной термической обработки показали, что применение восстановительной термической обработки приводит к существенному увеличению времени до разрушения.

Проведено также исследование восстановительной термической обработки на длительную прочность металла паропроводных труб, длительно находившихся в эксплуатации. Испытанию подвергался металл паропроводов после длительной эксплуатации, а также после эксплуатации и восстановительной термической обработки.

Материалом исследования служил металл труб после эксплуатации продолжительностью до 100—180 тыс. ч или демонтированных из-за ускоренной ползучести. Проверено влияние восстановительной термической обработки на жаропрочность всех перлитных жаропрочных сталей, используемых для изготовления паропроводов: 12Х1МФ, 15Х1М1Ф, 12МХ, 15ХМ и 16М.

Во всех случаях восстановительная термическая обработка приводила к существенному повышению времени до разрушения при высоких уровнях напряжений и, как правило, несколько в меньшей степени влияла на время до разрушения при умеренных нагрузках, т. е. эффект восстановительной термической обработки имел обратный характер по отношению к влиянию длительной эксплуатации при высокой температуре. Наблюдалось существенное повышение экстраполированного в координатах $\lg\sigma - \lg\tau$ предела длительной прочности за 100 тыс. ч.

Положительное влияние восстановительной термической обработки на предел длительной прочности имеет место даже в том случае, когда труба разрушилась от исчерпания длительной прочности и когда трудно рассчитывать на полное залечивание повреждений в структуре металла.

Длительная пластичность, определяемая по относительному удлинению, в результате проведения восстановительной термической обработки в большинстве случаев несколько снижается, но остается на вполне удовлетворительном уровне. В некоторых случаях термообработка практически не сказывалась на длительной пластичности.

Способ осуществления нагрева при восстановительной термической обработке (печной или индукционный) не влияет на структуру и свойства, которые определяются только термическим циклом.

Выше рассматривалось влияние восстановительной термической обработки на длительную прочность металла образцов, вырезанных из патрубков длительно работавших труб и из таких же патрубков, подвергнутых восстановительной термической обработке.

Проведено также исследование влияния восстановительной термической обработки на конструкционную длительную прочность трубчатых образцов, подвергнутых обычному старению и старению под напряжением, которое имитировало эксплуатацию.

Образцы трубы из стали 12Х1МФ промышленной партии испытаны на длительную прочность под внутренним давлением в исходном состоянии, после старения при 590° С в течении 6000 ч без напряжения, без старения при 590°С и напряжении 70 МПа в течение 6000 ч, а также после старения под напряжением и восстановительной термической обработки.

В исходном состоянии предел длительной прочности, определенный экстраполяцией на 10^5 ч, составил 62 МПа, что неплохо

согласуется со средними значениями по справочным данным. После старения и старения под напряжением в течение 6000 ч при 590° С предел длительной прочности за 100 тыс. ч понизился до 47 МПа. Заметных различий между длительной прочностью образцов, прошедших старение и старение под напряжением, не наблюдается.

Восстановительная термическая обработка, проведенная по тому же режиму, что и термическая обработка в исходном состоянии, привела к восстановлению конструкционной длительной прочности трубчатых образцов, прошедших старение под напряжением. Точки после восстановительной термической обработки ложатся на ту же прямую, что и точки для исходного состояния (рис. 4.32).

Таким образом, доказана эффективность восстановительной термической обработки для восстановления конструкционной длительной прочности труб, работающих под внутренним давлением в условиях ползучести (в частности, для паропроводных труб).

Значительный интерес представляет влияние восстановительной термической обработки по циклу с полной фазовой перекристаллизацией на структуру и работоспособность сварных соединений перлитных сталей.

В сварных соединениях из сталей 12Х1МФ и 15Х1М1Ф под воздействием термического цикла сварки на участке зоны термического влияния, который нагревался в районе точки Ac_1, образуется мягкая прослойка, а на участке сварного соединения, который нагревался выше точки Ac_1 — прослойка повышенной твердости. Отпуск устраняет прослойку повышенной твердости; мягкая же прослойка остается.

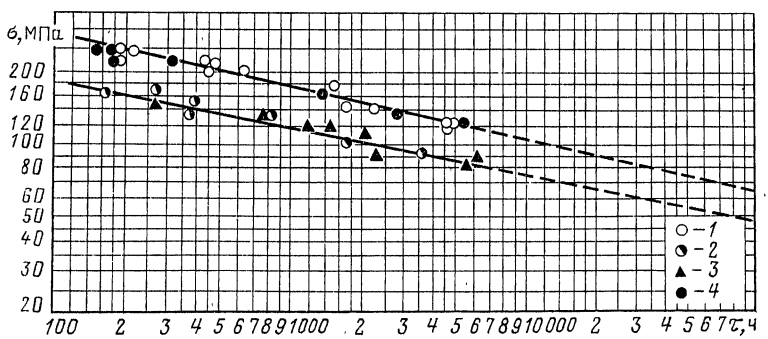


Рис. 4.32. Влияние восстановительной термической обработки на конструкционную длительную прочность патрубков из стали 12Х1МФ при нагружении внутренним давлением:

1 — исходное состояние; *2* — образцы, состаренные без напряжения; *3* — образцы, состаренные под напряжением, *4* — образцы, состаренные под напряжением и подвергнутые восстановительной термической обработке

Двойная термическая обработка сварных соединений паропроводных труб из сталей 12Х1МФ и 15Х1М1Ф по режиму нормализации и нормализации с отпуском снимает неравномерность структуры и наклеп, который возникает из-за термомеханического цикла сварки.

Исследования микроструктуры показали, что зона термического влияния после термообработки по полному циклу исчезает. Структура металла сварных соединений становится однородной.

Длительная прочность сварных соединений из стали 12Х1МФ, выполненных электродами ЦЛ-20М, после восстановительной термической обработки по полному термическому циклу такая же, как у основного металла или может быть ниже приблизительно на 20%.

Проведенные испытания на длительную прочность сварных соединений из сталей 12МХ и 15ХМ после восстановительной термической обработки продолжительностью до 7—10 тыс. ч показали, что такие сварные соединения обладают жаропрочностью на уровне основного металла в состоянии после восстановительной термической обработки.

Испытания на изгиб с равномерной скоростью деформации выполнены по методике, предложенной В. Н. Земзиным (НПО ЦКТИ). Эти испытания позволяют оценить склонность сварных соединений к локальным разрушениям. Испытания проводились при 550 и 600° С со скоростью 0,6%/ч, чтобы спровоцировать локальное разрушение. Сварное соединение оказалось не склонным к локальным разрушениям как после эксплуатации, так и после восстановительной термической обработки.

Так как при расчете паропроводов из сталей 12Х1МФ применяется коэффициент прочности $\varphi_{св} = 0{,}8$, а сварные соединения из сталей 12МХ и 15ХМ после восстановительной термической обработки по полному термическому циклу практически равнопрочны с основным металлом, то при осуществлении такой термической обработки паропроводов из этих сталей можно не проводить переварку сварных соединений труб. Сварные соединения на трубах из стали 15Х1М1Ф необходимо переварить.

После восстановительной термической обработки следует осуществлять ультразвуковой контроль сварных соединений и внешний осмотр гибов.

В частном случае, когда паропровод имеет протяженные прямые участки и малое количество гибов, возможен вариант восстановительной термической обработки одних гибов как наименее надежных элементов паропровода.

В результате комплекса проведенных исследований рекомендуются режимы восстановительной термической обработки при осуществлении нагрева печным и индукционным способом для

всех используемых в СССР паропроводных труб перлитных сталей (табл. 4.5).

В зависимости от конкретных условий на электростанции и в энергосистеме, а также наличия заводов, имеющих большие печи для термической обработки труб паропроводов, возможны следующие варианты осуществления восстановительной термической обработки:

термическая обработка штатного паропровода в термических печах;

термическая обработка в печах с созданием сменного комплекта труб или паропроводов;

термическая обработка индукционным нагревом с демонтажем на электростанции;

термическая обработка индукционным нагревом без демонтажа непосредственно на месте установки паропровода (с разрезкой замыкающих стыков и снятием тепловой изоляции).

Последние два способа не требуют транспортировки трубопровода на завод, при их реализации нет необходимости в уникальном печном оборудовании и осуществляются они силами электростанции и ремонтного персонала районного энергоуправления.

В результате выполнения комплекса научно-исследовательских работ, направленных на создание режимов и оборудования для восстановительной термической обработки, а также обобщения накопленного положительного опыта применения этого способа регенерации структуры и свойств жаропрочных перлитных сталей разработано «Временное положение о проведении восстановительной термической обработки паропроводов, отработавших ресурс» (Союзтехэнерго, 1978). Это положение опреде-

Таблица 4.5. **Типовые режимы восстановительной термической обработки паропроводных труб из перлитных сталей**

Марка стали	Способ нагрева	Нормализация		Отпуск	
		Температура, °С	Время, мин	Температура, °С	Время, мин
20	Печной	920—950	60	—	—
	Индукционный	920—960	30	—	—
16М	Печной	920—950	60	—	—
	Индукционный	920—960	30	—	—
12МХ и 15ХМ	Печной	950—980	60	670—690	2,0
	Индукционный	950—1000	35	—	—
12Х1МФ	Печной	1000—1030	60	710—740	3,0
	Индукционный	980—1030	35	710—740	1,0
15Х1М1Ф	Печной	1020—1050	60	730—760	10,0

ляет порядок, организацию и режимы проведения восстановительной термической обработки и распространяется на трубы паропроводов из сталей 12МХ, 15ХМ, 12Х1МФ и 15Х1М1Ф с расчетной температурой пара 450° С и выше, которые не могут быть допущены к эксплуатации после расчетного срока службы. Восстановительная термическая обработка при этом рассматривается как ремонтная операция.

4.14. Анализ причин повреждений котлов и трубопроводов и некоторые типичные дефекты

Анализ повреждений проводится для установления причин их возникновения, выработки предложений по объему и технологии ремонта, а также для разработки рекомендаций по предупреждению возникновения аналогичных повреждений в процессе дальнейшей эксплуатации. Возможны случаи, когда в результате исследований будет сделан вывод о нецелесообразности ремонта объекта и о необходимости замены его новым или коренной реконструкции.

Повреждения, обнаруживаемые при внешнем и внутреннем осмотрах и периодическом контроле металла и сварных соединений, могут являться следствием ряда причин, основными из которых являются:

дефекты металлургического производства в трубах, листе, отливках или поковках;

технологические дефекты, возникшие при производстве оборудования на заводе-изготовителе или при монтаже (дефекты сварки, трещины, надиры и надрывы в штампованных деталях; пористость, трещиноватость, усадочные раковины и другие дефекты в литых деталях; отклонение от заданных геометрических размеров сверх допусков в элементах оборудования и сварных швах и др.);

отклонения от условий эксплуатации, предусмотренных проектом (превышение температуры, давления, периодическое попадание холодной среды на горячую поверхность металла, чрезмерно высокие скорости среды и др.);

наличие неучтенных при проектировании особенностей эксплуатации и неудачных конструкторских решений;

некачественный ремонт элементов котлов, сосудов и трубопроводов.

Исследования повреждения целесообразно начинать с осмотра детали на месте, до ее вырезки или ремонта. Если позволяют условия, то следует место повреждения (дефект) сфотографировать. Необходимо четко зафиксировать место расположения дефекта и его ориентацию (для поверхности нагрева — по высоте, расстоянию от стенки; лобовая или тыльная образующая и др.).

Большую помощь в определении причины разрушения может оказать сравнение внешнего вида излома с исследованными ранее случаями, в частности с описанными в технической литературе. Важен систематический обзор дефектов металлургического производства в слитках, толстом листе, прутковой стали, штамповках и трубах.

Примером может служить атлас дефектов [41]. Атлас содержит большое количество иллюстраций, а также анализ причин возникновения дефектов и рекомендации по их предупреждению. Анализу вида изломов в связи с причинами разрушения посвящена книга Фридмана и др. [123] (к сожалению, в ней не учитывается возможное коррозионное и эрозионное воздействие внешней среды). Анализ повреждений сосудов и трубопроводов в промышленности США приводится в [74].

Влияние качества металлургических полуфабрикатов, выполнения технологических операций и условий эксплуатации на надежность элементов котлов и трубопроводов на основе отечественного опыта отражено в [8, 32, 37].

При разрушении трубы или листа из-за дефектов металлургического производства, а также при разрушении сварных соединений из-за больших технологических трещин, непроваров, подрезов или шлаковых включений причину повреждений установить легко. Свищи и разрывы образуются непосредственно по дефектам. Поверхности несплошности в месте заката, трещины металлургического производства или горячей трещины в сварном шве покрыты окалиной. От них начинаются свежие изломы. Деформация в месте разрушения минимальная, так как сечение сильно ослаблено дефектом, который также играет роль концентратора напряжений. Часто в металле, прилегающем к месту разрыва, наблюдается скопление неметаллических включений.

Обследование повреждения желательно проводить сразу после обнаружения дефекта, так как со временем возможно окисление изломов или механическое удаление оксидов (например, валиков оксидов, выступающих из трещин).

Если излом окислился, то его можно «освежить» специальным травлением, в результате которого четко обозначаются более темная окисленная зона замедленного разрушения и более светлая зона дорыва. Методики осветления изломов изложены в [62].

Определенную помощь в установлении причин повреждений приносит измерение геометрических размеров трубы или листа. При превышении давления или кратковременном значительном перегреве сверх допустимых по расчету происходит большая пластическая деформация.

При разрушении трубы от кратковременного перегрева около места разрыва сильно увеличивается диаметр и утоняется стенка. Кромки бывают скошены под углом 45°, так как металл пла-

стичен, и разрушение наступает за счет среза по плоскости максимальных касательных напряжений. Трещина всегда продольная, так как тангенциальные напряжения от внутреннего давления в 2 раза превышают осевые. Труба обычно имеет большое раскрытие. Силой реакции струи, вытекающей из места разрыва, труба может оказаться сильно погнутой. Внутренняя поверхность чистая, так как струя смывает отложения.

При длительном перегреве по сравнению с расчетной температурой разрушение сопровождается незначительным увеличением диаметра в месте разрыва и небольшим утонением кромок, а на лобовой образующей наружной поверхности появляется сетка продольных трещин.

Типичные причины перегрева: забитие труб — полное или частичное — шаром для прогонки поверхности нагрева после сварки; забитие сварочным гратом; забитие случайными предметами, попавшими в пароводяной тракт котла при монтаже или ремонте; нарушение гидродинамики и, как следствие, пониженный расход через отдельные змеевики; отложение на внутренней поверхности солей или оксидов; нарушение аэродинамики или сильный перекос температур по газовому тракту.

Разрушения труб в эксплуатации могут происходить также и при замерзании в них воды. Это случается при ремонтах и монтаже в зимних условиях. Чаще повреждения труб от размораживания наблюдаются на трубах экономайзеров, в недренируемых трубах пароперегревателей.

При повреждении деталей от размораживания периметр их увеличивается мало, разрыв, как правило, хрупкий, располагается вдоль трубы. Структурных изменений не наблюдается.

При многоцикловом нагружении, коррозионном или коррозионно-механическом разрушении макроскопическая деформация практически отсутствует. Коррозия вызывает местное уменьшение толщины стенки с образованием на поверхности продуктов коррозии. Эрозия также вызывает утонение стенки, но при этом продукты износа уносятся потоком разрушающей среды. Измеренные толщины стенок и диаметры следует наносить на схему поврежденного участка; сравнивать их необходимо с требованиями технических условий на поставку трубы, листа и пр.

Одновременно с осмотром рекомендуется ознакомиться с чертежами (нет ли отступлений), сертификатными данными на материалы, записями в шнуровых книгах и паспортах. Необходимо также опросить эксплуатационный и ремонтный персонал об особенностях эксплуатации и ремонта поврежденных элементов.

При массовых повреждениях однотипных элементов их полезно наносить на чертеж изделия. Например, при многократных повреждениях труб в одной и той же поверхности нагрева мощного парового котла наглядная картина, помогающая ана-

лизу, получается при нанесении мест разрыва на формуляр (схематический чертеж) поверхности нагрева [37].

При необходимости получения экспресс-заключения образцы металла отбирают сразу для механических испытаний и химического анализа. Если из изделия вырезан кусок металла с повреждением, то эта задача относительно легкая. Следует только предусмотреть, чтобы на изготовление образцов для механических испытаний и образцов для спектрального анализа или стружки для химического анализа не использовать металл, который может дать ценную информацию при металлографическом исследовании.

Иногда поврежденный участок металла не вырезают. Его выбирают и подваривают. Но при этом требуется исследовать механические свойства металла, химический состав и микроструктуру. Аналогичная ситуация иногда возникает при обследовании барабанов долго работавших котлов. В этом случае из обечайки сосуда или барабана вдали от сварных швов, полей отверстий под трубы или других концентраторов напряжений вырезают механическим способом диск диаметром около 100 мм так, чтобы затем на его место можно было бы установить заглушенный штуцер с внутренним диаметром менее 100 мм. В этом случае согласно Правилам по котлам [1] рентгенографический или ультразвуковой контроль сплошности шва не требуется. Диск обычно высверливают по контуру или вырезают специальной корончатой фрезой. Из него изготавливают образцы.

При необходимости исследования только химического состава стружку набирают путем засверловки или фрезерования. Если при этом толщина стенки меньше предельной толщины, требуемой по условию прочности, или возникает опасная концентрация напряжений, то производят подварку места выборки электродуговой сваркой. Усиление подварки целесообразно снять механической обработкой заподлицо с основным металлом.

Контроль микроструктуры можно выполнить прямо на изделии, применяя переносной микроскоп или используя метод реплик.

Если металл работает при температуре не выше 250° С, то можно ограничиться исследованиями механических свойств при комнатной температуре. Если температура эксплуатации металла выше 250° С или если повреждение произошло при минусовой температуре, то необходимо проверить механические свойства металла при этих температурах.

Как правило, механические испытания включают определение твердости металла, испытания на растяжение с определением временного сопротивления, предела текучести (физического или условного), относительного удлинения и поперечного сужения, а также испытания на ударную вязкость (обычно на образцах с круглым надрезом радиусом 1 мм).

Результаты испытаний сравнивают с требованиями технических условий, по которым поставлен металл. При этом не следует забывать, что длительная эксплуатация при высоких температурах вызывает как бы доотпуск металла, т. е. возможны некоторое снижение прочностных показателей и повышение пластических. Косвенным показателем снижения работоспособности при высокой температуре служит уменьшение отношения временного сопротивления при рабочей температуре к временному сопротивлению при комнатной. Это соотношение тем ниже, чем выше рабочая температура металла. Снижению отношения временных сопротивлений при рабочей и комнатной температурах обычно соответствует уменьшение предела длительной прочности.

Критические величины соотношений временных сопротивлений для сталей 12МХ и 15ХМ при температурах 500—510° С составляют 0,60, для стали 12Х1МФ при 560—570° С — 0,48, для этой же стали при 540—545° С — 0,55, при 500—510° С — 0,58. Если получена меньшая величина, то есть основание считать, что жаропрочность ниже расчетной.

Исследования химического состава металла проводят аналитическим или спектральным методом. Для определения содержания углерода, серы и фосфора чаще применяется химический анализ, а содержание марганца, кремния и легирующих элементов определяют спектральным методом.

Результаты химического анализа также сравнивают с требованиями технических условий на поставку металла. При этом не следует забывать о том, что в изделии отклонения по химическому составу могут быть больше, чем допускается по ковшовой пробе.

Металлографическое исследование поврежденного металла должно охватить зоны, примыкающие к месту разрушения и удаленные от него. Начинать исследование следует с просмотра шлифов при малых увеличениях ($\times 100$), когда охватывается сразу относительно большое поле зрения, и затем переходить к большим увеличениям ($\times 500$). Если необходимо уточнить строение границ зерен, получить информацию о деталях структуры, то применяют большие увеличения (практически до $\times 1000$—1200) или электронную микроскопию (используют метод реплик или растровый электронный микроскоп). В частности, большие увеличения позволяют ответить на вопрос, имеется ли пористость по границам зерен и какова величина пор. Этот вопрос возникает при исследованиях металла элементов, долго работавших в условиях ползучести, с целью оценки дальнейшей их работоспособности или возможности восстановительной термической обработки.

Длительная эксплуатация металла при высокой температуре или кратковременный большой перегрев сверх расчетной тем-

пературы вызывает изменения в структуре металла. Влияние длительной эксплуатации на структуру рассмотрено в § 4.1.

При кратковременном перегреве углеродистой стали до температуры, близкой к Ac_1, т. е. до 650—715° С, наблюдается интенсивная сфероидизация перлита. При нагреве несколько выше 727° С по границам ферритных зерен появляются зародыши аустенитных зерен. В процессе дальнейшего охлаждения они превращаются в перлит. Перегрев значительно выше Ac_1 вызывает интенсивный рост зерна; границы спрямляются. При медленном охлаждении получается ферритно-перлитная структура.

Если перегрев так высок, что превышена температура начала превращения перлита в аустенит (727° С для углеродистой стали), то в микроструктуре металла разрушенных труб из углеродистой и низколегированных перлитных сталей около места разрушения можно наблюдать участки образования мартенсита. Это происходит потому, что аустенит при резком охлаждении струей воды или пара, вырывающейся с большой скоростью из разрыва, закаливается на мартенсит. В этом случае твердость металла около места разрыва существенно выше, чем на тыльной стороне трубы в том же сечении.

При исследовании микроструктуры около места разрушения часто можно зафиксировать растрескивание металла по границам зерен. В микроструктуре труб из аустенитной стали 12Х18Н12Т при длительном перегреве до температуры существенно выше расчетной имеет место выпадение σ-фазы. На микрошлифах σ-фаза протравливается более сильно и выглядит более темной, она располагается по границам зерен.

Определенную дополнительную информацию об уровне температуры в эксплуатации и продолжительности перегрева труб можно получить по толщине и строению оксидных пленок. Трубы и лист после изготовления на металлургическом заводе проходят травление для удаления окалины. Поэтому остаточная технологическая окалина тонкая и при анализе повреждений ею можно пренебречь.

Толщина оксидной пленки, образующейся из-за окисления в газовой среде, зависит от времени и температуры эксплуатации. В первом приближении закономерность утонения стенки трубы из-за коррозии описывается следующим уравнением:

$$\Delta s = Ae^{-Q/RT}\sqrt[n]{\tau},$$

где A — константа, зависящая от стали и от состава продуктов сгорания; e — основание натурального логарифма; Q — энергия активации процесса коррозии (константа зависит также от состава стали и состава продуктов сгорания); R — универсальная газовая постоянная; T — абсолютная температура поверхности металла; n — константа; τ — время окисления.

Зависимости утонений стенки от времени и температуры в парах воды, воздухе и продуктах сгорания всех энергетических топлив приведены в РТМ 24.030.49-75 [54]. Для приближенного перехода от утонения стенки к толщине окалины можно пользоваться зависимостью $\Delta s = 0{,}47\ \delta$, где δ — толщина окалины.

Особенности методики металлографического анализа причин повреждений гибов необогреваемых труб в процессе эксплуатации подробно изложены в [109].

Рассмотрим далее некоторые типичные дефекты котлов и трубопроводов, с которыми приходилось встречаться на различных этапах эксплуатации.

В эксплуатации наблюдались повреждения композитных контактных сварных соединений труб из сталей 12Х1МФ и 12Х18Н12Т. Выходные камеры пароперегревателей котлов сверхкритического и высокого давления обычно изготавливаются из стали 12Х1МФ. Привариваемые к ним змеевики также изготовлены из стали 12Х1МФ. Основная же часть поверхности нагрева, омываемая горячими топочными газами, изготавливается из нержавеющей аустенитной стали 12Х18Н12Т.

В конструкциях пароперегревателей котлов ТКЗ применялся узел сварки, представленный на рис. 4.33, *а*. В узле образовывались трещины в трубе из стали 12Х1МФ на расстоянии 1—2 мм от усиления контактного сварного стыка из-за высоких изгибных тепловых компенсационных напряжений. Разрушения носили хрупкий характер.

В настоящее время завод усовершенствовал конструкцию композитного стыка (рис. 4.33, *б*), что позволило существенно повысить его надежность.

Для повышения эксплуатационной надежности композитных стыков, находящихся в эксплуатации, ТКЗ рекомендует ремонтную наплавку ослабленной части по схеме, представленной на рис. 4.33, *в*. Перед наплавкой необходимо сошлифовать усиление контактного сварного стыка и зачистить место наплавки до металлического блеска. Наплавку следует производить с пред-

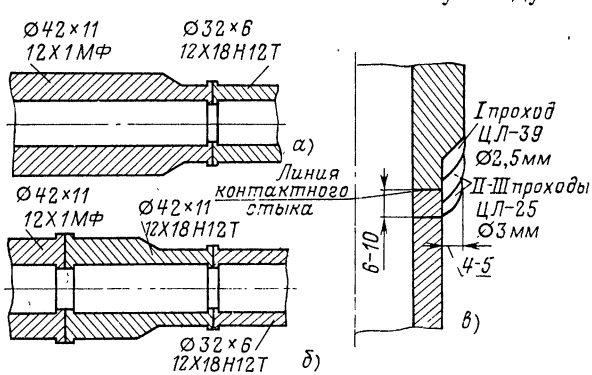


Рис. 4.33. Комбинированное контактное сварное соединение перлитного штуцера с аустенитным змеевиком:
а — старая конструкция; *б* — новая конструкция, *в* — рекомендуемая схема ремонтной наплавки

варительным и сопутствующим подогревом до 300—350° С. Утоненную и конусную часть трубы из стали 12Х1МФ следует наплавить электродами ЦЛ-39 диаметром 2,5 мм в один слой, который не должен доходить до контактного стыка. Затем производят наплавку двух слоев электродами ЦЛ-25 диаметром 3 мм, перекрывая линию контактного стыка на 6—10 мм в сторону трубы из стали 12Х18Н12Т. Наплавку можно выполнять также полностью электродами АНЖР-1 без предварительного и сопутствующего подогрева.

Неудачная конструкция сварных соединений труб поверхностей нагрева или низкое качество выполнения сварных соединений могут служить причинами отказа котлов в эксплуатации. Поэтому котлостроительные заводы стремятся к сокращению числа сварных соединений, улучшают технологию сварки, совершенствуют контроль качества сварных соединений.

Для уменьшения количества сварных соединений вместо немерных труб длиной 4—8 м применяются мерные трубы длиной до 12 м. С этой же целью предложена замена камер с приварными штуцерами, к которым ручной электродуговой сваркой приваривались трубы поверхностей нагрева, на бесштуцерную конструкцию, при которой змеевики привариваются непосредственно к камерам.

Вместо контактной сварки предварительно согнутых элементов поверхностей нагрева на заводах осуществляется предварительная контактная сварка плетей с последующей гибкой. Продувка внутреннего грата кислородом заменена пробивкой дорном.

Применение более совершенных стыкосварочных машин позволило резко снизить брак типа склейки и горячих трещин.

При изготовлении пароперегревателей промперегрева из тонкостенных труб, требующих гибки с дорном во избежание чрезмерной овализации, трубы сначала гнут, а затем сваривают контактной сваркой с подачей внутрь трубы защитного газа, состоящего из смеси азота и водорода.

Подаваемый внутрь трубы газ не оказывает влияния на высоту усиления шва, образующегося при осадке в процессе контактной сварки. Высота усиления пропорциональна осадке и толщине стенки. При таком способе сварки требуемое проходное сечение можно выдержать, если толщина стенки труб из сталей 20 и 12Х1МФ находится в пределах 3,5—4,5 мм.

Распространенный вид повреждения поверхностей нагрева — дефекты приварки змеевиков к камерам. Эти повреждения чаще встречаются в местах приварки змеевиков конвективных пароперегревателей острого пара у выходных камер, где наиболее высокие температуры сочетаются с высоким или сверхкритическим давлением.

Повреждения могут быть трех типов: кольцевые трещины на змеевиках по зоне термического влияния сварки; свищи в металле шва; несплавления между металлом шва и металлом камеры. Кольцевые трещины образуются из-за наличия изгибных напряжений при плохой самокомпенсации и защемлении змеевиков. Свищи и несплавления являются дефектами изготовления.

Плохая самокомпенсация вызывается неудачной конструкцией трубной системы пароперегревателя. Чрезмерно большие напряжения приводят к разрушению по кольцевому сечению около усиления сварного шва по механизмам ползучести и термической усталости.

Определенную роль могут играть защемления труб в местах прохода через тепловую изоляцию. Разверки температур по отдельным змеевикам усугубляют картину напряженного состояния. Отрицательно влияют частые пуски и остановы, вызывающие изменяющиеся во времени напряжения. Компенсационные напряжения от пароперепускных труб и паропроводов могут вызывать кручения выходных коллекторов. Целесообразно проводить совместный расчет на самокомпенсацию трубной системы поверхности нагрева пароперегревателя вместе с коллекторами, пароперепускными трубами и прилегающими участками паропроводов.

Количество случаев отказа оборудования из-за наличия дефектов всех трех типов резко сокращается, если применить усиленный штуцер или патрубок.

В эксплуатации могут наблюдаться повреждения из-за технологических дефектов изготовления поверхностей нагрева. Например, если после приварки сухарей из листовой стали 12МХ, дистанционирующих трубы ширмового пароперегревателя из трубы $\varnothing 32 \times 6$ мм (сталь 12Х11В2МФ), не провести отпуск, то в эксплуатации могут образоваться трещины. В месте приварки дистанционирующего сухаря действуют высокие остаточные напряжения от сварки, а металл из-за подкладки обладает пониженной деформационной способностью.

На ряде электростанций отмечалась высокая удельная повреждаемость сварных соединений экономайзеров, выполненных ручной электродуговой сваркой. В большинстве случаев повреждения представляют собой игольчатые свищи в наплавленном металле или околошовной зоне. Материал труб — сталь 20. Повреждения появляются в начальный период эксплуатации и наблюдаются как в стыковых сварных соединениях труб, так и в угловых сварных соединениях в местах приварки змеевиков к камерам. Игольчатые свищи образуются из-за интенсивного перегрева при сварке, вызывающего образование цепочек точечных включений по границам зерен. Наличие технологических дефектов, вызывающих концентрацию напряжений: непроваров, смещений

кромок, прожогов, газовых пор — интенсифицирует процесс образования свища.

В эксплуатации приходится встречаться с повреждениями трубопроводов из-за следующих причин:

дефекты производства труб металлургического происхождения — плены, закаты, трещины и др.;

чрезмерные термические компенсационные напряжения, вызывающие образование трещин;

тепловая усталость;

коррозионно-эрозионный износ трубопроводов питательной воды;

повреждение гибов из-за чрезмерной овальности и низкой деформационной способности металла;

непровары и шлаковые включения в сварных соединениях и трещины в них, развивающиеся в процессе эксплуатации;

образование трещин в околошовной зоне под действием остаточных напряжений и влияния термического цикла сварки;

трещины в сварных тройниковых соединениях;

повреждения штуцеров дренажных линий;

превышение расчетного рабочего давления;

графитизация цементита с образованием чешуек или цепочек графита.

Дефекты металлургического производства труб для трубопроводов, включая дефекты термической обработки, практически те же, что и труб поверхностей нагрева. Ряд типичных дефектов паропроводов был рассмотрен ранее. Чрезмерные компенсационные напряжения могут служить причиной образования трещин в трубах.

Сварные узлы котлов и трубопроводов из углеродистой стали или низколегированных сталей 15ГС, 16ГС и 16ГНМА эксплуатируются в интервале повышенных температур, при которых не протекает процесс ползучести. Такие узлы могут повреждаться по механизмам хрупкого, усталостного или коррозионного повреждения. Эти разрушения часто связаны с дефектами изготовления сварных соединений.

Сварные соединения из легированных хромомолибденованадиевых сталей 12Х1МФ и 15Х1М1Ф обычно работают при температурах, при которых интенсивно развивается ползучесть. На таких сварных соединениях наблюдаются межзеренные трещины по околошовной зоне, где происходит подкалка металла при сварке. Трещины связаны со снижением пластичности металла в локальной околошовной зоне из-за дисперсионного твердения — выпадения очень мелких карбонитридов из пересыщенного твердого раствора в железе. Дисперсионное твердение может происходить как в процессе отпуска, так и при длительной высокотемпературной эксплуатации. Такие трещины начинаются от конструкционных и технологических концентраторов

напряжений (границы усиления сварного шва, подрезов, непроваров и т. п.) и могут быть связаны с недоотпуском после сварки. Начальные трещины могут образоваться в процессе термической обработки и сравнительно невелики, но процесс ползучести при ограниченной локальной длительной пластичности может быстро развить их в магистральные трещины, вызывающие внезапное хрупкое разрушение. Трещины этого вида развиваются в первые 10—20 тыс. ч эксплуатации.

На заводах введены зашлифовка усилений сварных швов жестких соединений и дефектоскопия поверхности.

В процессе длительной эксплуатации сварных соединений из хромомолибденованадиевых сталей в околошовной зоне могут развиваться локальные повреждения другого рода — трещины, происходящие по мягкой прослойке, которая образуется в околошовной зоне, нагреваемой до температур, близких к точке Ac_1, т. е. по зоне переотпуска. Эта зона обычно располагается на расстоянии 2—3 мм от линии сплавления. Мягкая прослойка неизбежно образуется при сварке хромомолибденованадиевых сталей. Ее нельзя устранить отпуском, и она исчезает только после полной фазовой перекристаллизации. При отсутствии ползучести мягкая прослойка не приводит к опасности образования трещин. Вероятность образования трещин при высокой температуре по мягкой прослойке со временем возрастает. Появлению их способствуют высокие напряжения от изгиба, которые часто возникают в эксплуатации при самокомпенсации тепловых расширений элементов котла и трубопроводов.

В сварных соединениях хромомолибденовых сталей 12МХ, 15ХМ, слабо термически упрочняющихся, твердая и мягкая прослойки выражены слабо и указанные виды трещин не наблюдаются.

В верхних слоях сварных соединений хромомолибденованадиевых сталей, выполняемых в последнюю очередь и не претерпевающих в дальнейшем фазовой перекристаллизации, могут появляться мелкие паукообразные трещины. Эти трещины обычно не имеют тенденции к быстрому развитию и после сошлифовки вновь не возникают.

На паропроводах наблюдаются три типа повреждений сварных тройниковых соединений (рис. 4.34):

тип I — паукообразное растрескивание в металле шва (рис. 4.27, *а*);

тип II — кольцевые трещины по участку перегрева околошовной зоны вблизи границы сплавления, распространяющиеся от концентратора в месте перехода шва к трубе (рис. 4.34, *б*);

тип III — кольцевые трещины по разупрочненному участку (мягкой прослойке зоны термического влияния), проходящие на расстоянии 2—3 мм от линии сплавления (рис. 4.34, *а* и *в*).

Все кольцевые трещины типов II и III обнаружены только

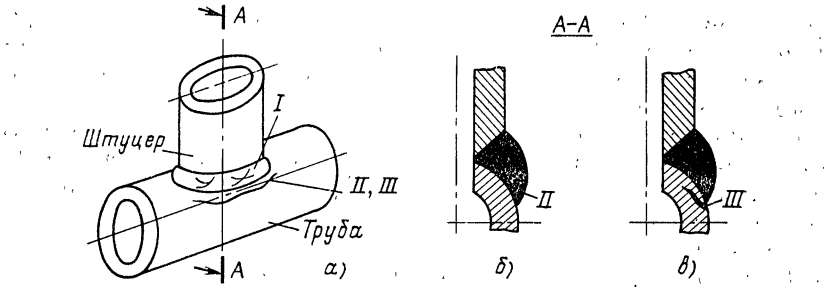


Рис. 4.34. Схема расположения трещин, обнаруживаемых при эксплуатации в сварных тройниках:
а — трещин типов *I*, *II* и *III*, *б* — типа *II*; *в* — типа *III*

со стороны трубы и располагались по периметру шва, преимущественно на боковой плоскости тройника (рис. 4.34, *а*). Со стороны штуцера трещин обнаружено не было.

Протяженность трещин типов II и III в сварных тройниковых соединениях паропроводов блоков 300 МВт достигала в отдельных случаях 250—300 мм при глубине до 5—12 мм. Чаще всего трещины имели протяженность 10—30 мм при глубине до 3—5 мм. Паропроводы изготовлены из сталей 12Х1МФ и предназначены для транспортировки пара с температурой 540—565° С при давлении 240 МПа. Наружный диаметр труб составлял 245—273 мм, толщина стенки 45—65 мм. Сварка осуществлялась электродами ЦЛ-27 и ЦЛ-20М. Трещины обнаружены в соединениях как после различных сроков эксплуатации вплоть до 25 тыс. ч, так и в соединениях, не бывших в эксплуатации.

Для выявления трещин поверхность усиления сварного шва шлифовалась и полировалась переносными кругами и травилась 20%-ным водным раствором азотной кислоты.

В тройниковых соединениях трещины могут образоваться в процессе изготовления на заводе под влиянием остаточных напряжений и снижения температуры или продолжительности отпуска, приводящего к резкому охрупчиванию околошовной зоны из-за выпадения мелкодисперсных карбидов ванадия в теле зерна. Образованию трещин способствуют высокая прочность и низкая деформационная способность металла труб, отливок и поковок, так как при высокой прочности мала сопротивляемость металла распространению трещины. В зоне появления трещин ранее изготовленных тройников имелись концентраторы напряжений технологического и конструктивного характера.

Если глубина трещин не превышает 5—8 мм, то их вышлифовывают до полного удаления. Если же трещины более глубоки, то тройниковые соединения заменяют новыми.

Пластичный металл с меньшей твердостью лучше сопротивляется образованию и распространению трещин. Твердость

основного металла и металла шва должна находиться в следующих пределах: для сталей 15Х1М1Ф, 20ХМФЛ и 15Х1М1ФЛ — 160—220 НВ; для стали 12Х1МФ — 1400—2000 НВ МПа.

Чтобы избежать образования трещин в сварных тройниковых соединениях, необходимо соблюдать рекомендованные режимы предварительного и сопутствующего подогревов при сварке, а отпуск сварных соединений производить непосредственно после окончания сварки. При отпускном нагреве необходимо быстро проходить интервал температур 550—700° С, так как в этом интервале хромомолибденованадиевые перлитные стали наиболее склонны к образованию трещин под влиянием остаточных напряжений.

Трещины типа II наиболее опасны; они встречаются при недоотпуске сварного соединения. При сочетании высокой твердости сварного шва и высокой прочности трубы ($\sigma_в^{20} < 600$ МПа) трещины развиваются в первый период эксплуатации (3—5 тыс. ч) и могут приводить к аварийным остановам.

Эксплуатационная надежность сварных тройниковых соединений паропроводов свежего пара из сталей 12Х1МФ и 15Х1МФ практически одинакова. Опыт эксплуатации показывает, что в результате улучшения технологии изготовления тройниковых сварных соединений паропроводов свежего пара (снятие усиления шва до плавного сопряжения с металлом трубы и контроль твердости металла трубы и шва на заводе) значительно снизилось число дефектов всех видов.

На ряде электростанций на паропроводах свежего пара блоков сверхкритического и высокого давления неоднократно наблюдались повреждения штуцеров дренажных и импульсных линий. Причины повреждений— исчерпание длительной прочности при изгибе, вызванном компенсационными напряжениями. Повреждаются штуцера дренажных труб с наружным диаметром 16—28 мм и толщиной стенки 3—6 мм. На штуцерах более толстых труб повреждения редки. Количество повреждений штуцеров можно резко сократить, если на штуцере после конического перехода на меньший диаметр сделать цилиндрический участок длиной около одного диаметра, разнеся, таким образом, в разные места концентратор напряжения из-за перехода от цилиндра к конусу и зону термического влияния шва, обладающую пониженной деформационной способностью при изгибе. Необходимо обеспечивать большую гибкость дренажных и импульсных линий, чтобы снизить компенсационные напряжения.

Превышение рабочего давления над расчетным может служить причиной опасных аварий. Повреждения такого типа чаще всего встречаются на сбросных трубопроводах, соединяющих паропроводы высокого и сверхкритического давления с конденсаторами, барботерами и т. п.

Любые перемычки между линиями высокого и среднего давления являются потенциальными очагами аварий. Нежелательны даже соединения дренажных линий, так как при некоторых режимах работы котла забитие дренажей может вызвать повышение давления в линии среднего давления сверх расчетного или заброс дренажной воды из линии высокого давления в паропровод среднего давления. Необходимо стремиться к сокращению до минимума связей между линиями высокого и среднего давления.

На ряде электростанций наблюдались повреждения из-за тепловой усталости корпусов пароохладителей котлов высокого давления. Повреждения могут происходить через 15—20 тыс. ч эксплуатации. Трещины обнаруживались при профилактических осмотрах и ультразвуковой дефектоскопии, в частности на котлах ПК-33, ПК-47, БКЗ-160-100Ф, ТГМ-96 и др. Повреждения связаны также с попаданием воды на горячие стенки корпуса из-за смещения или разрушения защитной вставной рубашки, деформации или обрыва сопла для впрыска конденсата. Повреждения представляют собой сетку трещин.

Для предупреждения таких повреждений необходимо в капитальные ремонты проводить визуальный контроль крепления рубашки к корпусу и ультразвуковой контроль в радиусе 300—400 мм около места ввода охлаждающего конденсата. При обнаружении обрывов крепления рубашки требуется ультразвуковой контроль корпуса за местом впрыска на протяжении 1,5—2,0 м.

В литых деталях — корпусах арматуры, литых кругозагнутых коленах, тройниках и т. п. в процессе входного контроля на электростанциях и при эксплуатации также обнаруживают дефекты.

Металл отливок обладает пониженной пластичностью и часто пониженной прочностью по сравнению с металлом проката или поковок того же химического состава и отличается более крупнокристаллическим строением. В отливках неизбежно возникает ликвационная неоднородность из-за того, что в первых кристаллах, выпавших из жидкого металла, содержится несколько больше тугоплавких компонентов, чем в металле, который закристаллизовался между этими кристаллами, и тем более в металле, который закристаллизовался в последнюю очередь в центре тепловых узлов. Из-за усадочных пор плотность литого металла меньше плотности проката.

В отливках невозможно полностью избежать таких технологических дефектов, как земляные засоры, пористость, рыхлоты, усадочные трещины и т. п. Литейные дефекты чаще встречаются в радиусных переходах или в прибыльных участках отливок.

В эксплуатации трещины возникают из-за чрезмерных компенсационных напряжений, резких градиентов температуры при

чрезмерно быстром прогреве или расхолаживании и при попадании воды в поток пара.

Допустимые напряжения для металла отливок составляют 0,7—0,8 допускаемых напряжений для металла труб из тех же марок стали. Благодаря пониженным рабочим напряжениям даже отливки, содержащие значительную пористость, могут оказаться работоспособными.

Исследования макро- и микроструктуры литого тройника из стали 20ХМЛ станционного коллектора Ступинской ТЭЦ позволили установить, что металл имел макроскопические усадочные поры и рыхлоты, заполненные частично окислами. По границам пор металл обезуглерожен. Несмотря на наличие дефектов структуры тройник обеспечил надежную эксплуатацию в течение 150 тыс. ч при давлении 10 МПа и температуре 510° С. Трещин около литых дефектов обнаружено не было.

Применявшиеся ранее и используемые в настоящее время методы контроля отливок не обеспечивают полной гарантии отбраковки всех отливок со скрытыми дефектами опасных размеров: усадочных раковин с острыми краями, шлаковых включений и внутренних трещин. Эти дефекты могут развиваться в процессе эксплуатации под действием рабочих напряжений от давления и самокомпенсации, особенно при рабочей температуре в отливке протекает процесс ползучести. Трещины, не вышедшие на поверхность сразу же после изготовления отливки или не обнаруженные при осмотре на заводе, могут развиваться в процессе эксплуатации.

При конструировании корпусов арматуры и литых фасонных деталей паропроводов стремятся избежать резких изменений толщины, крутых переходов и тепловых узлов — местных скоплений металла, которые будут остывать медленно. В случае большой разницы в толщинах и при наличии тепловых узлов отливка затвердевает неодновременно. Когда тонкие стенки затвердели, в более толстых местах отливки металл находится еще в жидком состоянии. При переходе из жидкого состояния в твердое и при дальнейшем охлаждении металл сокращается в объеме (усадка). В местах крутых переходов возникают большие напряжения, из-за чего в них могут образовываться трещины. В объемах, затвердевающих в последнюю очередь, могут образовываться усадочные раковины или рыхлость.

Трещины, обнаруживаемые в эксплуатации, как правило, располагаются на радиусных переходах. Места, часто поражаемые трещинами на корпусах, схематически показаны на рис. 4.35.

На паропроводах свежего пара и промежуточного перегрева при температуре пара 450° С и выше через каждые 25 тыс. ч эксплуатации необходимо проверять 25% радиусных переходов литых корпусов арматуры и других литых деталей на каждой

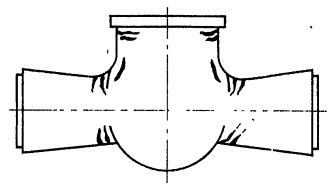


Рис. 4.35. Схема расположения часто поражаемых трещинами мест на литых корпусах задвижек

единице установленной арматуры. При наличии на этих деталях ремонтных заварок объем контроля увеличивают до 100%.

Небольшие трещины, обнаруженные в отливках при входном контроле или при контроле в процессе эксплуатации, могут быть выбраны шлифовальным кругом. Если глубина выборки невелика и не превышает минусовый допуск, то отливка может быть поставлена в эксплуатацию без заварки. Края выборки должны быть плавными во избежание местной концентрации напряжений.

Если выборка, необходимая для полного устранения дефекта, выводит деталь за минусовый технологический допуск, то необходима ремонтная заварка, которая производится с предварительным подогревом теми же электродами, которыми сваривается литье (УОНИ 13/45 для стали 25Л и ЦЛ-20М для сталей 12Х1МФЛ и 15Х1М1ФЛ). Если объем наплавленного металла превысил 100 $см^3$, то в дальнейшем обязательна термическая обработка для снятия остаточных напряжений и для отпуска подкалившегося металла в зоне термического влияния сварки. Возможна ремонтная заварка после выборки даже сквозных дефектов.

В связи с невозможностью гарантировать полное отсутствие дефектов в отливках разработаны технологические варианты изготовления корпусов задвижек штамповкой из трубных заготовок, а также штампосварные варианты конструкций. На Белгородском заводе энергетического машиностроения налажено производство штампованных тройников с вытянутой горловиной.

Глава пятая

РАСЧЕТ НА ПРОЧНОСТЬ ЭЛЕМЕНТОВ КОТЛОВ И ТРУБОПРОВОДОВ

5.1. Нормативный метод расчета

Детали трубной системы котла и трубопроводы воспринимают избыточное внутреннее давление. К напряжениям, вызванным перепадом давления, добавляются термические напряжения от

разности температуры в сечении и от самокомпенсации тепловых расширений, а также напряжения от весовых нагрузок.

При выполнении конструкторских расчетов определяются размеры элементов проектируемых деталей, которые обеспечат их прочность как в рабочих условиях при нагружении внутренним давлением, так и при гидравлическом испытании.

Для проверки работоспособности в эксплуатационных условиях и при использовании действующего оборудования в изменившихся условиях работы выполняют поверочные расчеты, при которых устанавливают, обеспечивается ли работоспособность конструкции при воздействии циклических напряжений при пусках, остановах, переходных режимах и дополнительных нагрузках с учетом количества проектных циклов нагружений и допускаемой накапливаемой деформации.

Методы расчета на прочность элементов котлов и трубопроводов непрерывно совершенствуются. Так, с 1959 по 1957 г. действовали «Нормы расчета на прочность элементов котельных агрегатов», с 1957 по 1965 г. «Нормы расчета элементов паровых котлов на прочность», с 1965 по 1975 г. расширенная редакция «Норм расчета элементов паровых котлов на прочность». С 1975 г. Нормы расчета становятся отраслевым стандартом — введен ОСТ 108.131.02-75 «Котлы стационарные паровые и водогрейные и трубопроводы пара и горячей воды. Нормы расчета на прочность». Стандарт согласован с Госгортехнадзором СССР и обязателен для использования всеми министерствами, ведомствами, заводами и организациями.

С 1 июля 1987 г. вместо ОСТ 108.031.02-75 введены в действие стандарты: ОСТ 108.031.08-85, ОСТ 108.031.09-85 и ОСТ 108.031.10-85.

В первом из этих трех стандартов приводятся требования к выбору расчетного давления, нормативы допускаемых напряжений на расчетные сроки службы 10^4, 10^5 и $2 \cdot 10^5$ и на прибавку к расчетной толщине стенки.

Во втором — сообщаются методы определения толщины стенки при конструкторском расчете по выбору основных размеров труб поверхностей нагрева и трубопроводов, нагруженных внутренним давлением, конических переходов, выпуклых днищ, плоских днищ и крышек. В этом же ОСТ 108.031.09-85 даются рекомендации по выбору расчетной температуры стенки и некоторые рекомендации по выбору конструкции.

В третьем стандарте ОСТ 108.031.10-85 приводятся коэффициенты прочности сварных соединений, методика учета ослаблений барабанов, коллекторов и днищ отверстиями, методика расчета усилений таких отверстий, а также методики расчета на прочность тройников и развилок.

В приложении 1 к ОСТ 108.031.08-85 указаны временные (до 01.07.90) значения допускаемых напряжений для широко исполь-

зуемых в котлостроении сталей при сроке эксплуатации до $3 \cdot 10^5$ ч. В дальнейшем они должны уточняться.

ОСТ 108.031.09-85 имеет в качестве первого приложения примеры расчета на прочность характерных деталей, в качестве второго приложения — методику поверочного расчета на дополнительные нагрузки (весовые, самокомпенсации и т. п.) и в качестве третьего приложения — методику поверочного расчета на усталость. Разделение норм расчета на прочность на три отдельных стандарта представляется не очень удачным экспериментом, который несколько осложняет пользование ими, так как нарушено методическое единство построения. Видимо, без большой необходимости введены новые буквенные обозначения и индексация, польза от которых не очевидна; в то же время сопоставление выпускавшейся десятилетиями документации с новыми нормативными требованиями затруднено, а от конструкторов-расчетчиков на прочность требуется овладеть новой системой обозначения традиционных величин.

В то же время новые три стандарта полнее охватывают встречающиеся на практике конструкции: в них приведены методики расчета развилок, мест врезки косых патрубков в цилиндрические оболочки, косых (расположенных под углом $0° < \alpha < 90°$ к оси сосуда) сварных стыковых соединений, плоских донышек с несколькими отверстиями, сообщается более совершенная методика расчета гибов и др.

Цилиндрические, конические элементы, днища и крышки сосудов, работающих под давлением и не входящих в состав паровых или водогрейных котлов, должны рассчитываться согласно ГОСТ 14249-80 «Сосуды и аппараты. Нормы и методы расчета на прочность». Следует иметь в виду, что методы расчета, допускаемые напряжения и условные обозначения согласно Нормам расчета на прочность паровых котлов и трубопроводов и ГОСТ 14249-80 не всегда идентичны.

Ниже рассматриваются нормы и методы конструкторских и поверочных расчетов на прочность котлов и трубопроводов по ОСТ 108.031.08-85, ОСТ 108.031.09-85 и ОСТ 108.031.10-85.

При введении новых норм расчета все вновь проектируемое оборудование рассчитывается по ним. Оборудование, находящееся в эксплуатации или в процессе изготовления, пересчету по новым нормам не подлежит.

Расчет на прочность элементов котлов и трубопроводов, находящихся под действием внутреннего давления, превышающего 0,07 МПа, или заполненных водой с температурой выше 115° С, производится по ОСТ 108.031.08-85 «Котлы стационарные паровые и трубопроводы пара и горячей воды. Нормы расчета на прочность. Общие положения по обоснованию толщины стенки», ОСТ 108.031.09-85 «Котлы стационарные паровые и трубопроводы пара и горячей воды. Методы определения толщины стенки»

и ОСТ 108.031.10-85 «Котлы стационарные и трубопроводы пара и горячей воды. Нормы расчета на прочность. Определение коэффициента прочности».

Комплекс из упомянутых выше трех стандартов распространяется на расчет на прочность деталей паровых и водогрейных котлов и трубопроводов пара и горячей воды, работающих под давлением, он охватывает котлы с топками, котлы-утилизаторы, энерготехнологические котлы, встроенные и отдельно стоящие пароперегреватели и экономайзеры, на трубопроводы в пределах котла (включая опускные трубы и стояки), на внекотловые трубопроводы пара и горячей воды, а также на сосуды, включенные в пароводяной тракт котла (пароохладители, сепараторы и т. п.). Допускается применение комплекса из трех стандартов при расчете сосудов и корпусов арматуры тепловых электростанций.

ОСТ 108.031.08-85, ОСТ 108.031.09-85 и ОСТ 108.031.10-85 не распространяются на котлы, трубопроводы, встроенные и отдельно стоящие пароперегреватели и экономайзеры, если они установлены на плавучих средствах или объектах подводного применения, а также на подвижном составе железнодорожного, автомобильного или гусеничного транспорта. Стандарты не распространяются на котлы с электрическим обогревом.

Сосуды, работающие под давлением, находящиеся в помещении котлотурбинного цеха и не входящие непосредственно в схему котла или трубопроводов, рассчитываются согласно ГОСТ 14249-80 «Сосуды и аппараты. Нормы и методы расчета на прочность».

Расчеты согласно ОСТ 108.031.08-85, ОСТ 108.031.09-85 и ОСТ 108.031.10-85 применимы при условии, что конструкция, материалы, технология изготовления, контроль и технология монтажа соответствуют требованиям Правил Госгортехнадзора СССР по котлам, трубопроводам или сосудам, а эксплуатация производится с соблюдением «Правил технической эксплуатации электрических станций и сетей» Минэнерго СССР, инструкций завода-изготовителя и ведомственных правил.

Положения стандарта «Котлы стационарные паровые и водогрейные и трубопроводы пара и горячей воды. Нормы расчета на прочность» (ОСТ 108.031.02-75) и заменившей ОСТ 108.031.08-85, ОСТ 108.031.09-85 и ОСТ 108.031.10-85 вошли в стандарты стран Совета Экономической Взаимопомощи. Так, стандарту ОСТ 108.031.02-75 соответствовал СТ СЭВ 722-77 «Техника безопасности. Котлы паровые и водогрейные. Методы и нормы расчета на прочность основных элементов котлов».

Действующим в настоящее время ОСТ 108.031.08-85, ОСТ 108.031.09-85 и ОСТ 108.031.10-85 соответствуют стандарты СТ СЭВ 5307-85, СТ СЭВ 5308-85 и СТ СЭВ 5309-85. Эти

стандарты регламентируют методику конструкторских и поверочных расчетов в случае нагружения деталей статическими нагрузками от внутреннего давления.

Нормы расчета существуют и за рубежом. В США расчет на прочность паровых котлов производится по нормам «Бойлер Коду» (ASME Boiler and Pressure Vessel Code), а в ФРГ — по «Техническим правилам по паровым котлам» (Technische Regeln für Dampfkessel).

В основу норм расчета на прочность, применяемых в СССР [139, 140, 141], положен метод расчета прочности по предельным нагрузкам. Этот метод позволяет лучше использовать резервы, заложенные в конструкцию, и снизить ее металлоемкость, но в то же время к материалу конструкции предъявляется требование достаточно высокой пластичности. Использование метода предельных нагрузок предопределяет наличие местных пластических деформаций в конструкции при ее нормальной эксплуатации.

При выводе формул для предельных нагрузок использованы условия пластичности по теории максимальных касательных напряжений. Эксперименты показали, что результаты расчетов применительно к котельным конструкциям и используемым для их изготовления сталям одинаково хорошо согласуются с теорией максимальных касательных напряжений и с энергетической теорией прочности. Но формулы, исходящие из теории максимальных касательных напряжений, получаются проще. Экспериментальные значения для предельных давлений по переходу всей конструкции в пластическое состояние и по разрушающим нагрузкам находятся между расчетными по обеим теориям.

При разработке Норм [15, 139, 140, 141] во внимание принимались также и разрушающие нагрузки, они определялись на основании испытания моделей и натурных образцов. По результатам этих испытаний были получены эмпирические или полуэмпирические зависимости. Если расчет по разрушающим нагрузкам и соответствующим значениям временного сопротивления дает бо́льшую толщину стенки, чем расчет по предельным нагрузкам (по переходу в пластическое состояние), то окончательные формулы для расчета толщины стенки и допускаемого давления принимаются по разрушающим нагрузкам.

В частности, при сопоставлении результатов испытаний и расчетных данных для труб, выполненных из разных сталей с различным отношением наружного диаметра к внутреннему, лучшее совпадение между экспериментом и расчетом на прочность получается по теории максимальных касательных напряжений. Это послужило одной из основных причин, определивших выбор методики расчета труб в Нормах по теории максимальных касательных напряжений.

Значительная часть элементов паровых котлов и трубопроводов, работающих под внутренним давлением, подвержена ползучести. Анализ экспериментальных данных по испытанию различных элементов паровых котлов в условиях ползучести показал, что при замене в расчетных формулах предела текучести, предела ползучести или временного сопротивления пределом длительной прочности получается вполне удовлетворительное для практики совпадение.

Предел ползучести и предел длительной прочности определялись путем испытания материала моделей на растяжение. Отклонения опытных данных от расчетных направлены обычно в сторону увеличения запаса прочности. Поэтому оказалось возможным вести расчет по одним и тем же формулам для области температур, где нет ползучести, и для области температур, где она есть.

5.2. Коэффициенты запаса прочности и допускаемые напряжения

Расчет на прочность согласно [139, 140, 141] производится по номинальным допускаемым напряжениям. Под номинальным допускаемым напряжением понимается напряжение, используемое в расчетах для определения минимальной допускаемой толщины стенки и максимального допускаемого давления в зависимости от принятых расчетных условий работы конструкции и марки стали или сплава и обозначается $[\sigma]$.

Под характеристиками прочности понимается: временное сопротивление при комнатной σ_B и расчетной температуре $\sigma_{B/t}$; физический $\sigma_{T/t}$ предел текучести при расчетной температуре, условный предел текучести при расчетной температуре при пластической деформации 0,2% $\sigma_{0,2/t}$ или пластической деформации 1% $\sigma_{1,0/t}$; условные пределы длительной прочности за 10^4, 10^5 или $2 \cdot 10^5$ ч — $\sigma_{10^4/t}$, $\sigma_{10^5/t}$ и $\sigma_{2 \cdot 10^5/t}$ соответственно; условный предел ползучести по остаточной деформации 1% за 100 тыс. ч $\sigma_{1/10^5/t}$ при рабочей температуре.

При выборе допускаемых напряжений значения временных сопротивлений и пределов текучести принимаются равными минимальным значениям, установленным в соответствующих стандартах или технических условиях для металла данной марки.

Предел длительной прочности и предел ползучести принимаются равными средним значениям, установленным по стандартам или техническим условиям для металла данной марки. Отклонения характеристик длительной прочности и ползучести от средних значений не должны превышать 20% в меньшую сторону.

Номинальные допускаемые напряжения устанавливаются для стали проката или поковок.

Для сталей, наиболее широко применяемых в отечественном котлостроении, допускаемые напряжения приведены в табл. 5.1, 5.2, 5.3 и 5.4.

В табл. 5.1 даны допускаемые напряжения для относительно низких температур и условий отсутствия ползучести; они не зависят от времени.

Таблица 5.1. **Номинальные допускаемые напряжения для углеродистых и низколегированных сталей, МПа**

Температура, °С	Марка стали							
	ВСт2кп	ВСт3кп	ВСт2сп ВСт2пс	ВСт3сп ВСт3пс	ВСт4пс ВСт4сп	ВСт3Гпс	22К	16ГНМ 16ГНМА
От 20 до 50	124	133	130	140	145	150	170	190
200	95	111	100	117	121	125	147	176
250	80	102	86	107	111	115	140	172
275	—	—	78	102	106	109	135	170
300	—	—	70	96	98	103	130	167
320	—	—	—	—	—	—	126	165
340	—	—	—	—	—	—	122	162
350	—	—	—	—	—	—	120	160

Таблица 5.2. **Номинальные допускаемые напряжения для углеродистых и низколегированных марганцовистых сталей, МПа**

Температура, °С	08, 10, 12К			15, 15К, 16К			20, 20К, 18К		
	Расчетный ресурс, ч								
	10^4	10^5	$2 \cdot 10^5$	10^4	10^5	$2 \cdot 10^5$	10^4	10^5	$2 \cdot 10^5$
От 20 до 100	—	130	—	—	140	—	—	147	—
200	—	120	—	—	130	—	—	140	—
250	—	108	—	—	120	—	—	132	—
275	—	102	—	—	113	—	—	126	—
300	—	96	—	—	106	—	—	119	—
320	—	92	—	—	101	—	—	114	—
340	—	87	—	—	96	—	—	109	—
350	—	85	—	—	93	—	—	106	—
360	—	82	—	—	90	—	—	103	—
380	—	76	76	—	85	85	—	97	97
400	73	73	66	80	80	72	92	92	78
410	70	68	61	77	72	65	89	86	70
420	68	62	57	74	66	58	86	79	63
430	66	57	51	71	60	52	83	72	57
440	63	51	45	68	53	45	80	66	50
450	61	46	38	65	47	38	77	59	46
460	58	40	33	62	40	33	74	52	38
470	52	34	28	54	34	28	64	46	32
480	45	28	22	46	28	22	56	39	27
490	39	24	—	40	24	—	49	33	—
500	33	20	—	34	20	—	41	26	—
510	26	—	—	—	—	—	35	—	—

Продолжение табл. 5.2

Температура, °С	16ГС, 09Г2С			10Г2С1			15ГС		
	Расчетный ресурс, ч								
	10^4	10^5	$2 \cdot 10^5$	10^4	10^5	$2 \cdot 10^5$	10^4	10^5	$2 \cdot 10^5$
От 20 до 100	—	170	—	—	177	—	—	185	—
200	—	150	—	—	165			169	—
250	—	145	—	—	156	—	—	165	—
275	—	140	—	—	150	—	—	161	—
300	—	133	—	—	144	—	—	153	—
320	—	127	—	—	139	—	—	145	—
340	—	122	—	—	133	—	—	137	—
350	—	120	—	—	131	—	—	133	—
360	—	117	—	—	127	—	—	129	—
380	—	112	112	—	121	121	—	121	121
400	107	107	95	113	113	96	113	113	96
410	104	97	83	107	102	85	107	102	85
420	102	87	73	102	90	75	102	90	75
430	98	76	63	97	78	65	97	78	65
440	95	68	55	92	70	55	92	70	55
450	89	62	46	88	63	46	88	63	46
460	83	54	38	82	54	38	82	54	38
470	71	46	32	71	46	32	71	46	32
480	60	—	—	60	—	—	60	—	—
490	—	—	—	—	—	—	—	—	—

В табл. 5.2, 5.3 и 5.4 выше черты приведены также допускаемые напряжения, указанные в средней колонке для ресурса 10^5 ч, их следует использовать и для ресурса 10^4 и $2 \cdot 10^5$ ч.

В тех случаях, когда сталь или сплав допущены Госгортехнадзором СССР для применения в котлах или трубопроводах, а допускаемые напряжения, приведенные в табл. 5.1, 5.2, 5.3 или 5.4, для нее не предусмотрены, тогда для их выбора следует руководствоваться формулами табл. 5.5. Эти формулы следует использовать в тех случаях, когда допускаемое напряжение не зависит от времени или когда расчетный ресурс составляет 100 тыс. ч. Для углеродистой и низколегированной сталей повышенной прочности, у которых временное сопротивление превышает 490 МПа и минимальное гарантированное относительное удлинение менее 20%, запас прочности по пределу текучести следует увеличивать на 0,025 на каждый процент уменьшения относительного удлинения ниже 20%.

Характеристики прочности, используемые в формулах табл. 5.5, принимаются без учета упрочнения от термической обработки или наклепа. Это последнее условие относится к материалу любых деталей, кроме фланцев и крепежа.

При выборе допускаемых напряжений для аустенитных хромоникелевых сталей при расчетной температуре можно исполь-

Таблица 5.3. **Номинальные допускаемые напряжения для низколегированных жаропрочных сталей, МПа**

Температура, °С	12ХМ, 12МХ			15ХМ, 12Х2МФБ		
	Расчетный ресурс, ч					
	10^4	10^5	$2 \cdot 10^5$	10^4	10^5	$2 \cdot 10^5$
От 20 до 150	147	147	147	153	153	153
250	145	145	145	152	152	152
300	141	141	141	147	147	147
350	137	137	137	140	140	140
400	132	132	132	133	133	133
420	129	129	129	131	131	131
440	126	126	126	128	128	128
450	125	125	125	127	127	127
480	120	120	102	122	122	113
500	116	95	77	119	105	85
510	114	78	60	117	85	72
520	107	66	49	110	70	58
530	93	54	40	97	56	44
540	77	43	—	80	45	35
550	60	—	—	62	35	26
560	—	—	—	52	27	—
570	—	—	—	42	21	—
580	—	—	—	—	—	—
590	—	—	—	—	—	—
600	—	—	—	—	—	—
610	—	—	—	—	—	—
620	—	—	—	—	—	—

Продолжение табл. 5.3

Температура, °С	12Х1МФ			12Х2МФСР			15Х1М1Ф		
	Расчетный ресурс, ч								
	10^4	10^5	$2 \cdot 10^5$	10^4	10^5	$2 \cdot 10^5$	10^4	10^5	$2 \cdot 10^5$
От 20 до 150	173	173	173	167	167	167	192	192	192
250	166	166	166	160	160	160	186	186	186
300	159	159	159	153	153	153	180	180	180
350	152	152	152	147	147	147	172	172	172
400	145	145	145	140	140	140	162	162	162
420	142	142	142	137	137	137	158	158	158
440	139	139	139	134	134	134	154	154	154
450	138	138	138	133	133	133	152	152	152
460	136	136	136	131	131	131	150	150	150
480	133	133	128	128	128	119	146	145	130
500	130	113	96	121	106	97	140	120	108
510	120	101	86	115	94	87	137	107	96
520	112	90	77	105	85	79	125	96	86
530	100	81	69	95	78	70	111	86	77
540	88	73	62	87	70	63	100	78	69

Продолжение табл. 5.3

Температура, °С	12Х1МФ			12Х2МФСР			15Х1М1Ф		
	Расчетный ресурс, ч								
	10^4	10^5	$2 \cdot 10^5$	10^4	10^5	$2 \cdot 10^5$	10^4	10^5	$2 \cdot 10^5$
550	80	66	56	80	63	56	90	71	63
560	72	59	50	72	57	50	81	64	57
570	65	53	44	65	52	45	73	57	51
580	59	47	39	59	46	41	66	52	46
590	53	41	35	53	41	36	60	47	42
600	47	37	31	37	47	33	54	43	38
610	41	33	—	41	33	28	48	40	—
620	35	—	—	35	—	—	43	—	—

Таблица 5.4. **Номинальные допускаемые напряжения [σ] для высокохромистой и аустенитной сталей, МПа**

Температура, °С	11Х11В2МФ			12Х18Н12Т, 12Х18Н10Т, 12Х14Н14В2М, 08Х16Н9М2			09Х14Н19В2БР, 09Х16Н14В2БР, 10Х16Н16В2МБР		
	Расчетный ресурс, ч								
	10^4	10^5	$2 \cdot 10^5$	10^4	10^5	$2 \cdot 10^5$	10^4	10^5	$2 \cdot 10^5$
От 20 до 150	195	195	195	147	147	147	147	147	147
250	183	183	183	125	125	125	131	131	131
300	175	175	175	120	120	120	128	128	128
350	167	167	167	116	116	116	125	125	125
400	158	158	158	111	111	111	123	123	123
450	152	152	152	107	107	107	120	120	120
500	145	145	145	104	104	104	117	117	117
520	143	134	128	103	103	103	116	116	116
540	140	115	108	102	102	102	115	115	115
550	130	107	100	102	102	100	115	115	115
560	121	97	90	101	101	91	114	114	114
570	113	87	80	101	97	87	114	114	114
580	104	78	72	100	90	81	113	113	113
590	95	69	64	98	81	73	113	113	113
600	87	60	55	94	74	66	112	112	112
610	78	51	47	88	68	59	111	104	94
620	70	47	39	82	62	53	111	97	87
630	62	37	31	78	57	49	110	89	79
640	54	27	23	72	52	45	110	81	72
650	45	20	—	65	48	41	109	74	64
660	38	—	—	60	45	37	103	66	56
670	30	—	—	55	41	34	96	59	49
680	—	—	—	50	38	32	88	52	41
690	—	—	—	45	34	28	79	44	34
700	—	—	—	40	30	25	71	37	27

Таблица 5.5. **Формулы для определения номинального допускаемого напряжения**

Материал	Формула
Углеродистая и теплоустойчивая сталь	$\frac{\sigma_{B/t}}{2,4}, \frac{\sigma_{0,2/t}}{1,5}, \frac{\sigma_{10^5/t}}{1,0}, \frac{\sigma_{1/10^5/t}}{1,0}$
Аустенитная хромоникелевая сталь	$\frac{\sigma_B}{3,0}, \frac{\sigma_{1,0/t}}{1,5}, \frac{\sigma_{10^5/t}}{1,5}, \frac{\sigma_{1/10^5/t}}{1,0}$
Чугун с шаровидным графитом при $\delta_5=12\%$ после отжига	$\frac{\sigma_B}{4,8}, \frac{\sigma_{0,2}}{3,0}$
Чугун с пластинчатым графитом, ковкий чугун и чугун с шаровидным графитом при $\delta_5=12\%$:	
после отжига	$\frac{\sigma_B}{7,0}$
без отжига	$\frac{\sigma_B}{9,0}$
Медь и медные сплавы	$\frac{\sigma_B}{3,5}, \frac{\sigma_{B/t}}{2,4}, \frac{\sigma_{1,0/t}}{1,5}, \frac{\sigma_{10^5/t}}{1,5}$

зовать минимальное гарантированное значение предела текучести при остаточной деформации 0,2% и коэффициенте запаса прочности 1,15.

Металл стальных отливок обладает худшей однородностью и меньшей плотностью по сравнению с металлом прокатных изделий. Поэтому при расчете на прочность отливок допускаемые напряжения, приведенные в табл. 5.2 и 5.3 для соответствующих марок стали, умножаются на 0,85 в случае 100%-ного неразрушающего контроля. Для остальных отливок допускаемое напряжение умножается на 0,75.

При расчете элементов, работающих в условиях ползучести в разных интервалах температур на протяжении различных промежутков времени, минимальное допускаемое напряжение можно принимать по следующей формуле:

$$[\sigma]_e=\frac{[\sigma]_1}{\left[\sum_{i=1}^{n}\frac{\tau_i}{\tau_0}\left(\frac{[\sigma]_1}{[\sigma]_i}\right)^m\right]^{\frac{1}{m}}}.$$

Здесь $\tau_1, \tau_2, \ldots, \tau_n$ — продолжительность службы элемента с температурой стенки $t_1, t_2, \ldots, t_n$ соответственно; $[\sigma]_1, [\sigma]_2, \ldots, [\sigma]_n$ — номинальные допускаемые напряжения для расчетного срока службы при температурах $t_1, t_2, \ldots, t_n$; $\tau_0=\sum_{i=1}^{n}\tau_i$ — суммар-

Таблица 5.6. **Определение допускаемого напряжения при вычислении давления гидравлического испытания $[\sigma]_h$**

Материал	Формула
Углеродистая, теплоустойчивая и аустенитная сталь (катаная и кованая)	$\frac{\sigma_{0,2}}{1,1}$
Стальные отливки	$\frac{\sigma_{0,2}}{1,4}$
Отливки из чугуна с шаровидным графитом при $\delta_5 \geqslant 12\%$	$\frac{\sigma_B}{2,4}, \frac{\sigma_{0,2}^*}{1,5}$
Отливки из чугуна с пластинчатым графитом, из ковкого чугуна и чугуна с шаровидным графитом при $\delta_5 < 12\%$	$\frac{\sigma_B}{3,5}$
Медь и медные сплавы	$\frac{\sigma_B}{2,0}, \frac{\sigma_{1,0/t}}{1,1}$

* Условие используется, если в стандартах или технических условиях на металл характеристики нормированы.

ный срок службы, ч; m — показатель степени, который для углеродистых и легированных сталей равен восьми.

Интервалы времени рекомендуется принимать по ступеням рабочих температур 5 или 10° С.

При расчете на нагружение деталей наружным давлением допускаемые номинальные напряжения умножаются на 1,20.

При гидравлическом испытании допускаемое напряжение в деталях согласно ОСТ 108.031.08-85 может быть выше номинального допускаемого при комнатной температуре и приниматься согласно табл. 5.6.

5.3. Расчетные давление и температура

Расчетное давление — избыточное давление пароводяной среды, которое используется при расчете на прочность деталей котлов, трубопроводов и сосудов. Во время работы парового или водогрейного котла из-за гидравлического сопротивления на тракте от питательного насоса до потребителя происходит снижение давления среды. Расчетное давление принимается равным номинальному избыточному давлению за котлом, увеличенному на потери давления от гидравлического сопротивления на участке между рассчитываемой деталью и выходом рабочей среды из котла. Потери давления от гидравлического сопротивления определяются при максимальной нагрузке котла.

Для элементов котлов и трубопроводов, заполненных водой,

необходимо учитывать гидростатическое давление столба жидкости.

Потерями давления от гидравлического сопротивления и гидростатическим давлением можно пренебречь, если их суммарная величина менее 3% номинального давления на выходе из котла.

При расчете трубопроводов от насоса до задвижки, перекрывающей питательную воду, или регулирующего питательного клапана расчетное давление принимается равным 0,9 максимального давления, создаваемого насосом при полностью перекрытом тракте питания.

Расчетное давление в чугунном экономайзере принимается равным расчетному давлению за котлом с добавкой гидравлического сопротивления тракта от входа в экономайзер до выхода из котла. Но во всех случаях оно принимается не менее 1,25 номинального давления за котлом.

При расчете на прочность поверхностей нагрева и трубопроводов, на протяжении которых рабочее давление из-за гидравлического сопротивления может претерпевать существенное изменение, за расчетное давление принимают давление на входе в соответствующую поверхность нагрева или трубопровод.

Для защиты деталей котла и трубопроводов от превышения давления предусмотрены предохранительные клапаны. Если они рассчитаны так, что при их полном открытии и максимальной производительности котла кратковременное превышение давления составляет не более 10% номинального за котлом, то оно в расчете на прочность не учитывается. Если это условие не выдерживается, то расчетное давление должно приниматься равным 90% максимального давления, возникающего при полном открытии клапанов.

В любом случае при расчете на прочность элементов котлов и трубопроводов расчетное давление должно приниматься не менее 0,2 МПа.

Расчетная температура стенки — температура металла, по которой выбирают допускаемое напряжение для рассчитываемой детали. Если стенка рассчитываемой на прочность детали не обогревается или надежно изолирована от обогрева, то за расчетную температуру принимается температура содержащейся в ней среды. Надежно изолированной считается деталь, у которой средняя температура стенки не превышает температуру содержащейся в ней среды более чем на 5° С.

Распределение температуры по толщине стенки обогреваемой трубы при стационарном режиме подчиняется логарифмическому закону. В Нормах расчета на прочность условно принимается, что расчетная температура обогреваемых элементов равна среднеарифметическому значению температур наружной и внутренней поверхностей. Это допущение обеспечивает некоторый дополнительный запас, который тем больше, чем выше тепловой поток и чем толще стенка трубы.

Расчетная температура стенки трубы принимается согласно тепловому расчету котла.

Расчет на прочность необходимо проводить в местах наиболее высокой температуры среды, транспортируемой по трубам, и в местах наиболее высоких тепловых потоков.

Расчетную температуру стенок деталей котлов и трубопроводов принимают не ниже 250° С. В то же время в отдельных технически обоснованных случаях допускается принимать расчетную температуру стенок необогреваемых деталей и ниже 250° С.

5.4. Расчет на прочность труб поверхностей нагрева и трубопроводов, нагруженных внутренним давлением

Напряжения, возникающие в металле труб поверхностей нагрева и трубопроводов, определяются в первую очередь внутренним давлением. Нагрузки от самокомпенсации тепловых напряжений, собственной массы труб, массы изоляции и содержащегося в них теплоносителя учитываются в расчете дополнительно.

Рассмотрим, какие теоретические положения и экспериментальные данные заложены в расчет на прочность по нормативному методу, принятому в Советском Союзе.

При расчете на прочность трубчатых элементов парового котла принята упрощенная формула для предельного давления в полом цилиндре (трубе), нагруженном внутренним давлением, полученная по теории максимальных касательных напряжений:

$$p^* = \sigma_{0,2} \ln \frac{D_a}{D} \cong \frac{2s\sigma_{0,2}}{D_m}, \qquad (5.6)$$

где $\sigma_{0,2}$ — предел текучести, МПа; D_a, D и D_m — наружный, внутренний и средний диаметры соответственно, мм; s — расчетная толщина стенки, мм.

Эта же формула может быть выведена из условия перехода в пластическое состояние толстостенного цилиндрического сосуда по теории максимальных касательных напряжений, если принять допущение о равенстве напряжений по толщине стенки трубы:

$$2\tau_{\text{макс}} = \sigma_{\text{макс}} - \sigma_{\text{мин}} = \sigma_{0,2}.$$

Средние главные напряжения можно получить путем рассмотрения условий равновесия отдельных частей сосуда.

Вырежем мысленно из сосуда кольцо длиной l, мм. Половины этого кольца (рис. 5.1) будут отрываться одна от другой силой, создаваемой внутренним давлением. Сила равна pDl, где p — внутренне избыточное давление в сосуде, МПа; D — внутренний диаметр сосуда, мм; l — длина кольца, мм.

Условия от внутреннего давления уравновешиваются тангенциальными нормальными напряжениями в стенке сосуда, равны-

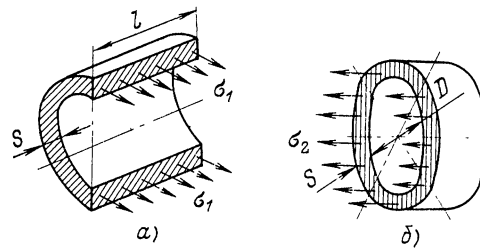


Рис. 5.1. Схема определения средних по толщине главных нормальных напряжений в трубе:
а — тангенциальное нормальное напряжение; *б* — осевое

ми $2\sigma_1 s_R l$, где s_R — расчетная толщина стенки сосуда, см; σ_1 — тангенциальное нормальное напряжение, МПа.

Отсюда
$$\sigma_1 = pD/2s_R. \qquad (5.7)$$

Сила давления на днище сосуда создает в перпендикулярном сечении также растягивающие нормальные напряжения $p\pi \cdot D^2/4$. Эта сила уравновешивается напряжениями в том же сечении стенки сосуда (рис. 5.1). Так как в рассматриваемом случае толщина стенки сосуда мала по сравнению с его диаметром, можно принять, что средний диаметр равен внутреннему и что уравновешивающая сила равна $\sigma_z \pi D s_R$.

Следовательно,
$$\sigma_z = pD/4s_R. \qquad (5.8)$$

Из сопоставления формул (5.7) и (5.8) видно, что тангенциальные напряжения в 2 раза больше осевых. Поэтому разрушение труб под действием внутреннего давления всегда происходит вдоль образующей.

Радиальное напряжение на внутренней поверхности равно внутреннему давлению, а на наружной поверхности — нулю. Среднее радиальное напряжение равно
$$\sigma_r^{ср} = -\frac{p}{D}.$$

Максимальное напряжение — тангенциальное, минимальное — радиальное. Поэтому условие достижения предельного состояния согласно теории максимальных касательных напряжений представляется следующим образом:
$$\sigma_{0,2} = \frac{p^* d}{2s_R} + \frac{p^*}{2},$$

(знак «плюс» — так как вычитается сжимающее, т. е. отрицательное, радиальное напряжение), или
$$\sigma_{0,2} = \frac{p^*(D + s_R)}{2s_R}.$$

Как отмечалось выше, эта формула хорошо согласуется с результатами испытаний труб внутренним давлением при комнатной

температуре как по разрушающим, так и по предельным давлениям.

НПО ЦКТИ проведены испытания на ползучесть и длительную прочность трубчатых образцов, нагруженных внутренним давлением [142, 143]. Результаты испытаний при одноосном растяжении сопоставлялись с результатами испытания трубчатых образцов. Образцы в обоих случаях изготовлялись из металла одной и той же плавки. В [142] проведены испытания образцов, выполненных из стали 20.

Результаты испытаний на ползучесть (рис. 5.2, *а*) и испытаний на длительную прочность (рис. 5.2, *б*) хорошо совпадают с расчетом по формуле (5.6). Аналогичное совпадение имеет место для аустенитной стали 12Х18Н12Т (рис. 5.2, *в*).

В Нормах расчета на прочность приводятся методики конструкторских расчетов для определения основных размеров элементов и методики поверочных расчетов для определения допускаемых давлений в уже существующих конструкциях.

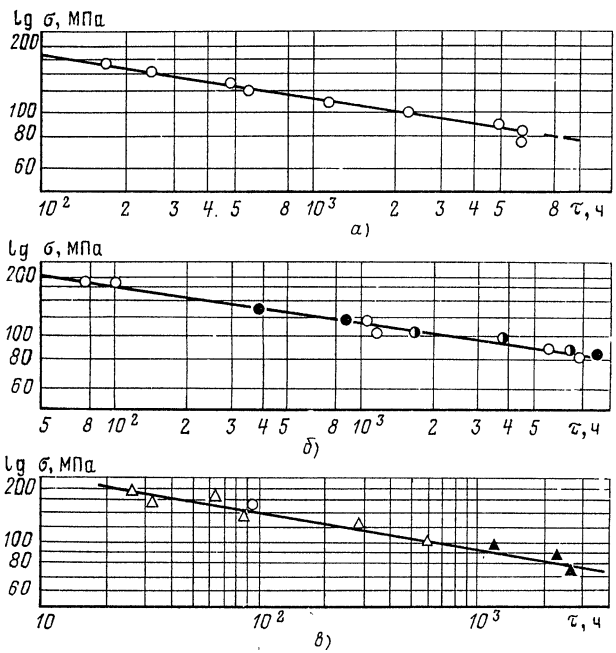


Рис. 5.2. Сопоставление экспериментальных данных испытаний на ползучесть и длительную прочность образцов, испытанных при одноосном растяжении, и трубчатых образцов под внутренним давлением [прямые линии построены на основании расчета по формуле (5.1), точки — результаты испытаний трубчатых образцов под внутренним давлением]:
а — длительная прочность стали 20 при 500° С [142], *б* — ползучесть стали 20 при 500° С [142]; *в* — длительная прочность стали 12Х18Н9Т при 700° С [143]

При проектном расчете труб определяется необходимая толщина стенки. Трубы, используемые в производстве котлов и трубопроводов, поставляются с гарантированным наружным диаметром. Номинальная толщина стенки s прямой трубы определяется по формуле

$$s=\frac{pD_a}{2\varphi_w[\sigma]+p}+c. \qquad (5.9)$$

Эту формулу можно применять при $(s-c)$: $D_a \leqslant 0{,}25$. В этой формуле φ_w — коэффициент прочности продольного сварного шва, для бесшовных труб он равен 1,0; коэффициент прочности поперечных сварных соединений в расчете на прочность при воздействии внутреннего давления не учитывается, так как на ослабление от поперечного сварного шва действуют осевые напряжения, которые в два раза ниже окружных. Величина c в формуле (5.9) — прибавка к расчетной толщине стенки.

Ослабление продольным или спиральным сварным швом учитывается в расчете на прочность. В результате термомеханического цикла происходит разупрочнение околошовной зоны, которое становится особенно заметным при нагружении изгибающими усилиями и моментами. Разупрочнение зависит от марки стали, способа сварки и температуры, с ростом температуры ослабление околошовной зоны (склонность к локальному разрушению) увеличивается. Для компенсации ослабления околошовной зоны при сварке конструкция утолщается.

В расчет на прочность вводится коэффициент прочности сварного шва φ_w, который не может быть более единицы. Коэффициент прочности сварного шва также зависит от гарантированного проплавления свариваемых деталей и объема контроля качества.

Значение коэффициента прочности сварного шва при выполнении любым допущенным способом автоматической, полуавтоматической или ручной сварки, обеспечивающей полный провар по всей толщине, при условии проведения в необходимых случаях термической обработки после сварки и контроля качества шва неразрушающими методами по всей длине принимается наибольшим. Для углеродистых, низколегированных марганцовистых, хромомолибденовых и аустенитных сталей в этом случае $\varphi_w=1$.

Для хромомолибденованадиевой и высокохромистой сталей, сильнее подверженных разупрочнению в околошовной зоне, коэффициент прочности сварного шва снижают. При ручной и автоматической сварке под слоем флюса и расчетной температуре 530° С и более $\varphi_w=0{,}7$, при температуре менее 510° С $\varphi_w=1{,}0$. В интервале от 510 до 530° С коэффициент прочности сварного шва определяется методом линейной интерполяции. При электрошлаковой сварке принимают $\varphi_w=1{,}0$.

Коэффициент прочности поперечных сварных соединений при расчетах на прочность от внутреннего давления не учитывают,

так как максимальные растягивающие напряжения в поперечном сечении трубы в два раза ниже, чем в продольном.

Если контроль неразрушающими методами производится не по всей длине сварного шва, то φ_w уменьшают, умножая на коэффициент, меньший единицы. При выборочном контроле не менее 10% протяженности шва этот коэффициент должен составлять 0,8; при отсутствии такого контроля или его объеме менее 10% — 0.7.

Сварные соединения трубопроводов и других деталей котла могут быть нагружены изгибающими напряжениями; в этом случае коэффициент прочности поперечного сварного шва обязательно учитывается; он обозначается φ_{bw} (табл. 5.7). Коэффициент φ_{bw} для хромомолибденованадиевых труб в интервале от 510 до 530° С определяют методом линейной интерполяции.

В расчетах сварных соединений усиление шва не учитывается.

При сверловке одиночных отверстий или групп отверстий в трубах возникает концентрация напряжений и происходит ослабление поперечного сечения. Эти явления также учитываются коэффициентом прочности φ_d, методика определения которого изложена в § 5.5.

Номинальная толщина стенки детали, указываемая на чертеже, должна быть не менее расчетной по Нормам.

В Нормах расчета на прочность существует несколько понятий толщины стенки. Расчетная толщина стенки s_R вычисляется по формулам по расчетному давлению, коэффициенту прочности и допускаемому напряжению без учета добавки C. Номинальная толщина стенки s получается путем суммирования к расчетной толщине стенки s_R прибавок c и округления до ближайшего размера, имеющегося в сортаменте толщин по стандарту или техническим условиям. Допускаемая толщина стенки $[s]$ определяется по расчетной толщине стенки с прибавкой к ней величины c_2.

Таблица 5.7. **Значение коэффициента φ_{bw}**

Наименование стали	Трубы	
	катаные	механически обработанные
Аустенитная хромоникелевая и высокохромистая	0,6	0,7
Хромомолибденованадиевая при расчетной температуре:		
510° С и менее	0,9	1,0
530° С и более	0,6	0,7
Углеродистая, марганцовистая и хромомолибденовая	0,9	1,0

Примечание. При расчетной температуре от 510 до 530° С коэффициент прочности сварного соединения при изгибе определяется линейным интерполированием между указанными значениями.

На основании накопленного опыта эксплуатации для обеспечения надежности при случайных механических воздействиях и из технологических соображений в ОСТ 108.031.09-85 введены ограничения на минимальную толщину стенки труб поверхностей нагрева и трубопроводов в зависимости от наружного диаметра. Так, например, при наружном диаметре менее 38 мм номинальная толщина стенки не должна быть менее 1,8 мм, а при максимальном, более 108 мм — не менее 4 мм.

При наличии больших тепловых потоков в трубах возникают значительные тепловые напряжения из-за разности температур по толщине стенки на лобовой образующей, а также из-за температур лобовой и тыльной образующей.

Согласно [96], перепад температур по толщине стенки на лобовой образующей трубы в месте, где наблюдается максимальный тепловой поток, можно определить как

$$\Delta t_{ст} = \frac{2\beta}{1+\beta} \mu \frac{s}{\lambda} q_{макс},$$

где β — отношение наружного диаметра трубы к внутреннему; μ — коэффициент растечки тепла; s — толщина стенки трубы; λ — коэффициент теплопроводности металла трубы; $q_{макс}$ — максимальный локальный тепловой поток.

Дополнительные тепловые напряжения, возникающие при этом в стенке трубы, при условии, что они не превышают предела текучести, можно определить как

$$\sigma = \mp \frac{\alpha E \Delta t_{ст}}{1-\mu_{п}},$$

где α — коэффициент теплового расширения; E — модуль упругости; $\mu_{п}$ — коэффициент Пуассона. На наружной поверхности обогреваемой трубы дополнительные тепловые напряжения имеют знак минус (сжимающие), на внутренней — плюс (растягивающие).

Согласно [140], когда температура топочных газов превышает 900° С, толщина обогреваемых труб должна быть не более 8 мм; если же это экранные трубы, воспринимающие лучистые потоки теплоты, то их толщина должна быть не более 6,5 мм.

Фактическая толщина стенки s_R получается непосредственным измерением толщины стенки готовой детали при контроле после изготовления или в процессе эксплуатации, она должна быть не менее допускаемой толщины стенки.

Прибавка к расчетной толщине стенки c складывается из следующих составляющих: c_1 — прибавка, компенсирующая минусовое отклонение по толщине стенки полуфабриката (трубы, листа и т. п.) и все виды утонения при изготовлении детали на котлостроительном заводе (при гибке, штамповке и пр.); c_2 — прибавка, компенсирующая утонение стенки в эксплуатации за счет всех ви-

дов коррозии, механического износа или эрозии к концу расчетного ресурса. В [140] прибавка c_1 называется производственной прибавкой, а c_2 — эксплуатационной прибавкой. Обе прибавки разлагаются соответственно на две составляющие: $c_1 = c_{11} + c_{12}$ и $c_2 = c_{21} + c_{22}$. Здесь c_{11} определяется как предельное минусовое отклонение толщины стенки по стандарту или техническим условиям на полуфабрикат.

В случае, если деталь при изготовлении подвергается механической обработке, то $c_{11} = 0$ (например, механически обработанная прямая труба или обечайка). Величина c_{12} принимается как допускаемое утонение стенки при изготовлении изделия согласно техническим условиям на него. Если в процессе производства деталь не подвергается деформации или другим операциям, приводящим к утонению стенки, то $c_{12} = 0$.

Эксплуатационная прибавка состоит из прибавки c_{21}, возникающей из-за износа внутренней поверхности трубы, и прибавки c_{22}, определяющей износ с наружной стороны.

В [140] даются упрощенные рекомендации, согласно которым выбираются прибавки c_{21} и c_{22}. Так, например, для труб с наружным диаметром от 32 до 76 мм вне зависимости от температуры и водного режима, при наличии внутри труб воды, насыщенного пара или пароводяной смеси прибавка c_{21} должна приниматься равной 0,5 мм; при наличии перегретого пара она должна составлять 0,3 мм. Менее обосновано увеличение прибавки для остальных деталей: 1 мм при воде, насыщенном паре или пароводяной смеси или 0,5 мм на перегретом паре. Очевидно, что коррозионные потери с внутренней стороны не могут зависеть от наружного диаметра трубы или трубопровода. Более логически и экспериментально обоснованные рекомендации приведены в [54].

Значения c_{22} в [140] также рекомендуется выбирать по упрощенной методике. В зависимости от материала труб и вида топлива устанавливается предельная температура (табл. 5.8), она условно обозначается t.

Расчетная по тепловому расчету температура наружной по-

Таблица 5.8. **Допускаемые предельные температуры наружной поверхности труб [t] в зависимости от марки стали и вида сжигаемого топлива**

Марка стали	Высокосернистые и сернистые мазуты	Эстонские сланцы	Остальные энергетические топлива, кроме новых
10	400	400	450
20	450	450	500
12ХМ, 12МХ, 15ХМ	550	530	550
12Х1МФ, 12Х2МФСР	585	540	585
12Х2МФБ (ЭИ-531)	585	545	600
11Х12В2МФ (ЭИ-756)	620	560	630
12Х18Н12Т, 12Х18Н10Т	610	610	640

верхности труб с учетом тепловой и гидравлической неравномерности, но без учета временного неравномерного обогрева не должна превышать этих значений допускаемой температуры. Причем значения прибавки c_{22} при ресурсе 10^5 ч при условии, что расчетная температура наружной поверхности труб ниже допускаемой не менее чем на 40°, установлены не менее 0,5 мм; при более высокой температуре они должны быть не менее 1 мм.

Представляется, что в [140] завышена допускаемая температура для стали 11Х12В2МФ, так как граница структурной стабильности для этой термически упрочняемой стали по данным [7] не превышает 610—620° С. Хотя по коррозионной стойкости и жаропрочности стали 10 и 20 весьма близки, согласно [140] для них установлена различная допускаемая температура применения: для стали 20 на 50° выше, чем для стали 10. Не дается разъяснения, что понимают авторы [140] под «новыми топливами» (см. табл. 5.8) и как поступать в этом случае. Следовало бы, видимо, указать также, что при выборе расчетной температуры наружной поверхности труб экранов котлов сверхкритических параметров необходимо учитывать повышение этой температуры в течение межпромывочного периода.

Ориентировочно значения прибавки c_{22} для ресурса $2 \cdot 10^5$ ч приближенно могут приниматься равными $1{,}5c_{22}^1$ для деталей из углеродистой и легированной стали и $2c_2^1$ для деталей из аустенитной стали, где c_{22}^1 — прибавка для ресурса 10^5 ч при аналогичных условиях.

При вычислении толщины стенки и для прибавки к ней следует в конструкторскую документацию записывать значения с округлением в большую сторону не менее чем до 0,1 мм; при измерении фактической толщины стенки округление следует выполнять в меньшую сторону также до 0,1 мм.

Прочность изогнутых участков трубы отличается от прочности прямого участка. Ослабление происходит из-за утонения стенки трубы при гибке по внешней растягиваемой при гибке образующей и из-за искажения формы поперечного сечения. Торовый эффект приводит к некоторому упрочнению гиба; тор при одинаковом наружном диаметре и толщине стенки прочнее прямой цилиндрической трубы кругового поперечного сечения.

При расчете на прочность согнутых участков труб согласно [141] должна проверяться расчетная толщина стенки на внешней (индекс «1»), внутренней (индекс «2») и нейтральной стороне гиба (индекс «3»). Расчетная толщина стенки согласно [141] определяется по формуле

$$s_{Ri} = s_R K_i Y_i, \tag{5.10}$$

где i — индекс, соответствующий стороне, с которой определяется толщина; K_i — соответствующий торовый коэффициент; Y_i — коэффициент формы. Формула (5.10) может применяться при

условии R: $D_a \geqslant 1{,}0$, где R — радиус гиба по нейтральному волокну.

Под внешней стороной в [141] подразумевается максимально растянутая при гибке образующая; под внутренней — максимально сжатые при гибке волокна.

Торовые коэффициенты определяются по формулам:

$$K_1 = (4R + D_a)/(4R + 2D_a),$$

$$K_2 = (4R - D_a)/(4R - 2D_a) \text{ и}$$

$$K_3 = 1.$$

Если расчетная температура стенки в месте гиба не превышает 350° С для труб из углеродистой стали или 400° С для труб из низколегированных сталей и 450° С для труб из аустенитных высоколегированных сталей, то коэффициенты формы следует определять по формулам:

$$Y_1 = 0{,}12\left(1 + \sqrt{1 + 0{,}4\frac{a}{\alpha}\cdot q}\right); \qquad (5.11)$$

$$Y_2 = Y_1;$$

$$Y_3 = 0{,}12\left(1 + \sqrt{1 + 0{,}4\frac{a}{\alpha}}\right),$$

где $\alpha = \dfrac{p}{2[\sigma] + p}$; $q = 2\alpha\dfrac{R}{D_a} + 0{,}5$ и $a = \dfrac{200(D_{a\,\text{макс}} - D_{a\,\text{мин}})}{D_{a\,\text{макс}} + D_{a\,\text{мин}}}$.

Если же температура стенки в месте гиба углеродистых труб более 400° С, низколегированных сталей более 450° С и аустенитных выше 525° С, то коэффициенты формы следует определять по формулам:

$$Y_1 = 0{,}4\left(1 + \sqrt{1 + 0{,}015\frac{a}{\alpha}\cdot q}\right); \qquad (5.12)$$

$$Y_2 = Y_1;$$

$$Y_3 = 0{,}4\left(1 + \sqrt{1 + 0{,}015\frac{a}{\alpha}\cdot q}\right).$$

Значения α, q и a выбирают по тем же соотношениям, что и при расчете по (5.11).

В промежуточном интервале температур, т. е. при 350—400° С для гибов труб из углеродистой стали, при 400—450° С для гибов из низколегированной стали и при 450—525° С для гибов из аустенитной стали коэффициенты формы определяются линейным интерполированием в зависимости от значения температуры. При этом в качестве опорных величин принимаются значения коэффициентов, соответствующие указанным граничным температурам.

При расчетах по формулам (5.11) и (5.12) существуют следующие ограничения. Если значения коэффициентов $Y_i (i = 1, 2, 3)$

получаются по расчету меньше единицы, то следует принимать $Y_i=1$. Если вычисленное значение q превышает единицу, то необходимо принимать $q=1$. При $\alpha<0{,}03$ значение коэффициентов формы Y_i требуется принимать равным значению, полученному при $\alpha=0{,}03$.

Если в технических условиях на поставку гнутых труб отсутствуют данные по утонению труб или гибке, то при наиболее распространенном способе гибки наматыванием трубы на вращающийся сектор [140] рекомендуется выбирать c_{12} для необогреваемых труб по формуле

$$c_{12}=(1+2R/D_a)^{-1}s, \tag{5.13}$$

а для труб поверхностей нагрева по формуле

$$c_{12}=(1+3R/D_a)^{-1}s. \tag{5.14}$$

Номинальную толщину стенки колена следует принимать наибольшей из значений, полученных для указанных трех участков колена, согласно условию $s_i \geqslant s_{Ri}+c$.

Допускаемое давление при гидравлическом испытании не должно превышать величины, вычисленной по формуле

$$p^{\mathrm{r}}=\frac{2\varphi_w[\sigma]_h}{D_a-\dfrac{s-c}{K_iY_i}}\cdot\frac{s-c}{K_iY_i}. \tag{5.15}$$

При определении допускаемого давления для труб, находящихся в эксплуатации, можно пользоваться зависимостью

$$[p]=\frac{2\varphi_w[\sigma]}{D_a-\dfrac{s_{\mathrm{f}}-c_2}{K_iY_i}}\cdot\frac{s_{\mathrm{f}}-c_2}{K_iY_i},$$

где учитывается фактическая толщина стенки трубы и добавка на эксплуатационный износ c_2.

Расчеты следует проводить для всех характерных участков гибов — при $i=1$, 2 и 3. Для прямых труб $K_i=Y_i=1$. Для колен принимается наименьшее из полученных трех значений p.

5.5. Расчет на прочность барабанов и камер

Конструкторский расчет на прочность цилиндрических барабанов и камер, находящихся под внутренним давлением, производится по формуле

$$s=\frac{pD_a}{2\varphi[\sigma]+p}+c, \tag{5.16}$$

если номинальным служит наружный диаметр, или по формуле

$$s=\frac{pD}{2\varphi[\sigma]-p}+c, \tag{5.17}$$

если номинальным служит внутренний диаметр. Здесь φ — коэффициент прочности, учитывающий ослабление барабана или камеры продольными сварными швами или отверстиями; c — прибавка к расчетной толщине стенки.

Формулы (5.16) и (5.17) можно применять для расчета на прочность барабанов и камер, содержащих воду, пароводяную смесь или насыщенный пар, а также для расчета камер котлов сверхкритического давления при теплосодержании среды до 2514 кДж/кг, если выдерживаются условия $(s-c)/D \leqslant 0{,}20$ или $(s-c)/D \leqslant 0{,}30$. Область применения формул (5.15) и (5.16) для расчета камер, содержащих перегретый пар, шире — до $(s-c)/D \leqslant 0{,}25$.

Коэффициент прочности сварного соединения обозначается φ_w. Причем учитывается в расчетах на прочность d_w — угол между направлением сварного шва и расчетным сечением, в котором проверяется прочность; при продольном расположении сварного шва и расчете трубы от внутреннего давления $\alpha_w = 0°$; при поперечном расположении сварного шва и нагружении внутренним давлением α_w принимается равной 90°. Расчетный коэффициент прочности сварного шва в зависимости от α_w представляется как $\alpha_w (1 - 0{,}75 \sin^4 \alpha_w)^{-1}$ и в таком виде вводится в формулы расчета на прочность.

Коэффициент прочности детали, ослабленной неукрепленными отверстиями, обозначается φ_d. При наличии укрепления коэффициент прочности обозначается φ_c.

Расчетный коэффициент прочности детали, входящий в формулы (5.16) и (5.17), может быть равен либо минимальной величине из φ_w и φ_d, либо их произведению, если отверстия расположены близко к сварному шву.

Расстояние от кромки ближайшего отверстия до сварного шва обозначается l_w. В тех случаях, когда $l_w \leqslant 0{,}5\sqrt{D_m(s-c)}$, или $l_w \leqslant 50$ мм, или отверстие пересекает сварной шов, то

$$\varphi = \varphi_d \frac{\varphi_w}{\sqrt{1 - 0{,}75 \sin^4 \alpha_w}}.$$

Здесь $D_m = D_a - s = D + s$. Если отверстия укреплены, то вместо φ_d подставляют φ_c.

Барабаны и камеры имеют ослабления одиночными отверстиями большого диаметра и полями отверстий малого диаметра. Концентрация напряжений возникает около края отверстия в цилиндрическом сосуде, нагруженном внутренним давлением. В упругой области эти напряжения могут быть определены расчетным путем с использованием методов теории упругости. В плоской пластине большой ширины, растягиваемой в одном направлении, коэффициент концентрации напряжений достигает 3, т. е. нормальные напряжения около отверстия в 3 раза больше средних.

В толстостенном сосуде, как и в толстостенной трубе, напряжения распределяются по толщине стенки неравномерно. Нормальные тангенциальные и радиальные напряжения достигают максимума у края отверстия на внутренней поверхности. Именно в этих местах и обнаружены трещины около отверстий на многих барабанах котлов высокого давления, а также в паросборных камерах прямоточных котлов высокого давления.

Напряжение около отверстия значительно превышает среднее. Однако обычно считается допустимой работа конструкции в упругопластическом состоянии, когда часть металла в сечении перешла в пластическое состояние, а часть находится в упругой области. При этом относительная пластическая деформация составляет всего доли процента. Пластическая деформация охватывает сравнительно небольшие объемы металла, но в это же время происходит резкое снижение максимумов напряжений.

В Нормах расчета на прочность [140,141] используется приближенный метод расчета как ослаблений от одиночных отверстий, так и ослаблений от поля мелких отверстий.

Одиночным считают такое отверстие, кромки которого удалены от кромок ближайшего отверстия на расстояние не менее $2\sqrt{(D+s)(s-c)}$. Отверстие может быть укрепленным конструктивными способами или неукрепленным. Неукрепленным считается отверстие, не имеющее усилений в виде утолщенных штуцеров, способных кроме восприятия внутреннего давления укреплять сосуд, или отверстие, не имеющее усилений в виде приварных накладок.

При номинальном наружном диаметре барабана или камеры коэффициент прочности одиночного неукрепленного отверстия определяется по формуле

$$\varphi_d = \frac{2}{\frac{d}{\sqrt{D_m(s-c)}} + 1{,}75}, \qquad (5.18)$$

где d — диаметр отверстия (рис. 5.3). При наличии отверстия, имеющего по глубине разные диаметры, условный диаметр отверстия d_y принимают равным

$$d_y = \frac{\sum d_i h_i}{s}. \qquad (5.19)$$

При расчете одиночного отверстия фаски и скругления кромок с внутренней стороны барабана или камеры не учитывают. За диаметр отверстия с резьбой принимают средний диаметр резьбы.

Наибольший допускаемый диаметр неукрепленного отверстия в цилиндрических деталях при номинальном наружном диаметре не должен превышать

$$d_0 = \left(\frac{2}{[\varphi_d]} - 1{,}75\right)\sqrt{(D_a - s)(s-c)}, \qquad (5.20)$$

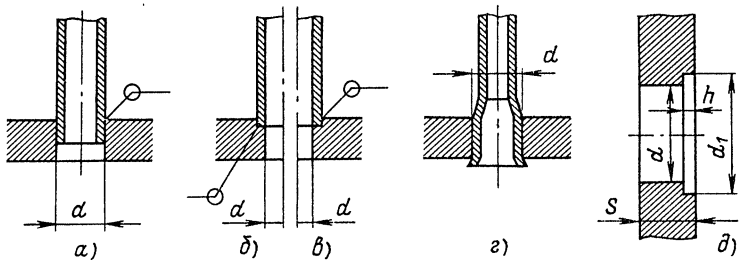


Рис. 5.3. Расчетные схемы выбора диаметра отверстия:
а — труба приварена к наружной поверхности барабана или камеры (заглубление штуцера менее 30% толщины стенки); *б* и *в* — углубление под штуцер не учитывается, если штуцер приваривается с полным проплавлением, *г* — труба развальцована; *д* — отверстие имеет по толщине стенки разный диаметр

где минимальный допускаемый коэффициент прочности $[\varphi_d]$ вычисляют по формуле

$$\varphi_d = \frac{p[D_a - (s-c)]}{2(s-c)[\sigma]}. \qquad (5.21)$$

Толщина стенки барабана или камеры превосходит толщину, необходимую для восприятия внутреннего давления при наличии одиночного неукрепленного отверстия, так как в других местах имеются ослабления рядами отверстий или продольным сварным швом. Толщина барабана или камеры выбирается такой, чтобы, несмотря на наличие этих ослаблений, была обеспечена их прочность. Поэтому вдали от ослаблений барабан или камера имеют избыточную толщину. В этом случае укрепление не требуется.

Если диаметр отверстия в сосуде превышает допускаемый диаметр неукрепленного отверстия, то необходимо либо увеличить толщину стенки сосуда, либо укрепить отверстие.

Укрепление отверстия основывается на принципе компенсации металла, удаленного из отверстия. Для укрепления одиночного отверстия до заданного значения коэффициента прочности φ_c необходимо, чтобы было выдержано условие

$$\sum f = f_s + f_n + f_w \geqslant \frac{\varphi_c - \varphi_d}{1 - 0{,}875\varphi_d}(s-c)\,d, \qquad (5.22)$$

где f_s — укрепляющее сечение штуцеров, мм^2; f_n — укрепляющее сечение накладок, мм^2; f_w — укрепляющее сечение наплавленного металла, мм^2; d — диаметр отверстия, мм; φ_d — коэффициент прочности, вычисленный по (5.19).

Левая часть неравенства (5.22) — сечение металла, укрепляющего отверстия; правая часть — дефект металла, который необходимо компенсировать укреплением.

Площадь укрепляющего сечения штуцера, изображенного на рис. 5.4, *а*, определяется как

$$f_s = 2h_s[(s_s - c) - s_{0s}],$$

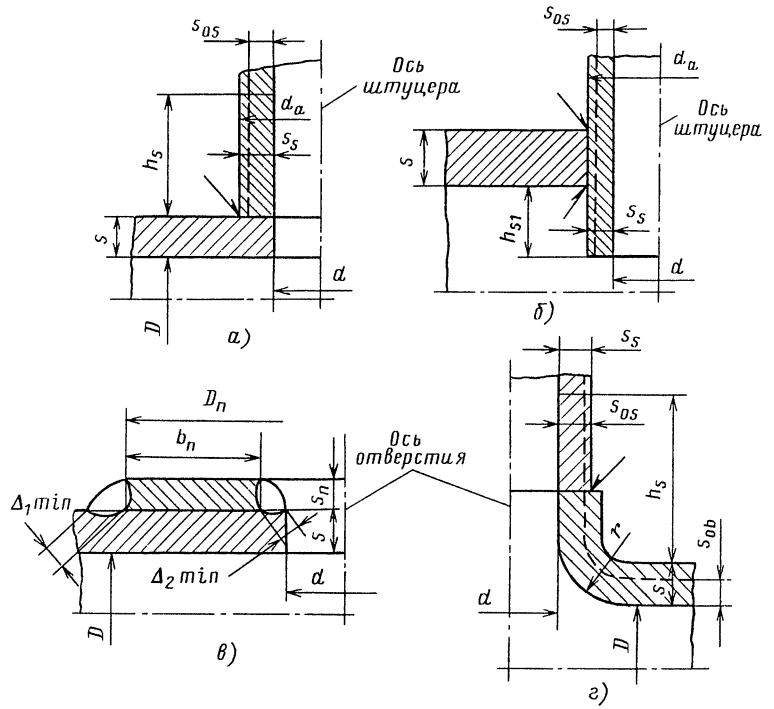


Рис. 5.4. Укрепление отверстий:
а — штуцером; *б* — штуцером, выступающим внутрь барабана или камеры и не испытывающим в этой части нагрузки от давления, *в* — накладкой, *г* — вытянутой горловиной

где s_{0s} — толщина штуцера, необходимая для восприятия внутреннего давления; h_s — высота штуцера (рис. 5.4, *а*), принимаемая по чертежу, но не более

$$h_s = 1{,}25\sqrt{(d_a - s_s)(s_s - c)}.$$

Если конструкция штуцера соответствует рис. 5.4, *б*, то

$$f_s = 2h_s[(s_s - c) - s_{0s}] + 2h_{s1}(s_s - c),$$

где h_{s1} принимают по чертежу, но не более $h_{s1} = 0{,}5\sqrt{(d_a - s_s)(s_s - c)}$.

При наличии накладки (рис. 5.5, *в*)

$$f_n = 2b_n s_n,$$

где b_n — ширина накладки по чертежу (рис. 5.4, *в*), но не более определяемой по формуле

$$b_n \leqslant \sqrt{(D + s)(s - c)}. \qquad (5.23)$$

Величина b_n, так же как и h_s, выбрана из условия распространения краевого эффекта, возникающего от отверстия в упругой области.

Если металл укрепляющего штуцера или накладки имеет более низкие допускаемые напряжения, чем укрепляемая цилиндрическая деталь, то компенсирующая площадь укрепляющей детали должна быть увеличена пропорционально отношению допускаемых напряжений. Более высокая прочность укрепляющей детали в расчете не учитывается.

Нормы регламентируют сечение сварного шва, крепящего штуцер или накладку к сосуду (рис. 5.5), принимаемое при расчете. Для штуцера

$$\Delta_{\text{мин}} > 2{,}1\,\frac{h_s s_s}{d_a}. \qquad (5.24)$$

Для накладок

$$\Delta_{1\,\text{мин}} + \frac{D_n - 2b_n}{D_n}\,\Delta_{2\,\text{мин}} \geqslant \frac{2{,}1 b_n s_n}{D_n},$$

причем в этом случае ширину накладки b_n и ее наружный диаметр D_n принимают по размерам, указанным на рис. 5.5, *в*.

Диаметр отверстия в барабане или камере не должен превышать $d \leqslant 0{,}75\,(D_a - 2s_0)$.

При расчетах на прочность угловых сварных соединений приварки патрубков или штуцеров к барабанам и камерам коэффициент прочности сварного шва должен приниматься равным 0,8 в тех случаях, когда проводится 100% контроль по всему контуру приварки при помощи ультразвуковой дефектоскопии или радиографии. Если такой контроль отсутствует, то $\varphi_w \leqslant 0{,}6$. Такие же коэффициенты прочности должны приниматься и для тавровых сварных соединений.

При ослаблении барабана или камеры одиночным укрепленным отверстием коэффициент прочности при расчетном внутреннем диаметре определяют так:

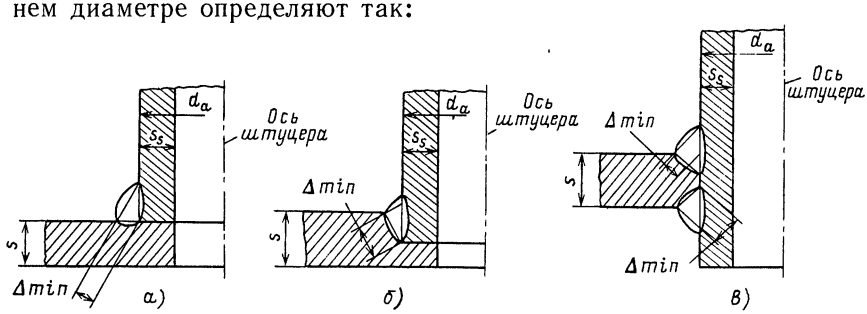


Рис. 5.5. Размеры сварных швов укрепляющих элементов, принимаемые при расчете:
а — шов наружного штуцера; *б* — шов утопленного штуцера, *в* — шов проходного штуцера

$$\varphi_c = \varphi_d \left[1 + \frac{\sum f}{2 s_R \sqrt{(D+s)(s-c)}} \right] \tag{5.25}$$

или при расчетном наружном диаметре

$$\varphi_c = \varphi_d \left[1 + \frac{\sum f}{2 s_R \sqrt{(D_a - s)(s-c)}} \right]. \tag{5.26}$$

Здесь коэффициент прочности определяется для неукрепленного отверстия по формулам (5.18) и (5.19).

Рассмотрим расчет на прочность барабана или камеры, ослабленных рядами отверстий одинакового размера. Задача о распределении напряжений в камере или барабане, имеющих поле отверстий, весьма сложна и не имеет в настоящее время точного математического решения.

В барабане имеется обычно несколько рядов отверстий, на распределение напряжений влияют толщина и кривизна стенки барабана, а также размеры штуцеров, приваренных к барабану, или труб, развальцованных в отверстиях.

При выводе формул для расчета барабанов и камер с отверстиями исходят из предпосылки о равномерном распределении напряжений в мостиках между отверстиями. Это допущение справедливо, если металл барабана или камеры достаточно пластичен для того, чтобы допустить небольшую пластическую деформацию около отверстий, в результате которой и произойдет усреднение напряжений.

Коэффициент прочности цилиндрического сосуда в продольном направлении при ослаблении его одним или несколькими рядами коридорно расположенных отверстий одинакового диаметра с постоянным шагом между их центрами принимается равным

$$\varphi_d = \frac{t-d}{t}, \tag{5.27}$$

где t — шаг между центрами отверстий в продольном направлении, мм; d — диаметр отверстия, мм.

При коридорном расположении отверстий (рис. 5.6, *а*) одинакового диаметра с постоянным шагом коэффициенты прочности в поперечном направлении определяются по формуле

$$\varphi_d = 2\frac{t_1 - d}{t_1}, \tag{5.28}$$

где t_1 — шаг между центрами отверстий в поперечном направлении по среднему диаметру сосуда, мм.

Коэффициент прочности в поперечном направлении умножают на два, так как среднее напряжение в поперечном направлении в 2 раза меньше, чем в продольном.

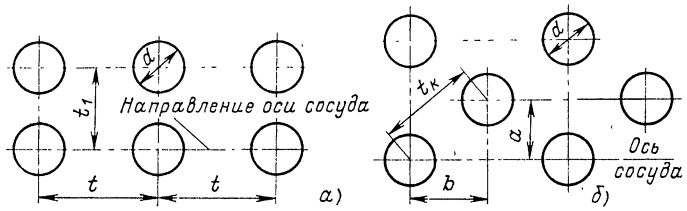


Рис. 5.6. Расположение отверстий в барабане или камере и номограмма для определения коэффициента прочности по косому мостику:
а — коридорное, *б* — шахматное

Коэффициент прочности φ_d определяется как отношение площади сечения, ослабленного отверстиями, к неослабленному сечению, т. е. расчет ведется по средним напряжениям в мостиках между отверстиями.

Если отверстия имеют различный диаметр, то при расчете коэффициента ослабления между ними принимается среднеарифметический диаметр.

При шахматном равномерном расположении отверстий прочность проверяют по продольному коридорному мостику при $t=2a$ (рис. 5.6, *б*), по поперечному коридорному мостику при $t_1=2b$ и по косому мостику между отверстиями по формуле

$$\varphi_d=\frac{1-\dfrac{d}{a}\dfrac{1}{\sqrt{1+m^2}}}{\sqrt{1-0{,}75\left(\dfrac{m^2}{1+m^2}\right)^2}}, \qquad (5.29)$$

где $m=b/a$.

При расчете толщины стенки или при определении допускаемого давления используется наименьший коэффициент прочности по всем видам ослаблений.

Формула (5.29) может быть получена из теории максимальных касательных напряжений, если допустить, что напряжения распределены равномерно по ширине и толщине косого мостика между отверстиями.

Напряжения в крайних мостиках, определенные тензометрированием на моделях и камерах, получаются ниже, чем в средних. Сказывается разгружающее влияние металла, прилегающего к полю отверстий и не имеющего ослаблений. В мостике между двумя единичными отверстиями напряжения также меньше, чем в аналогичном мостике, расположенном в сплошном поле отверстий. Поэтому по [141] коэффициент прочности мостика барабана или камеры из углеродистой стали при наличии всего двух отверстий, при расстоянии между их кромками менее $2\sqrt{D_m(s-c)}$ и отсутствии укрепления, определяется как

$$\varphi_d = \frac{2(1-\varphi_{мин})+z\varphi_{мин}}{2(1+z)-(2+z)\varphi_{мин}}, \qquad (5.30)$$

где $\varphi_{мин}$ — приведенный коэффициент прочности поля отверстий, имеющего такие же диаметры отверстий, расположение и шаг; величина z определяется по формуле

$$z = \frac{d}{\sqrt{(D+s)(s-c)}}. \qquad (5.31)$$

При наличии ряда из трех отверстий с неравномерным шагом допускается принимать коэффициент прочности равным среднеарифметической величине:

$$\varphi_d = 0{,}5\,(\varphi_{мин} + \varphi_{макс}). \qquad (5.32)$$

Использование повышенного коэффициента прочности по выражению (5.32) допускается только для барабанов и камер из углеродистых сталей, так как для них пластическая деформация, возникающая в мостике при его разгрузке, и передача напряжений от мостика на неослабленные участки по другую сторону отверстия менее опасны с точки зрения снижения работоспособности металла, чем для легированных перлитных и аустенитных сталей.

На основании имеющегося опыта изготовления и эксплуатации барабанов и камер установлено ограничение на минимальную величину мостика между отверстиями. Шаг между центрами двух соседних отверстий равных диаметров должен быть не менее 1,4 расчетного диаметра отверстия. При разных диаметрах шаг должен быть не менее 1,4 полусуммы расчетных диаметров.

При ослаблении барабана или камеры одинаковыми отверстиями с частично укрепленными штуцерами приведенный коэффициент прочности определяется так:

$$\varphi_c = [\varphi_d + (1-\varphi_d)]\sum f\,[(s-c)\,d]^{-1}, \qquad (5.33)$$

где φ_d — коэффициент прочности, определенный без учета укрепления отверстий; $\sum f$ принята по (5.22); s — толщина барабана или камеры, вычисленная при $\varphi=1$ и $C=0$.

На номинальную толщину стенки барабанов и камер наложены следующие ограничения [140]. В случаях изготовления их из листа толщина стенки должна быть не менее 6 мм. В порядке исключения при изготовлении из листа барабанов и камер котлов паропроизводительностью менее 1 т/ч при рабочем давлении менее 0,5 МПа номинальная толщина стенки может быть снижена до 4 мм.

Для получения надежного вальцовочного соединения требуется, чтобы толщина стенки барабана или камеры была не

менее 16 мм; в порядке исключения можно применять толщину стенки до 13 мм. При более тонкой стенке нельзя использовать вальцовку.

Согласно [140] введены ограничения на минимальную толщину стенок коллекторов котлов, изготавливаемых из труб. При наружном диаметре трубы менее 51 мм номинальная толщина должна быть не менее 2,5 мм; при наружном диаметре от 51 до 70 мм включительно — не менее 3,0 мм; при диаметре более 70 мм до 90 мм — не менее 4,0 мм.

Во избежание чрезмерных температурных напряжений толщина стенки не изолированных обогреваемых барабанов и камер, расположенных в топке, должна быть не более 22 мм. Если они омываются газами с температурой не выше 900° С, то толщина стенки может быть до 30 мм; если же газы имеют температуру не свыше 600° С, то толщина может достигать 50 мм.

Если отверстие или ряд отверстий расположены в продольном сварном шве или расстояние от края отверстия до середины сварного шва менее $\sqrt{Ds}$, то коэффициент прочности барабана определяется как произведение коэффициентов прочности при ослаблении его отверстиями и сварным швом.

Камеры мощных паровых котлов имеют большую длину и опираются на опоры, одна из которых неподвижна, а другие допускают перемещение от тепловых расширений. Если расстояние между опорами велико, то нагрузки от камеры, заполняющей ее среды, наружной тепловой изоляции, трубной системы и самокомпенсации могут привести к тому, что напряжения от изгиба в поперечном направлении превысят напряжения от внутреннего давления в тангенциальном направлении.

Дополнительные напряжения, вызванные изгибающими моментами, осевыми усилиями и крутящими моментами от весовых нагрузок, определяются расчетным путем, как правило, по соответствующим руководящим техническим материалам. При определении перерезывающего момента $M_и^s$ камеру рассматривают как балку, свободно лежащую на опорах.

Проверку на изгибные напряжения необходимо проводить в тех случаях, когда наружный диаметр камеры не превышает 800 мм, а расстояние между опорами более 6 м. Поверочный расчет на изгиб может быть также необходим при передаче на камеру больших нагрузок от присоединяемых деталей, значительных компенсационных усилий от трубопроводов или реакции струи при срабатывании предохранительных клапанов, присоединенных в камере.

Часто возникает необходимость поверочного расчета барабана или камеры для определения допускаемого рабочего давления. В этом случае пользуются при расчетном наружном диаметре формулой

$$[p]=\frac{2(s-c)\varphi[\sigma]}{D_a-(s-c)}, \tag{5.34}$$

или при расчетном внутреннем диаметре

$$[p]=\frac{2(s-c)\varphi[\sigma]}{D+(s-c)}. \tag{5.35}$$

Допускаемое давление в изготовленном барабане или камере может быть определено при поверочном расчете как

$$[p]=\frac{2\varphi[\sigma](s_f-c_2)}{D_a(s_f-c_2)},$$

где s_f — фактическая толщина стенки, которая должна измеряться в нескольких местах. Фактическую толщину стенки принимают как наименьшую из результатов четырех измерений толщины по концам двух взаимно перпендикулярных диаметров в одном сечении. Число проверяемых сечений должно быть не менее одного на 2 м барабана или камеры, но не менее трех в одном изделии. Толщину можно измерять ультразвуковым толщиномером, обеспечивающим точность измерения не менее 3%. Следует отметить, что толщина стенки барабанов, изготавливаемых из листа, колеблется в значительно более узких пределах, чем толщина стенки труб для камер.

5.6. Расчет на прочность тройников

Тройники, используемые в трубных системах котлов и трубопроводов, изготавливают штамповкой (оттягивают в штампе горловину отвода), сваркой из труб, литьем в земляные формы, реже — ковкой и механической обработкой.

При использовании сварных тройников столкнулись с повреждениями сварных соединений, которые описаны ранее в гл. 4. В связи с этим разработана технология и налажено производство тройников с вытянутой горловиной путем штамповки из труб. У этих тройников сварной шов легко поддается контролю — шов вынесен из зоны максимальных изгибных напряжений, которые особенно опасны в зоне термического влияния сварных соединений жаропрочных хромомолибденованадиевых сталей.

Напряжения в тройниках превышают напряжения в неослабленной трубе из-за удаления металла для образования отверстия в основной трубе, из-за наличия резких переходов и изменения поперечного сечения. Точного аналитического решения задачи о распределении напряжения в тройнике пока не существует. Эта задача решается в основном экспериментальным путем или путем приближенных числовых решений на ЭВМ. Разработаны приближенные инженерные методы расчета.

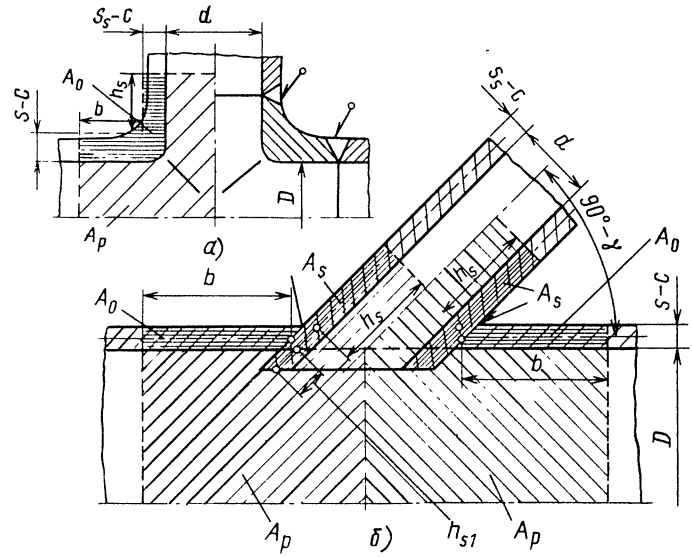


Рис. 5.7. Расчетные схемы тройников:
а — с вытянутой горловиной; *б* — с наклонным отводом

Тройниковые соединения и отводы рассчитываются как камера с одиночным укрепленным или неукрепленным отверстием, если отклонение оси штуцера (ответвления) от перпендикуляра к оси основной трубы не превышает 15°.

В [141] приводится также методика расчета на прочность деталей цилиндрической формы (в частности, тройников) с нерадиальными отверстиями (рис. 5.7).

Для повышения работоспособности тройников следует более плавно выполнять переход от трубы к патрубку и стремиться к возможно более высокой пластичности и однородности свойств металла тройника и сварного шва. Оба эти условия достигаются при применении тройников с выпрессованным отводом. Для обеспечения максимальной однородности металла труб и металла шва сварного тройника необходимо производить термическую обработку с полной фазовой перекристаллизацией (нормализацию с высоким отпуском для перлитных сталей). Однако для обеспечения равнопрочности основного металла и металла шва при термической обработке с фазовой перекристаллизацией необходимо пересмотреть композицию электродов.

5.7. Расчет на прочность конических переходов

В трубчатых элементах конструкций паровых котлов и паропроводов используются конические переходы от трубы боль-

шего диаметра к трубе наименьшего диаметра и наоборот. Как правило, эти переходы изготавливаются обжатием или штамповкой труб в горячем состоянии или расточкой кованой заготовки. Но возможен вариант изготовления вальцовкой из листа и сваркой продольным швом. Последний вариант применяется для тонкостенных конструкций.

Для получения условия прочности конического перехода (рис. 5.8, *а*) воспользуемся уравнением равновесия бесконечно малого элемента тонкостенной оболочки тела вращения, которая нагружена внутренним давлением (рис. 5.8, *б*). Под тонкостенной понимают оболочку, у которой толщина мала по сравнению с размерами сосуда и радиусами кривизны. В таком случае можно пренебречь изменениями кривизны стенок, их изгибами, считать, что напряжения распределяются равномерно по толщине стенки.

Уравнение равновесия, которое получено в этом разделе, будет полезным при выводе формул для расчета на прочность любых тел вращения, в частности выпуклых днищ.

На бесконечно малый элемент оболочки с внутренней стороны воздействует сила давления, равная $dl_1 dl_2 p$, сила уравновешивается нормальными напряжениями по боковым граням. На боковых гранях элемента оболочки вследствие симметрии задачи не возникают касательные напряжения.

Обозначим через σ_1 напряжение, действующее по меридиональной грани, и через σ_2 — по перпендикулярной грани (окружное), а через ρ_1 и ρ_2 — главные радиусы кривизны оболочки, т. е. радиусы кривизны, расположенные в меридиональной плоскости, и в плоскости, перпендикулярной ей (рис. 5.8, *б*).

Выделим из стенки сосуда двумя меридиональными сечениями и двумя перпендикулярными им плоскостями диффе-

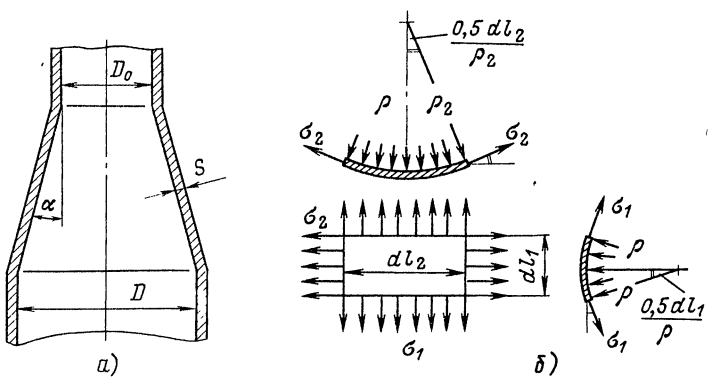


Рис. 5.8. Расчетные схемы:
а — схема конического перехода, *б* — схема нагружения бесконечно малого элемента оболочки вращения выделенного двумя меридиональными и двумя перпендикулярными им плоскостями

ренциально малый элемент и рассмотрим условие его равновесия. Длина элемента dl_1 в плоскости радиуса ρ_1 и dl_2 — в плоскости радиуса ρ_2.

Запишем условия равновесия элемента оболочки относительно нормали, проходящей через его центр.

Напряжение σ_1, действующее по площадке $Sodl_2$ (где s_r — расчетная толщина стенки элемента), даст проекцию на эту ось, равную

$$\sigma_1 s_r dl_2 \frac{0{,}5dl_1}{\rho_1}. \tag{5.36}$$

Так как напряжения σ_1 действуют по двум сторонам от нормали совершенно симметрично, то на одинаковых площадках суммарная их сила определяется удвоением значения, найденного из выражения (5.36).

Аналогично поступим относительно σ_2. Сила от этих напряжений равна:

$$\sigma_2 s_r dl_1 \frac{0{,}5dl_2}{\rho_2}.$$

При принятых на рис. 5.8, *б* обозначениях сил получим условие равновесия:

$$\sigma_1 s_R dl_2 \frac{dl_1}{\rho_1} + \sigma_2 s_R dl_1 \frac{dl_2}{\rho_2} = p dl_1 dl_2. \tag{5.37}$$

Отсюда получаем универсальную зависимость, связывающую геометрические параметры оболочки тела вращения в каждой точке с давлением и главными напряжениями:

$$\frac{\sigma_1}{\rho_1} + \frac{\sigma_2}{\rho_2} = \frac{p}{s_R}. \tag{5.38}$$

Для конической поверхности $\rho_1 = \infty$, так как эта поверхность получается в результате вращения прямолинейной образующей вокруг оси конуса. Следовательно, окружное напряжение равно

$$\sigma_2 = \frac{p\rho_2}{s_R} = \frac{pr}{s_R \cos\alpha}, \tag{5.39}$$

где r — текущий радиус внутренней поверхности конического перехода.

Меридиональное напряжение σ_1 можно определить из условия равновесия мысленно отсекаемой части конического перехода. Напряжения σ_1, действующие по кольцу $2\pi r s_R$, должны уравновешивать давление на площадку πr^2:

$$2\pi r s_R \sigma_1 \cos\alpha = \pi r^2 p,$$

или

$$\sigma_1 = \frac{pr}{2s_R \cos\alpha}. \tag{5.40}$$

Следовательно, в любом сечении конического перехода меридиональное напряжение в 2 раза меньше окружного. Оба напряжения достигают наибольшего значения в месте перехода к цилиндрической части большего диаметра. Наибольшее окружное напряжение в этом месте

$$\sigma_1 = \frac{pr}{2s_0 \cos \alpha}.$$

Минимальное напряжение в любом сечении — радиальное. Среднее по толщине стенки радиальное напряжение с учетом разницы в размерностях давления и напряжения

$$\sigma_{\text{мин}} = \sigma_r = -\frac{p}{2}.$$

Принимая условие прочности по теории максимальных касательных напряжений, получаем:

$$\sigma_{\text{макс}} - \sigma_{\text{мин}} \leqslant [\sigma],$$

или

$$\frac{pD}{2s_R \cos \alpha} + \frac{p}{2} \leqslant [\sigma].$$

Отсюда легко получить зависимость, определяющую толщину стенки:

$$s = \frac{pD}{(2[\sigma] - p)\cos \alpha} + c. \tag{5.41}$$

При наличии сварного шва его учитывают введением в формулу (5.41) коэффициента φ:

$$s = \frac{pD}{(2\varphi[\sigma] - p)\cos \alpha} + c. \tag{5.42}$$

Формулы (5.36) и (5.37) применимы при $\alpha \leqslant 15°$ для достаточно тонкостенных переходов при условии

$$0{,}25 \leqslant \frac{s-c}{D} \geqslant 0{,}003.$$

При угле конусности α в пределах от 15 до 45° должно быть выдержано, кроме того, следующее условие:

$$\frac{D_0}{D} \leqslant \left[1 - 2\frac{\sin \alpha}{D\sqrt{\cos \alpha}}\sqrt{\left(1 + \frac{s-c}{D}\right)\frac{s-c}{D}}\right].$$

5.8. Расчет на прочность выпуклых днищ

При изготовлении котельных барабанов и камер используются днища эллиптической, торосферической или сферической формы, они могут быть глухие или с отверстиями. Обозначения основных типов днищ и условные обозначения основных геометрических размеров, определяющих их прочность, указаны на рис. 5.9.

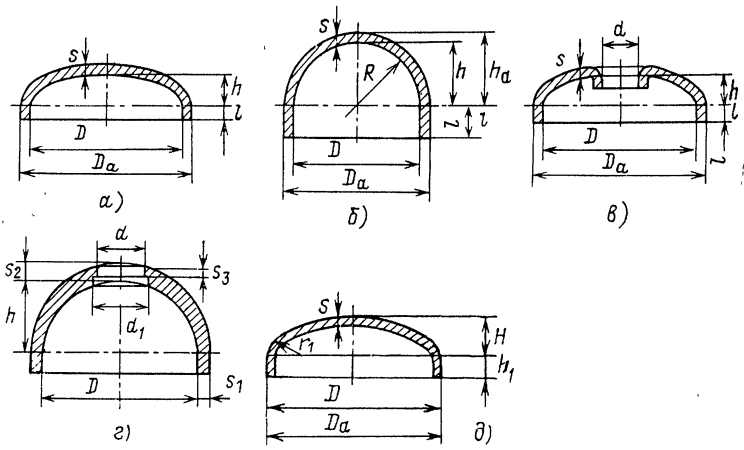


Рис. 5.9. Выпуклые днища:
а — эллиптическое глухое; *б* — эллиптическое с лазовым отверстием; *в* — эллиптическое со стенками разной толщины; *г* — днище с переменной толщиной стенки, *д* — торосферическое

Рассмотрим, какие напряжения возникают в днище, нагруженном внутренним давлением.

Универсальное уравнение (5.38) применимо для определения напряжений в стенке полушарового днища, нагруженного внутренним равномерным давлением. Из условия симметрии конструкции и симметрии нагружения получаем:

$$\sigma_1 = \sigma_2 = \sigma.$$

Воспользуемся этим дополнительным условием и найдем из уравнения (5.38) величину σ:

$$\sigma = pR/2s_R = pD/4s_R. \qquad (5.43)$$

Здесь радиус кривизны принят равным внутреннему радиусу сосуда. Такое допущение оправдано, так как толщина мала по сравнению с радиусом кривизны. Из уравнения (5.38) можно определить также тангенциальное напряжение в стенке цилиндрического сосуда, если принять во внимание, что в этом случае $\rho_2 = \infty$:

$$\sigma_1 = pD/2s_R.$$

Сопоставляя максимальные растягивающие напряжения в цилиндре и в полушаровом днище, видим, что при одних и тех же давлении, внутреннем диаметре и толщине стенки максимальные напряжения в цилиндре в 2 раза больше, чем в полушаровом днище.

Из условия $\sigma_1 - \sigma_3 \leqslant [\sigma]$ получаем уравнение для определения толщины стенки сферического днища, не имеющего ослаблений:

$$s = \frac{pD}{4[\sigma] - p} + c. \qquad (5.44)$$

По Нормам [140] номинальная толщина стенки эллиптической или полушаровой формы должна быть не менее определенной по формуле

$$s=\frac{pD}{4\varphi[\sigma]-p}\frac{D}{2h}+c, \tag{5.45}$$

где φ — коэффициент, учитывающий ослабление днища неукрепленными отверстиями и сварными швами. Отношение D/h учитывает увеличение напряжений в днище при отклонении формы поперечного сечения от шаровой. Формула (5.45) может быть применена при соблюдении следующих условий.

Первое — влияние отклонения от шаровой формы можно учесть множителем $D/2h$ с достаточной для практики точностью, если $0{,}5\geqslant h/D\geqslant 0{,}2$. Согласно действующим в настоящее время Правилам Госгортехнадзора [1] это отношение должно приниматься для вновь проектируемых котлов не менее 0,25. Уравнение (5.38) применимо для тонкостенных оболочек; поэтому и уравнение (5.37) можно использовать только при $(s-c)/D\leqslant \leqslant 0{,}1$. Отверстие, ослабляющее днище, не должно быть настолько большим, чтобы сделать расчетную схему неприменимой, должно быть выдержано условие $d/D\leqslant 0{,}6$, где d — диаметр отверстия в выпуклом днище (при расчетном наружном диаметре $d/D\leqslant \leqslant 0{,}61$).

В области, ограниченной этими условиями, формула (5.45) проверена экспериментально по предельным давлениям. Получено удовлетворительное совпадение с данными эксперимента.

Коэффициент прочности сварного шва определяется таким же образом, как и для цилиндрических элементов.

Если выпуклое днище имеет одно неукрепленное отверстие, то его коэффициент прочности определяют как

$$\varphi_d=2\,(z+1{,}75)^{-1},$$

где $z=d\,(\sqrt{D_m(s-c)})^{-1}$, а размеры принимаются согласно рис. 5.10.

Для укрепленного одиночного отверстия в выпуклом днище коэффициент прочности равен

$$\varphi_c=\varphi_d[1+\textstyle\sum f\,(2s_R\sqrt{D_m s_R})^{-1}],$$

где φ_d — коэффициент прочности неукрепленного одиночного отверстия; а $\sum f$ — сумма укрепляющих площадей, принимается по тем же правилам, что и для укрепления одиночного отверстия в цилиндрической детали, с использованием размеров согласно рис. 5.10.

При расчете на прочность днища с лазовым отверстием эллиптической или овальной формы за диаметр отверстия принимают наибольшую ось эллипса или овала в свету.

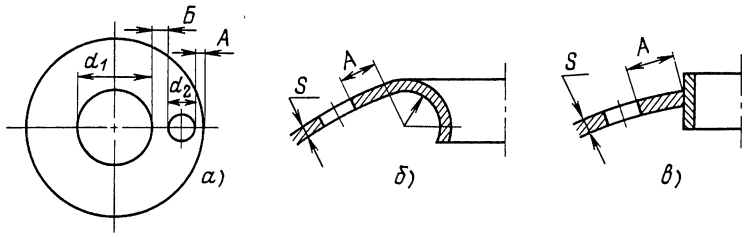


Рис. 5.10. Ограничения на расположение отверстий в днище:
а — размер *А* должен быть не менее 10% от внутреннего диаметра, размер *Б* должен быть не менее полусуммы диаметров отверстий; *б* и *в* — расстояние от кромки отверстий в днище до начала закругления отбортованного воротника или приваренного штуцера, измеренное по хорде, должно быть не менее толщины стенки днища

В конструкциях барабанов и камер иногда используются штампованные выпуклые днища с переменной толщиной стенки. В этом случае за расчетную толщину стенки принимается среднеарифметическая наибольшей и наименьшей толщин.

В конструкциях сосудов и котлов применяются торосферические днища (рис. 5.9, *д*), меридиональное сечение днищ представляет собой половину овала. Изготовление оснастки для штамповки таких днищ несколько проще, чем для штамповки эллиптических днищ. Днища можно изготавливать по упрощенной технологии путем раскатки листовой заготовки роликов. В эксплуатации на таких днищах были обнаружены в ряде случаев трещины по дуге радиуса $r_в$.

При переходе от дуги радиусом $R_в$ к дуге радиусом $r_в$ происходит резкое скачкообразное изменение напряжения, см. уравнение (5.38). В эллиптическом днище радиус кривизны изменяется плавно и скачков напряжения поэтому не наблюдается.

Наибольшие напряжения в торосферическом днище возникают на внутренней поверхности выпуклой части, где происходит ось симметрии. Чем больше радиус кривизны R, т. е. чем более плоско днище, тем менее равномерно распределены напряжения и тем больше абсолютная величина напряжения на наружной поверхности выпуклой части. С увеличением $r_в$ напряжения на переходной дуге снижаются. В прежние годы относительно часто трещины обнаруживались на торосферических днищах с большим радиусом кривизны ($R_в/D = 1{,}3 \div 1{,}4$) и с малым радиусом перехода ($r_в/D = 0{,}03 \div 0{,}05$).

Поэтому на конструкцию торосферических днищ накладываются дополнительные ограничения. В торосферических днищах, изготовленных из сварных заготовок, сварной шов должен пересекать переходную от большего радиуса к меньшему радиусу кривизны окружность под углом не менее 60°. В торосферических днищах не разрешается размещать отверстия в зоне

перехода от сферической части к торовой, где имеет место концентрация напряжений.

В процессе штамповки днище стенки утоняется. Утонение не учитывается, если оно не превышает 5% расчетной толщины. Если же утонение больше 5%, то толщина заготовки для изготовления днища должна быть увеличина на разницу между фактическим и допускаемым (5%) утонением. Эта добавка входит в c_1.

Рекомендуется выпуклые днища изготавливать из одного листа. Допускается изготавливать днища с толщиной стенки не более 30 мм из двух и более листов, которые должны быть сварены между собой до штамповки. Шов должен быть расположен по диаметру или хорде, отстоящим на расстоянии не более 0,2 наружного диаметра днища от его центра.

При поверочном расчете сферических и эллиптических днищ допускаемое рабочее давление определяют как

$$[p] = \frac{4(s-c)\varphi[\sigma]}{D+(s-c)2hD^{-1}}\frac{2h}{D}. \qquad (5.46)$$

Расчет на прочность торосферических днищ барабанов котлов и сосудов, входящих в состав котлов, проводится согласно ГОСТ 14249-80.

Ниже излагается методика этого расчета с использованием применяемых в нем условных обозначений, отличающихся от используемых в нормах расчета на прочность котлов и трубопроводов.

Торосферические днища в зависимости от соотношения геометрических размеров R, D_1 и r могут относиться к трем типам. Здесь R — внутренний радиус кривизны центральной части торосферического днища, мм; r — внутренний радиус кривизны перехода от центральной к отбортованной части днища, мм; D_1 — наружный диаметр отбортованной цилиндрической части днища, мм. Для днищ типа А характерно соотношение размеров $R \cong D_1$ и $r_1 \geqslant 0{,}095D_1$; для днищ типа В $R \cong 0{,}9D_1$ и $r_1 \geqslant 0{,}170D_1$; для днищ типа С $R \cong 0{,}8D_1$ и $r_1 \geqslant 0{,}15D_1$ м. Излагаемая ниже методика расчета на прочность справедлива при условии $0{,}002 \leqslant s_{1R}/D \leqslant 0{,}1$, где s_{1R} — расчетная толщина торосферического днища; D — внутренний диаметр сосуда.

Толщина днища в цилиндрической части (отбортовке) должна быть не меньше

$$s_1 \geqslant \frac{pD_1\beta_1}{2\varphi[\sigma]} + c. \qquad (5.47)$$

Здесь β_1 — коэффициент формы, принимаемый по рис. 5.11 (его величина определяется типом днища — А, В или С и отношением $p/[\sigma]$); φ — коэффициент прочности сварного шва (для днищ, изготовленных из заготовки без сварного шва

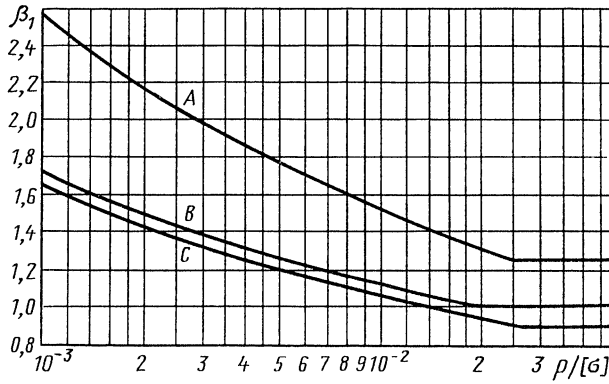


Рис. 5.11. Номограмма для определения коэффициента фактора формы β_1 при расчете на прочность торосферических днищ

$\varphi=1$); $[\sigma]$ — допускаемое напряжение при расчетной температуре, МПа; c — сумма прибавок к расчетной толщине стенки днища, учитывающих коррозию, эрозию, минусовый технологический допуск на лист и вытяжку при штамповке или раскатке днища.

Для днищ, изготовленных из заготовки со сварным стыковым швом, требуется проверить необходимую толщину стенки в центральной зоне днища по формуле

$$s_1 \geqslant \frac{pR}{2\varphi[\sigma]-p}+c. \qquad (5.48)$$

Если длина цилиндрической отбортованной части днища $h_1 \geqslant 0{,}8\sqrt{D_1(s_1-c)}$, то толщина цилиндрической части должна быть не менее определенной по формуле

$$s \geqslant \frac{pD}{2[\sigma]\varphi_w-p}+c, \qquad (5.49)$$

где D — внутренний диаметр сосуда, мм; φ_w — коэффициент прочности продольного сварного шва.

Толщина торосферического днища должна удовлетворять всем трем условиям, определяемым формулами (5.47), (5.48), (5.49).

Допускаемое избыточное внутреннее давление для торосферического днища должно быть не более

$$[p] \leqslant \frac{2(s_1-c)\varphi[\sigma]}{D_1\beta_2}.$$

В этой формуле коэффициент формы зависит от типа днища и отношения $D_1/(s-c)$.

Для днищ типа А

$$\beta_2 = 0{,}25\left[\sqrt[3]{D_1/(s_1 - c)} + 1\right],$$

но не менее 1,25.

Для днищ типа В

$$\beta_2 = 0{,}12\left[\sqrt[3]{D_1/(s_1 - c)} + 3{,}75\right],$$

но не менее 1,0.

Для днищ типа С

$$\beta_2 = 0{,}12\left[\sqrt[3]{D_1/(s_1 - c)} + 3{,}2\right],$$

но не менее 0,9.

При наличии сварного стыкового шва на торосферическом днище допускаемое давление не должно также превышать следующей величины:

$$[p] = \frac{2(s_1 - c)\varphi[\sigma]}{R + (s_1 - c)}. \qquad (5.50)$$

5.9. Расчет на прочность плоских днищ и заглушек

На коллекторах, пароохладителях и ряде других элементов котлов применяются плоские донышки. Наиболее просты с точки зрения их изготовления донышки, вырезанные на станке из листа (рис. 5.12, *а—д*).

Применение плоских донышек по Правилам Госгортехнадзора СССР допускается только для элементов с внутренним диаметром или наибольшей стороной не более 500 мм. Заготовки — лист и поковки — должны проходить ультразвуковой контроль или другим равноценным методом на отсутствие пороков.

По Нормам [140] толщину стенки плоского круглого донышка необходимо рассчитывать по формуле

$$s_1 = \frac{KD}{K_0}\sqrt{\frac{p}{[\sigma]\varphi_w}} + c, \qquad (5.51)$$

а допускаемое рабочее давление при поверочных расчетах — по формуле

$$[p] = \left(\frac{K_0}{K}\frac{s_1 - c}{D}\right)^2 [\sigma]\varphi_w. \qquad (5.52)$$

При расчете на прочность штампованных плоских донышек с отбортовкой (рис. 5.13, *е*) в формулы (5.51) и (5.52) вместо D необходимо использовать $D - r$. Таким образом, учитывается большая упругая податливость донышек этой конструкции при нагружении внутренним давлением.

В формулах (5.51) и (5.52) K и K_0 — коэффициенты, определяемые в зависимости от конструкции донышка и толщины стенки камеры.

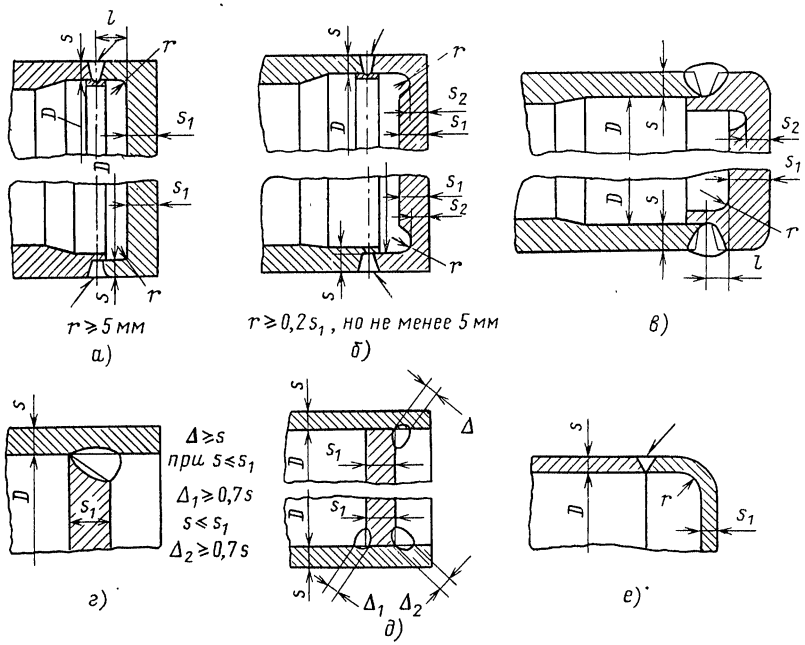


Рис. 5.12. Типы плоских донышек, используемых в элементах котлов

Формулы (5.51) и (5.52) могут быть получены в результате решения задач о напряженном состоянии круглой пластины, нагруженной гидростатическим давлением. Решение справедливо как для упругой, так и для пластической области (из условия определения предельного давления). Различие будет лишь в значении коэффициента K, который зависит от способа закрепления пластины по контуру и от метода оценки прочности — по предельным напряжениям или по предельным нагрузкам. Как и в других разделах Норм, для плоских донышек коэффициенты K принимаются из условия расчета по предельным нагрузкам (в данном случае по предельным давлениям).

Коэффициент K учитывает способ соединения донышка с камерой, а коэффициент K_0 — ослабление донышка отверстиями.

В зависимости от конструкции сопряжения донышек с камерой и соотношения основных размеров, определяющих прочность донышка, стенки камеры и сварного шва, принимают следующие значения коэффициента K.

При расчете на прочность донышка, конструкция которого изображена на рис. 5.12, *а*, в случае $l \geqslant \sqrt{(D+s)s}$, когда сварной шов вынесен за пределы зоны максимальных дополнительных изгибных напряжений, возникающих в зоне перехода от камеры

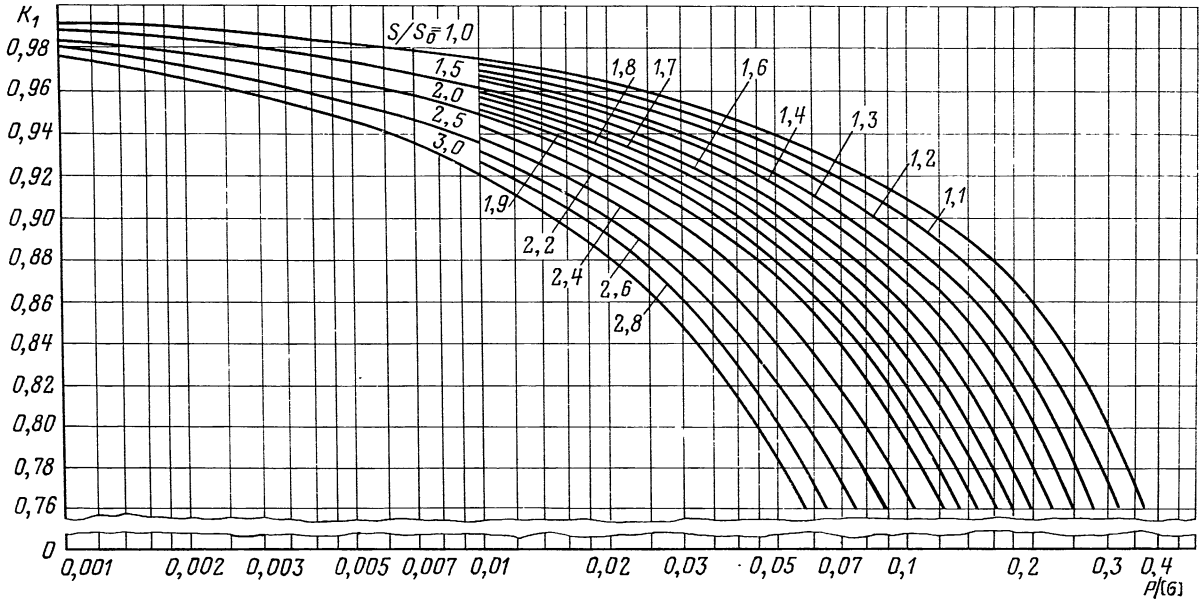


Рис. 5.13. Номограмма для определения коэффициента K_1, используемого при расчете на прочность круглых плоских донышек

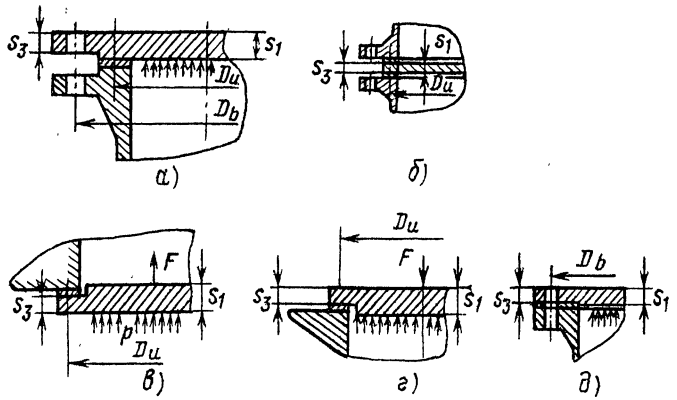


Рис. 5.14. Конструкции и условные обозначения различных типов плоских круглых заглушек и крышек

к донышку, коэффициент K принимают равным 0,42 K_1, но не менее 0,35.

Если $l<\sqrt{(D+s)s}$, то $K=0{,}45\ K_1$ (но также не менее 0,35). Здесь K_1 — коэффициент, определяемый по номограмме, представленной на рис. 5.13. Аналогично проводится расчет для днищ, изображенных на рис. 5.12, *б* и *в*.

При расчетах на прочность плоских донышек, изображенных на рис. 5.12, *г*, коэффициент K принимают равным 0,55 K_1; для днищ по рис. 5.12, *д* — $K=0{,}53$; по рис. 5.12, *е* — $K=0{,}35$.

Вспомогательный коэффициент K_1 рассчитывают как

$$K_1=0{,}5+\sqrt{0{,}25-(s-c)\,0{,}5\sqrt{p[\sigma]}\,[s_0(2[\sigma]_z-p)]^{-1}},$$

где $[\sigma]$ — допускаемое напряжение для материала плоского донышка; $[\sigma]_z$ — допускаемое напряжение для сопрягаемой цилиндрической детали;

$$s_0=pD\,(2[\sigma]_z-p).$$

Если $[\sigma]=[\sigma]_z$, то K_1 можно определять по номограмме рис. 5.13. Во всех случаях коэффициент K_1 должен приниматься не менее 0,76, а толщина стенки цилиндрического сосуда в месте перехода к плоскому донышку должна быть не менее s_0. Толщина плоского донышка не должна быть меньше s для цилиндрической части коллектора.

Второй коэффициент, входящий в формулы (5.51) и (5.52) — K_0. Для донышек без отверстий он равен 1. Для донышек с одним отверстием $K_0=[1+d/D+(d/D)^2]^{-0,5}$. Для донышек с двумя и более отверстиями $K_0=[1+\sum d_i/D+(\sum d_i/D)^2]^{-0,5}$.

Для плоских донышек с кольцевой проточкой (рис. 5.12, *б* и *в*), которая применяется для разгрузки донышек от чрезмерных

Таблица 5.9. **Выбор расчетных диаметров и коэффициентов K_m в зависимости от типа конструкции плоской крышки или заглушки**

Номер позиции на рис. 5.14	$D_к$	K_m	Номер позиции на рис. 5.14	$D_к$	K_m
а	D_u	$0{,}5\ D_b/D_u$	*г*	D_u	1,25
б	D_u	0,41	*д*	D_b	0,41
в	D_u	0,53			

изгибных напряжений, толщина донышек в местах проточек должна удовлетворять двум условиям:

$$s_2 \geqslant 0{,}35\ D\sqrt{p[\sigma]^{-1}} + c \text{ и } s_2 \leqslant 0{,}77\ s_1.$$

В конструкциях деталей котлов и трубопроводов используются плоские круглые заглушки и крышки, изображенные на рис. 5.14; на этом же рисунке нанесены условные обозначения геометрических размеров, используемых при расчете на прочность этих плоских заглушек и крышек. Номинальная толщина должна быть не менее $s_1 = s_{1R} + c$, где $s_{1R} = K_m D_к \sqrt{p\,[\sigma]^{-1}}$. Здесь $D_к = K_m$ зависят от конструкции крышки или заглушки и принимаются согласно табл. 5.9.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Правила** устройства и безопасной эксплуатации паровых и водогрейных котлов. М.: Энергоатомиздат, 1989.

2. **Правила** устройства и безопасной эксплуатации сосудов, работающих под давлением. М.: Недра, 1989.

3. **Правила** устройства и безопасной эксплуатации трубопроводов пара и горячей воды. М.: Недра, 1970.

4. **Руководящие** технические материалы по сварке при монтаже тепловых электростанций (РТМ 1С-81). М.: Энергоиздат, 1982.

5. **Справочник** по объектам котлонадзора / А. К. Зыков, Д. А. Литвинов, И. А. Молчанов, А. А. Софронов, Е. Г. Сенькин, Л. Б. Сигалов, Н. А. Шишков. М.: Энергия, 1974.

6. **Правила** аттестации сварщиков. М.: Металлургия, 1971.

7. **Антикайн П. А.** Металлы и расчет на прочность котлов и трубопроводов. М.: Энергия, 1980.

8. **Антикайн П. А., Зыков А. К.** Эксплуатационная надежность объектов котлонадзора. Справочник. М.: Металлургия, 1985.

9. **Правила** классификации и постройки морских судов. Регистр СССР. Ленинград: Транспорт, 1981.

10. **Handbook** of Comparative Material Standards. Teyo Engineering Comparation. Tokyo, 1978. S. 253.

11. **ASME** Boiler and Presse Vessel Code. Section I.

12. **ASME** Boiler and Presse Vessel Code. Section III.

13. **Никольс Р.** Конструирование и технология изготовления сосудов давления. М.: Машиностроение, 1975.

14. **Карзов Г. П., Леонов В. П., Тимофеев Б. Т.** Сварные сосуды высокого давления. Л.: 1982.

15. **Котлы** стационарные паровые и водогрейные и трубопроводы пара и горячей воды. Нормы расчета на прочность. ОСТ 108.031.02-75. Л.: НПО ЦКТИ, 1977.

16. **Сосуды** и аппараты. Нормы и методы расчета на прочность. ГОСТ 14249-80.

17. **Сосуды** и аппараты стальные сварные. Технические требования. ОСТ 26-291-71.

18. **Steels** for fired and unfired pressure vessels. BS 1501. Plates. Part 1. Specification for carbon and manganese steels. P. 24.

19. **Steels** for fired and unfired presse vessel. BS 1501 Plats. Part 2. Alloy Steels. P. 36.

20. **Steels** for fired and unfired presse vessel. BS 1501 Plats. Part 3. Corrosion and heat resisting steels. P. 49.

21. **Standards** of Steel Plates. Sumitomo Metal Industries. Ltd. P. 95.

22. **Земзин В. Н., Шрон Р. З.** Термическая обработка и свойства сварных соединений. Л.: Машиностроение, 1978.

23. **Должанский П. Р.** Контроль надежности металла объектов котлонадзора. М.: Недра, 1985.

24. **Основные** положения по обследованию и технологии ремонта барабанов котлов высокого давления из стали 16ГНМ, 16ГНМА и 22К. М.: СПО Союзтехэнерго, 1978.

25. **Инструкция** по контролю за металлом котлов, турбин и трубопроводов. 34-70-013-84. М.: СПО Союзтехэнерго, 1984.

26. **Правила** контроля сварных соединений трубных систем котлоагрегатов и трубопроводов тепловых электростанций. ПК № 03ЦС-66. М.: ЦНИИТМАШ, 1967.

27. **Основные** положения по сварке и термообработке сварных соединений трубопроводных систем котлоагрегатов и трубопроводов тепловых электростанций. ОП № 02ЦС-66. М.: ЦНИИТМАШ, 1967.

28. **Махутов Н. А.** Сопротивление элементов конструкций хрупкому разрушению. М.: Машиностроение, 1973.

29. **Гуревич В. З.** Трубопроводы тепловых и атомных электростанций (проектирование и производство). М.: НИИЭинформэнергомаш, 1981.

30. **Антикайн П. А., Зыков А. К.** Изготовление объектов котлонадзора. Справочник. М.: Металлургия, 1980.

31. **Самарин А. А.** Вибрации трубопроводов энергетических установок и методы их устранения. М.: Энергия, 1979.

32. **Антикайн П. А.** Надежность металла паровых котлов и трубопроводов. М.: Энергия, 1973.

33. **Никитин В. И.** Расчет жаростойкости металлов. М.: Металлургия, 1976.

34. **Вайнман А. Б.** Предупреждение коррозии барабанных котлов высокого давления. М.: Энергоатомиздат, 1985.

35. **Пыхтин В. М., Зверев Л. С.** Влияние водорода на сопротивление сталей длительному разрушению. М.: ЦНИИатоминформ, 1985.

36. **Руководящие** указания по консервации теплоэнергетического оборудования. М.: СЦНТИ ОРГРЭС, 1972.

37. **Антикайн П. А.** Коррозия металла парогенераторов. М.: Энергия, 1977.

38. **Хайкин И. Б., Антикайн П. А.** Надежность металла топочных экранов котлов СКД при водяной очистке // Теплоэнергетика, № 5, 1981.

39. **Руководящие** указания по учету жаростойкости легированных сталей для труб поверхностей нагрева паровых котлов. М.: ЦНИИТМАШ, 1973.

40. **Ажогин Ф. Ф.** Коррозионное растрескивание и защита сталей. М.: Металлургия, 1974.

41. **Атлас** дефектов стали / Пер. с нем. Е. А. Капуткина. Под ред. М. Л. Бернштейна. М.: Металлургия, 1979.

42. **Нахалов В. А.** Надежность гибов труб теплоэнергетических установок. М.: Энергоатомиздат, 1983.

43. **Сборник** деративных материалов по эксплуатации энергосистем. Теплотехническая часть. М.: Энергоиздат, 1981.

44. **Туляков Г. А.** Термическая усталость в теплоэнергетике. М.: Машиностроение, 1976.

45. **Хромченко Ф. А.** Надежность сварных соединений труб котлов и паропроводов. Энергоиздат, 1982.

46. **Лащинский А. А., Толчинский А. Р.** Справочник. Основы конструирования и расчета химической аппаратуры. М.: Машиностроение, 1970.

47. **Временное** положение о проведении восстановительной термической обработки паропроводов, отработавших расчетный срок службы. М.: СПО Союзтехэнерго, 1978.

48. **Станюкович А. В. и др.** Длительная прочность и пластичность металла гибов трубопроводов из стали 12Х1МФ // Энергомашиностроение. 1978. № 9.

49. **Розенберг В. М.** Ползучесть металлов. М.: Металлургия, 1967.

50. **Спринжер Д. С.** Эрозия при воздействии капель жидкости. М.: Машиностроение, 1981.

51. **Глебов В. П., Эскин Н. Б., Трубачев В. М. и др.** Внутритрубные образования в паровых котлах сверхкритического давления. М.: Энергоатомиздат, 1983.

52. **Отс А. А.** Процессы в парогенераторах при сжигании сланцев и канско-ачинских углей. М.: Энергия, 1977.

53. **Котлы** паровые. Методика коррозионных испытаний. ОСТ 108.030.01-75. М.: ЦНИИТМАШ, 1975.

54. **Метод** учета окалинообразования при расчете на прочность элементов поверхностей нагрева паровых котлов. РТМ 24.030.49-75. Л.: ЦКТИ, 1975.

55. **Стальные** трубы (Справочник) / Под ред. Д. Шмидта. Пер. с немецкого. М.: Металлургия, 1982.

56. **Расчет** и конструирование трубопроводов (Справочное пособие). Б. В. Зверьков, Д. Л. Костовецкий, Ш. Н. Кац, К. И. Бояджи. Л.: Машиностроение, 1979.

57. **Томашов Н. Д.** Теория коррозии и защиты металлов. М.: Изд-во АН СССР, 1959.

58. **Справочник** по ремонту котлов и вспомогательного котельного оборудования / Под ред. В. Н. Шастина. М.: Энергоиздат, 1981.

59. **Физические** свойства сталей и сплавов, применяемых в энергетике / Под ред. Б. Е. Неймарк. М.: Энергия, 1967.

60. **Антикайн П. А.** Стали для корпусов сосудов, работающих под давлением, М.: НИИЭкономики, 1986.

61. **Методика** определения характеристик коррозионной стойкости котельных сталей при высокой температуре. РТМ 108.030.116-78. М.: НПО ЦНИИТМАШ, 1978.

62. **Лаборатория** металлографии / Е. В. Панченко, Ю. А. Скаков, Б. И. Кример и др. / Под ред. Б. Г. Лившица. М.: Металлургия, 1965.

63. **Мак Лин Д.** Механические свойства металлов. М.: Металлургия, 1965.

64. **Антикайн П. А.** Исследование накопления и «залечивания» повреждаемости перлитных сталей в ходе эксплуатации при высокой температуре // Теплоэнергетика, 1962, № 11.

65. **Рябченков А. В., Максимов А. И.** Доклады ЦНИИТМАШ на III Международном конгрессе по коррозии металлов. Научно-техническая информация. М.: ЦНИИТМАШ, 1966. № 60.

66. **Станюкович А. В.** Хрупкость и пластичность жаропрочных материалов. М.: Металлургия, 1967.

67. **Шнурков М. Е., Каган Я. А., Барзалевский Н. М.** Технология парогенераторостроения. М.: Энергия, 1972.

68. **Ларичев В. А.** Качественные стали для современных котельных установок. М.-Л.: Госэнергоиздат, 1951.

69. **Ланская К. А.** Жаропрочные стали. М.: Металлургия, 1969.

70. **Гуляев А. П.** Металловедение. М.: Металлургия, 1977.

71. **Степанов Г. А.** Жаропрочность гибов труб из аустенитной стали Х18Н10Т // Теплоэнергетика, 1965, № 6.

72. **Крутасова Е. И.** Влияние холодной деформации на длительную прочность труб из стали 12ХМФ // Электрические станции. 1963, № 6.

73. **Гуревич В. З., Маркс Р. И.** Особенности индукционного нагрева при гибке элементов трубопроводов // Энергетическое машиностроение. М.: НИИинформтяжмаш. Вып. 3-67-13.

74. **Thielsch H.** Defects and failures in pressure vessels and piping. New York: Reinhold Publishing Corporation, 1965. P. 418.

75. **Основные** причины повреждения гибов необогреваемых труб парогенераторов / А. Н. Болотов, В. Л. Зотов, П. Р. Должанский, В. Г. Шмачков // Теплоэнергетика. 1975. № 8.

76. **Свойства** металла паропроводов из сталей 12МХ и 15ХМ после эксплуатации в течение 90—160 тыс. ч / П. А. Антикайн, Б. М. Эстрин, П. Р. Должанский, Л. И. Рябова // Теплоэнергетика. 1973. № 10.

77. **Свойства** сталей и сплавов, применяемых в котлотурбостроении. Л.: ЦКТИ, 1966, вып. 16, ч. 1.

78. **Антикайн П. А., Рябова Л. И., Аксенов А. В.** К оценке работоспособности

паропроводов из перлитных сталей после длительной эксплуатации // Проблемы прочности. 1971. № 7.

79. **Злепко В. Ф., Бугай Н. В.** Изменение свойств и некоторые критерии оценки металла тепломеханического оборудования // Энергетик. 1969. № 3.

80. **Рябченков А. В., Никифорова В. М., Харина И. Л.** Влияние состава котловой воды на деформационную способность окисных пленок, образующихся при высоких температурах и давлениях. М.: ЦНИИТМАШ, 1972, № 108.

81. **Антикайн П. А.** Перспективы применения восстановительной термической обработки на тепловых электростанциях // Энергомашиностроение. 1977. № 5.

82. **Антикайн П. А., Должанский П. Р., Рябова Л. И.** Опыт длительной эксплуатации паропроводов из стали 12ХМФ при 560—570°С // Теплоэнергетика. 1976. № 8.

83. **Кац М. Н.** Длительная прочность и ползучесть натурных паропроводных труб из стали 12Х1МФ // Теплоэнергетика. 1970. № 2.

84. **Antikain P. A., Kats M. N., Ryabova L. J.** Rapture strength of metals of steam pipes as a criterion of operational reliability // Thermal Engineering, 1975. Vol. 22. N 10. P. 23—26.

85. **Антикайн П. А.** Влияние восстановительной термической обработки на структуру и свойства металла гибов паропроводов // Теплоэнергетика. № 8. 1977.

86. **Антикайн П. А., Гугелев Б. М.** Механизм восстановительной термообработки стали 35. Л.: ЦКТИ, 1971, вып. 105.

87. **Antikain P. A.** Systematische Untersuchungen des Einflusses des Betriebes auf die Sicherheitszuschlage von Stahlwerkstoffen für Kraftwerksanlagen — Energietechnik, 1977, N 4. S. 24—28.

88. **Влияние** ползучести, старения и восстановительной термообработки на амплитудно-зависимое внутреннее трение в сталях 12Х1МФ и 15Х1М1Ф / Г. С. Писаренко, П. А. Антикайн, Л. И. Рябова // Проблемы прочности. 1973. № 1.

89. **Антикайн П. А., Буланов Ю. П.** Измерение состава карбидной фазы и кинетика растворения карбидов при восстановительной термической обработке перлитных сталей // Диффузия, структура и механические свойства металлов и сплавов. М.: ВЗМИ, 1976.

90. **Антикайн П. А.** Восстановительная термическая обработка сварных соединений паропроводов // Теплоэнергетика. 1977. № 10.

91. **Ильницкий А. А., Антикайн П. А., Эстрин Б. М.** Восстановительная термическая обработка паропровода котла на ТЭЦ // Энергетик. 1971. № 1.

92. **Установка** для индукционной термообработки паропроводов тепловых электростанций. П. А. Антикайн, А. К. Овчаров, А. А. Поздняк, Б. М. Эстрин // Энергетик. № 6. 1971.

93. **Антикайн П. А., Жуков Н. Н., Рыков Б. Г.** Применение новой электротермической установки для нагрева сварных стыков трубопроводов // Энергетическое строительство. № 5. 1976.

94. **Улучшение** свойств работавшего металла пароперегревателей / В. Н. Гуляев, Н. Д. Лебедева, Ю. П. Буланов, И. А. Пермитин // Теплоэнергетика. 1968. № 4.

95. **Антикайн П. А.** К вопросу об устранении повреждаемости, накопленной при циклических нагружениях // Доклады АН СССР, 1962, т. 146, № 5.

96. **Иванова В. С., Антикайн П. А., Сабитова Н. С.** Залечивание повреждений, накопленных при циклических нагружениях стали // Металловедение и термическая обработка металлов. 1965. № 1.

97. **Паршин А. А., Гапоненко Л. Н., Корсунов В. М.** Повышение надежности котлоагрегатов вследствие улучшения качества сварки поверхностей нагрева // Энергомашиностроение. 1977. № 10.

98. **Уманская Л. Г., Моштакова Н. П.** Исследование твердых сплавов для наплавки уплотнительных поверхностей арматуры сверхкритических параметров // Теплоэнергетика. 1972. № 4.

99. **Ратнер А. В., Зеленский В. Г.** Эрозия материалов теплоэнергетического оборудования. М.: Энергия, 1966.

100. **Руководящие** указания по учету жаростойкости легированных сталей для труб поверхности нагрева паровых котлов. М.: ЦНИИТМАШ, 1973.

101. **К оценке** прочности тройников с вытянутой горловиной, штампованных из труб / В. З. Гуревич, А. И. Федосов, Л. Н. Минкин, М. Н. Кац, Э. И. Капустина // Теплоэнергетика. 1976. № 5.

102. **Кац М. Н.** Длительная прочность тройников из углеродистой стали // Теплоэнергетика. 1965. № 2.

103. **Камерштейн А. Г., Рождественский В. В., Ручимский М. Н.** Расчет трубопроводов на прочность / Справочная книга. М.: Недра, 1969.

104. **Костовецкий Д. Л.** Прочность трубопроводных систем энергетических установок. М.: Энергия, 1973.

105. **Источники** образования внутренних железоокисных отложений в трубах НРЧ газомазутных котлов / Мамет А. П., Антикайн П. А., Алейников Г. И., Глебов В. П. // Электрические станции. 1970. № 9.

106. **Кинетика** образования внутренних железоокисных отложений в трубах высокотеплонапряженных поверхностей нагрева котлов / В. П. Глебов, П. А. Антикайн, В. М. Зусман, А. П. Мамет, Е. П. Куриленко, В. А. Таратута // Электрические станции. 1975. № 8.

107. **Кинетика** окисления сталей 20, 12Х1МФ, ЭИ756 и Х18Н12Т в среде СКД / В. П. Глебов, В. М. Зусман, Г. И. Алейников, А. П. Мамет // Теплоэнергетика. 1973. № 12.

108. **Сичиков М. Ф.** Металлы в турбостроении. Машиностроение, 1974.

109. **Положение** об оценке ресурса, порядке контроля и замене гибов необогреваемых труб котлов с рабочим давлением 10 и 14 МПа. (П 34-70-005-85). М.: Союзэнерго, 1985.

110. **Katz L.** Stresses in pipe bends // Power Engineering. July, 1972. P. 44—46.

111. **Магадаев В. Ш.** Коррозия газового тракта котельных установок. М.: Энергоатомиздат, 1986.

112. **Шахсуваров К. В., Четвериков В. А., Ялова А. Я.** Влияние пульсации температуры труб НРЧ на долговечность службы // Теплоэнергетика. 1974. № 1.

113. **Ланская К. А.** Высокохромистые жаропрочные стали. М.: Металлургия, 1976.

114. **Розенберг В. М.** Основы жаропрочности металлических материалов. М.: Металлургия, 1973.

115. **Ротштейн А. В., Якобсон С. С.** Сварочные работы на монтаже тепловых электростанций. М.: Энергия, 1969.

116. **Земзин В. Н.** Жаропрочность сварных соединений. М.: Машиностроение, 1972.

117. **Хромченко Ф. А., Гинзбург Г. М.** Технология и организация сварочных работ на монтаже тепловых электростанций. М.: Энергия, 1967.

118. **Металлы.** Методы испытаний на коррозионное растрескивание применительно к атомной и тепловой энергетике. М.: НПО ЦНИИТМАШ (ОСТ 108.901.01-79).

119. **Соединения** сварные. Методы испытаний на сопротивляемость образованию горячих трещин (ГОСТ 26389-84). М.: Госстандарт, 1985.

120. **Соединения** сварные. Методы испытаний на сопротивляемость образованию холодных трещин при сварке плавлением (ГОСТ 26388-84). М.: Госстандарт, 1985.

121. **Борздыка А. М., Гецов Л. Б.** Релаксация напряжений в металлах и сплавах. М.: Металлургия, 1978.

122. **Металлы.** Методы испытаний на ползучесть (ГОСТ 3248-81). М.: Издательство стандартов, 1981.

123. **Металлы.** Методы испытаний на длительную прочность (ГОСТ 10145-81). М.: Издательство стандартов, 1981.

124. **Фридман Я. Б., Гордеева Т. А., Зайцев А. В.** Строение и анализ изломов металлов. М.: Машгиз, 1960.

125. **Свойства** сталей и сплавов, применяемых в котлотурбостроении. Части первая, вторая и третья. Л.: ЦКТИ, 1966.

126. **Расчет** и проектирование цельносварных экранов котельных агрегатов. Л.: Энергия, 1975.

127. **Стасенко И. В.** Расчет трубопроводов на ползучесть. М.: Машиностроение. 1986.

128. **Балаховская М. Б., Балашов Ю. В., Надыцина Л. В.** О повреждениях барабанов котлов высокого давления в зоне трубных отверстий // Теплоэнергетика. № 8. 1986.

129. **Данюшевский И. А.** Исследование деформации около отверстия на модели барабана // Энергомашиностроение. 1971. № 2.

130. **Бахтеев С. Ф., Аксельрод М. А.** Повреждаемость барабанов длительно работающих котлов // Электрические станции. 1982. № 5.

131. **Туляков Г. А., Аксельрод М. А., Бахтеев С. Ф.** О системе контроля и оценки долговечности металла барабанов паровых котлов // Электрические станции. 1984. № 5.

132. **Об эксплуатационной** надежности барабанов котлов с дефектами на внутренней поверхности / Г. А. Туляков, Ю. П. Сурков, В. Г. Рыбалко, С. Ф. Бахеев и др. // Теплоэнергетика. 1984. № 10.

133. **Ворновицкий И. Н.** Электроды для сварки оборудования тепловых электростанций. М.: Энергоатомиздат, 1983.

134. **О критериях** надежности топочных экранов при очистке их водой / В. Г. Зеленский, А. Ф. Гаврилов, В. В. Васильев, Ю. П. Просвирин // Теплоэнергетика. 1978. № 7.

135. **Инструкция** по ультразвуковой дефектоскопии металла камер пароохладителей в местах подвода впрыскиваемой воды. М.: Союзтехэнерго, 1979.

136. **Инструкция** по применению портативных намагничивающих устройств для проведения магнитно-порошковой дефектоскопии деталей энергооборудования без зачистки поверхности. Союзтехэнерго, М.: 1979.

137. **Тайра С., Отани Р.** Теория высокотемпературной прочности материалов / Пер. с яп. М.: Металлургия, 1986.

138. **Тепловой** расчет котельных агрегатов. Нормативный метод. Изд. 2-ое. М.: Энергия, 1973.

139. **Котлы** стационарные паровые и трубопроводы пара и горячей воды. Нормы расчета на прочность. Общие положения по обоснованию толщины стенки (ОСТ 108.031.08-85).

140. **Котлы** стационарные паровые и трубопроводы пара и горячей воды. Методы оценки толщины стенки (ОСТ 108.031.09-85).

141. **Котлы** стационарные и трубопроводы пара и горячей воды. Нормы расчета на прочность. Определение коэффициентов прочности. (ОСТ 108.031. 10-85).

142. **Кац Ш. Н.** Исследование длительной прочности углеродистых труб // Теплоэнергетика. 1955. № 11.

143. **Кац Ш. Н.** Разрушение аустенитных труб под действием внутреннего давления в условиях ползучести // Энергомашиностроение. 1957. № 2.

144. **Расчет** и проектирование цельносварных экранов котельных агрегатов / Гольдберг А. И., Корягин В. С., Мочан С. И., Тынтарев Э. М. Л.: Энергия. 1975.

Производственное издание

АНТИКАЙН ПЕТР АНДРЕЕВИЧ

Металлы и расчет на прочность котлов и трубопроводов

Редактор *Н. Б. Эскин*
Редактор издательства *А. А. Кузнецов*
Художественный редактор *В. А. Гозак-Хозак*
Технический редактор *О. Д. Кузнецова*
Корректор *Н. А. Войтенко*
ИБ № 2285

Сдано в набор 20.11.89. Подписано в печать 13.06.90. Т-10578. Формат 60×88$^{1}/_{16}$. Бумага офсетная № 2. Гарнитура литературная. Печать офсетная. Усл. печ. л. 22,54. Усл. кр.-отт. 22,54. Уч.-изд. л. 24,6. Тираж 12 000 экз. Заказ 3361. Цена ~~1 р. 60~~ к. 57 60 к.

Энергоатомиздат. 113114, Москва, М-114, Шлюзовая наб., 10

Ордена Октябрьской Революции и ордена Трудового Красного Знамени МПО «Первая Образцовая типография» Государственного комитета СССР по печати. 113054, Москва, Валовая, 28