

А. Н. СМЕРНОВ

МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ СВАРКИ
И ДЕФЕКТЫ МЕТАЛЛА

Учебное пособие

Кемерово 2008

Федеральное агентство по образованию
Государственное образовательное учреждение
высшего профессионального образования
«Кузбасский государственный технический университет»

А. Н. СМИРНОВ

МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ СВАРКИ
И ДЕФЕКТЫ МЕТАЛЛА

Учебное пособие

Допущено Учебно-методическим объединением вузов по университетскому политехническому образованию для студентов, обучающихся по направлению подготовки дипломированных специалистов 150200 «Машиностроительные технологии и оборудование», специальность 150202 «Оборудование и технология сварочного производства»

Кемерово 2008

УДК 621.79:620.179.16

Рецензенты:

Доктор физико-математических наук, профессор, академик МАН ВШ, заведующий кафедрой физики Томского государственного архитектурно-строительного университета Э. В. Козлов

Доктор технических наук, профессор, главный научный сотрудник Института угля и углехимии СО РАН Б. Л. Герике

Смирнов, А. Н. *Металловедение сварки и дефекты металла : учеб. пособие* / А. Н. Смирнов ; ГУ КузГТУ. – Кемерово, 2008. – 148 с.
ISBN 978-5-89070-656-0

Подготовлено по дисциплине «Методы контроля сварных соединений». Изложены основы физико-химических процессов, протекающих при сварке металлических конструкций и атомно-кристаллического строения металлов. Описаны наиболее распространенные дефекты металлургического и технологического происхождения, дефекты сварки и дефекты, возникающие в сварных соединениях при длительной эксплуатации. Для студентов по специальности 150202 – «Оборудование и технология сварочного производства», а также для студентов других машиностроительных и строительных специальностей, аспирантов и специалистов по сварке, неразрушающему контролю и технической диагностике.

Печатается по решению редакционно-издательского совета Кузбасского государственного технического университета.

ISBN 978-5-89070-656-0

УДК 621.79:620.179.16
© ГУ КузГТУ, 2008
© Смирнов А. Н., 2008

ОГЛАВЛЕНИЕ

ПРЕДИСЛОВИЕ.....	5
ВВЕДЕНИЕ.....	7
1. ФИЗИЧЕСКОЕ СТРОЕНИЕ МЕТАЛЛОВ И ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ ПРИ СВАРКЕ	11
1.1. Роль атомного и кристаллического строения металлов для сварки.....	11
1.2. Плавление и кристаллизация при сварке.....	21
1.3. Структурные и фазовые превращения в сталях при сварке ..	26
1.4. Контрольные вопросы.....	34
2. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ .	35
2.1. Назначение и виды термической обработки.....	35
2.2. Термическая обработка сварных соединений аустенитных сталей.....	50
2.3. Термическая обработка сварных соединений низкоуглеродистых сталей	53
2.4. Термическая обработка сварных соединений низколегированных строительных сталей.....	54
2.5. Термическая обработка сварных соединений теплоустойчивых сталей.....	56
2.6. Контрольные вопросы.....	55
3. ПОЛЯ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ В ОСНОВНОМ МЕТАЛЛЕ И СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЯХ.....	59
3.1. Дислокационные субструктуры и источники внутренних полей напряжений.....	59
3.2. Контрольные вопросы.....	65
4. ДЕФЕКТЫ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ПРОИЗВОДСТВА.....	66
4.1. Внутренние дефекты.....	67
4.2. Дефекты поверхности.....	75
4.3. Контрольные вопросы.....	80
5. ДЕФЕКТЫ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ.....	81
5.1. Кристаллизационные трещины в металле шва.....	81
5.2. Холодные трещины.....	90
5.3. Поры и неметаллические включения в сварных соединениях	94
5.4. Прочие дефекты сварных соединений.....	99
5.5. Контрольные вопросы.....	104

6. ПОВРЕЖДЕНИЯ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ	106
6.1. Условия образования повреждений.....	106
6.2. Хрупкие разрушения вследствие хладноломкости.....	107
6.3. Трещины, возникающие при температурах выше 450 °С.....	109
6.4. Усталостные и коррозионно-усталостные повреждения.....	116
6.5. Разрушения сосудов и барабанов котлов высокого давления по сварным соединениям.....	118
6.6. Контрольные вопросы.....	123
7. ПЕРСПЕКТИВЫ РАЗВИТИЯ МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ И ТЕХНОЛОГИИ СВАРКИ.....	124
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ	128
ПРИЛОЖЕНИЯ.....	130
П. 1. Дефекты соединений при сварке металлов плавлением	130
П. 2. Методические рекомендации по исследованию поврежденных сварных соединений.....	144

ПРЕДИСЛОВИЕ

Качество сварных соединений определяется комплексом механических и специальных свойств, являющихся, как правило, структурно-чувствительными характеристиками.

Оценка строения и структуры сварных соединений позволяет в большинстве случаев характеризовать их качество и свойства, а также наметить пути управления структурными и фазовыми превращениями с применением современных технологий (в том числе и нанотехнологий).

Эта задача в сварочном производстве решается с помощью методов металловедения и регулированием параметров сварочного процесса с целью получения конструкций с заданными эксплуатационными свойствами, не содержащих дефектов.

Стоит подчеркнуть, что **металловедение сварных соединений** имеет ряд специфических особенностей по сравнению с «классическими» методами. Здесь превращения при сварке протекают в неравновесных условиях, а температура нагрева значительно превышает, например, температуру термической обработки. Значительно отличаются условия кристаллизации, что обусловлено характером тепловых полей, малыми объемами зоны расплавления, а в ряде случаев и механическими воздействиями. Поэтому подходы к оценке микроструктурного состояния сварных соединений должны быть иными, чем, например, при термической обработке, в литейном производстве и т. д.

Данное пособие содержит основные положения металловедения сварки и термической обработки сварных соединений и является переходным мостиком между изучением курсов «Материаловедение» и «Производство сварных конструкций» в части более глубокого понимания влияния микроструктурного состояния металла шва и зоны термического влияния сварки на качество сварных соединений. В учебном пособии приведены наиболее встречаемые в практических условиях дефекты основного металла и сварных соединений, эксплуатационные дефекты.

Учебное пособие соответствует учебному плану специальности 150202 – «Оборудование и технология сварочного производства». Перед студентами ставятся следующие задачи: ознакомление с физическим строением металла шва и зоны термического влияния,

с физико-химическими процессами, протекающими при сварке; изучение научных подходов к проблеме качества сварных соединений, к возникновению локальных далекодействующих полей внутренних напряжений; изучение основных положений теории и технологии термической обработки сварных соединений; изучение основных видов дефектов, образующихся в основном металле и металле сварных соединений на различных этапах его жизненного цикла, как на стадии изготовления, монтажа, так и в процессе длительной эксплуатации.

Учебное пособие отражает результаты научных исследований по данной проблеме, выполняемых на кафедре «Технология машиностроения» в ГУ КузГТУ.

Учебное пособие обобщает многочисленные результаты в анализируемой области и позволяет с помощью приведенных методических рекомендаций определять причины повреждений сварных соединений и, как следствие, предотвращать подобные разрушения.

Развитие представлений о разрушающих и неразрушающих методах контроля качества сварных соединений будет представлено в следующем издании.

ВВЕДЕНИЕ

Современная мировая экономика отличается высокой динамикой развития и ориентирована на обеспечение качества и эффективности производства. Конкурентоспособность и безопасность эксплуатации технических устройств в различных отраслях промышленности определяется, в значительной степени, квалификацией персонала, участвующего в производственном процессе. В связи с выходом многих российских предприятий на внешний рынок возникла необходимость в повышении качества выпускаемой продукции. Эту задачу невозможно решить без персонала, обладающего современным уровнем знаний и высокой квалификацией в соответствии с международными требованиями. Вот поэтому подготовка инженерных и высококвалифицированных рабочих кадров приобретает в России первостепенное значение.

На промышленных предприятиях сварка является одним из наиболее распространенных технологических процессов. В силу специфики сварочного производства вопросы повышения качества и количества выпускаемой продукции напрямую связаны с уровнем подготовки и квалификацией сварщиков и специалистов сварочного производства.

Чтобы уровень квалификации специалистов соответствовал международным требованиям, в России созданы Система аттестации сварщиков и специалистов сварочного производства (САСв) и Национальная ассоциация контроля и сварки (НАКС). Требования к аттестации персонала регламентированы «Правилами аттестации сварщиков и специалистов сварочного производства» ПБ 03-273-99, утвержденными Госгортехнадзором России (в настоящее время – Ростехнадзор) и технологическим регламентом на проведение вышеуказанных работ (см. Приложение). Вопросам повышения качества подготовки и аттестации персонала в этих документах уделяется повышенное внимание.

Несомненно, что без знания физических основ сварки, причин появления дефектов, методов контроля сварных соединений, без приобретения практических навыков проведения сварочных работ невозможно подготовить высококвалифицированного специалиста.

В настоящем пособии сделана попытка осветить некоторые вопросы металловедения сварки и восполнить пробел в учебной ли-

температуре для студентов сварочных специальностей, связанный с рассмотрением дефектов металлургического производства, технологических и эксплуатационных дефектов сварки.

В учебном пособии подробно рассмотрены физико-химические процессы, протекающие при сварке металлоконструкций, особое внимание уделено роли атомного и кристаллического строения металлов. Приведено описание дефектов кристаллического строения и фаз, возникающих в процессе кристаллизации при сварке различных сталей. Изложены структурные и фазовые превращения в сталях, а также процессы, протекающие в околошовной зоне сварных соединений.

Представлена подробная классификация видов термической обработки в соответствии с разработками акад. А. А. Бочвара и рассмотрены вопросы назначения или отказа от термической обработки сварных металлоконструкций. Известно, что процесс сварки приводит к заметному изменению физико-механических характеристик и структурно-фазового состояния исходного (основного) металла, кроме того, сопровождается возникновением поля остаточных напряжений в свариваемой конструкции. При повышении степени легирования и прочностных характеристик используемых сталей, увеличении толщины конструкции возрастает необходимость проведения термической обработки для устранения отрицательного влияния остаточных напряжений и улучшения физико-механических характеристик сварного соединения. В практике зафиксировано немало случаев, когда необоснованный отказ от термической обработки или неверно выбранный режим приводил к аварийным ситуациям и снижению работоспособности оборудования.

В данном пособии обобщены и систематизированы наиболее часто встречающиеся дефекты сталей и сплавов, выплавляемых различными способами металлургического производства, изучение которых может помочь инженеру-сварщику в практической деятельности, особенно при разработке сварочных технологий, выборе сталей для изготовления определенных видов металлических конструкций и непосредственного выполнения сварочных работ. На заводах-поставщиках металла металлургическая продукция подвергается контролю на соответствие требований ГОСТов и технических условий, однако фактически нередки случаи поставки металлоизде-

лий (заготовок) заказчикам с дефектами металлургического производства. Поэтому перед изготовлением металлоконструкций (проведением сварочных операций) заказчику рекомендуется выполнять входной контроль качества полученной металлопродукции.

В издании рассмотрены как внутренние дефекты, так и дефекты поверхности слитков, горячего проката и поковок. Приведены рисунки внешнего вида дефектов, их макро- и микроструктуры, указаны причины образования дефектов, описаны их характерные признаки.

Дана детальная классификация дефектов сварки. Изложены причины образования кристаллизационных горячих и холодных трещин. Показано влияние химического состава металла шва на его стойкость против образования различных типов трещин. Рассмотрены поры, неметаллические включения, флокены, шлаковые каналы, несплавления, подрезы и непровары в сварных соединениях, описаны причины образования этих дефектов и необходимые меры для предупреждения их образования.

Большое внимание уделено дефектам, возникающим в сварных соединениях при длительной эксплуатации различных металлоконструкций. В зависимости от условий эксплуатации повреждения могут явиться следствием проявления одного из нескольких следующих механизмов разрушения:

- хрупкого разрушения при гидравлических испытаниях или пуске из холодного состояния вследствие хладноломкости;
- хрупкого высокотемпературного разрушения при температурах выше 450 °С в условиях ползучести;
- усталостного разрушения в условиях высокого или малоциклового нагружения, преимущественно под воздействием термических напряжений;
- коррозионного разрушения под воздействием агрессивной водной среды.

Перечисленные выше трещины отличаются друг от друга по условиям их образования, расположению и морфологическим признакам (межзеренному или внутризеренному характеру разрушения).

Приведены результаты исследований типичных эксплуатационных повреждений сварных соединений энергетического оборудования (паропроводов, труб поверхностей нагрева котлоагрегатов),

сосудов высокого давления и других технических устройств опасных производственных объектов.

В приложении приведены «Методические рекомендации по исследованию поврежденных сварных соединений» и выписка из ГОСТ 30242–97 (Дефекты соединений при сварке металлов плавлением).

Предлагаемое учебное пособие подготовлено на основе собственных исследований автора, а также результатов исследований отечественных и зарубежных ученых и специалистов (Н. П. Алешина, В. Н. Земзина, Н. А. Коневой, В. В. Ключева, Л. С. Лифшица, Б. Е. Патона, Р. З. Шрона и др.).

Автор выражает благодарность рецензентам – доктору физико-математических наук, профессору Э. В. Козлову и доктору технических наук, профессору Б. Л. Герике за ряд ценных замечаний по настоящей работе.

1. ФИЗИЧЕСКОЕ СТРОЕНИЕ МЕТАЛЛОВ И ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ ПРИ СВАРКЕ

Сварка – процесс получения неразъемных соединений посредством установления межатомных связей свариваемых элементов при их местном или общем нагреве, или пластическом деформировании и диффузии, или совместном действии того и другого. Поэтому условия взаимодействия свариваемых элементов определяют атомное и кристаллическое строение металлов.

1.1. Роль атомного и кристаллического строения металлов для сварки

Атомное строение. Из многих характеристик и показателей, определяющих особенности атомного строения металлов, наибольшее значение на сварку оказывают:

- 1) прочность связи наиболее легко отделяемых электронов внешней оболочки с ядром или ионом;
- 2) тип и прочность связей между атомами;
- 3) показатель свободной энергии поверхности.

Электроны внешней оболочки наиболее удалены от ядра и наименее прочно связаны с ядром, кроме того, ослабляет связи с ядром и экранирующее влияние силовых полей электронов промежуточных оболочек. С другой стороны, прочность связи электронов внешней оболочки с ядром тем больше, чем выше заполненность внешнего электронного уровня электронами. При полностью заполненном внешнем уровне связь электронов с атомами настолько велика, что они не имеют возможности отделиться и принять участие в электронном обмене, необходимом для образования сварных соединений. Вот поэтому элементы с полностью достроенной внешней электронной оболочкой называют инертными.

Надежное неразъемное сварное соединение можно получить при условии установления электронного обмена между атомами свариваемых поверхностей, сближенных на определенное расстояние.

Для установления электронного обмена между атомами необходимо, чтобы наименее прочно связанные с ядром электроны внешних оболочек имели возможность отделиться от своего атома и

перейти на внешнюю электронную оболочку атома другой свариваемой поверхности, либо атомы свариваемых поверхностей имели возможность взаимодействовать одновременно с какими-то электронами внешних оболочек обоих атомов. Только при таких условиях произойдет объединение атомов и может образоваться прочное соединение.

Таким образом, о способности элементов образовывать сварные соединения можно судить (в определенной степени) по закреплению электрона на внешней электронной оболочке и можно попытаться оценить свариваемость металлов (сваркой давлением) по особенностям строения атома и величине энергии, которую необходимо затратить на отрыв электрона от атома. Известно, что чем больше атомный радиус, тем меньше энергия связи внешнего электрона с ядром, и соответственно тем выше способность электронов к отрыву при сварке (давлением).

Наиболее применяемые металлы для сварки можно объединить в 13 групп, здесь свариваемость, определяемая только по атомному радиусу, должна убывать от 1 до 13-й групп:

1 – Mg, Zr; 2 – Ti, Nb; 3 – Au; 4 – Ag; 5 – Al; 6 – Mo, Pt; 7 – Zn; 8 – V; 9 – Cr; 10 – Cu; 11 – Mn; 12 – Fe; 13 – Co, Ni.

Экранирующее воздействие силовых полей промежуточных оболочек можно определить по их строению, определяемому энергетическим состоянием атомов промежуточных электронных уровней.

Так как общее число электронов (порядковый номер в периодической системе) равно положительному заряду ядра, то при сравнении атомных радиусов, числа оболочек и электронов различных элементов можно обнаружить, что при малоотличающихся радиусах заполнения объема атома оболочками и электронами экранирующее воздействие значительно отличается и возрастает с увеличением атомной массы элемента. Следовательно, атомную массу можно ориентировочно считать показателем плотности экранирующего поля внутренних оболочек атома.

Немаловажным показателем свариваемости (при сварке давлением) является величина энергии, которую надо затратить на отрыв электрона от атома. Для различных металлов эта энергия разная и зависит от энергии связи внешних электронов с атомами. Физическим показателем энергии связи могут служить потенциал ионизации и энергия выхода электронов при образовании двойного элект-

трического слоя. Чем ниже ионизационный потенциал, тем легче устанавливается электронный обмен и тем лучше свариваемость.

Состояние атомов, расположенных на поверхности свариваемых элементов, отличается от состояния атомов внутри металла (рис. 1.1). Связи поверхностных атомов неуравновешенны, что и приводит к образованию поверхностного слоя с усиленными связями, т. е. к поверхностному натяжению, которое обуславливает противодействие активации поверхности, затрудняет отрыв электронов внешней оболочки и установление электронного обмена. Поэтому величина поверхностной энергии металлов может служить показателем, характеризующим противодействие образованию сварного соединения при сварке давлением.

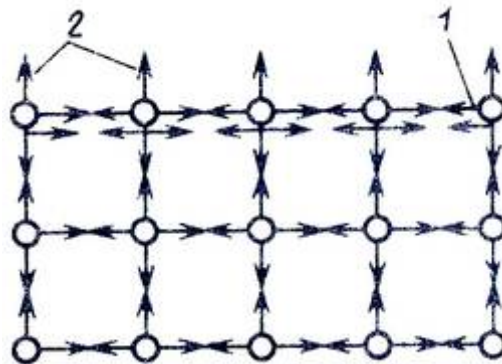


Рис. 1.1. Схема связи атомов, расположенных на поверхности и внутри кристалла: 1 – поверхностные связи; 2 – отсутствующие связи

Кристаллическое строение. Кристаллическое строение металлов – закономерное и однотипное расположение атомов данного элемента, образующее пространственную кристаллическую решетку. Характер расположения атомов для данного металла определяется энергетическими условиями взаимодействия ионов и общими электронами металлической связи. У металлов наиболее распространены три типа кристаллических решеток: кубическая объемноцентрированная, кубическая гранецентрированная, гексагональная плотноупакованная (рис. 1.2).

У многих металлов тип кристаллической решетки изменяется в зависимости от температуры нагрева, что связано с изменением энергетического состояния атомов для приобретения ими такой

формы построения и взаимодействия, которые характеризует наименьшая свободная энергия системы. Изменение кристаллического строения металла при изменении температуры называют *полиморфизмом*, а соответствующие типы кристаллических решеток – полиморфными формами металла. Например, у железа имеются две полиморфные формы: кубическая объемно-центрированная, и кубическая гранецентрированная. Различные полиморфные формы имеют кобальт, титан, марганец. Для кристаллических решеток различных металлов характерно разное расстояние между базовыми атомами. Это расстояние называется параметром решетки, так у кубической решетки один параметр – a , у гексагональной – два: a и c .

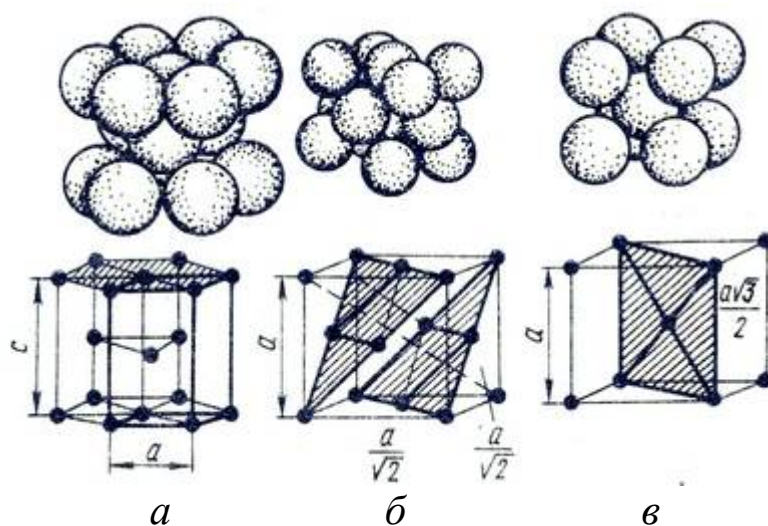


Рис. 1.2. Кристаллические решетки металлов: a – ГПУ; b – ГЦК; c – ОЦК

При сварке однородных металлов, имеющих одностипное строение кристаллических решеток, способность к образованию сварного соединения определяется вышерассмотренными закономерностями электронного строения металлов. При сварке разнородных металлов чем меньше различие атомно-кристаллического строения, тем легче они свариваются. Близость атомно-кристаллического строения означает близость энергетического состояния атомов.

Атомная решетка реальных кристаллов не бывает идеальной, в ней существуют дефекты кристаллического строения.

В обычном состоянии чистые металлы имеют низкие физико-механические характеристики и поэтому в практике они применя-

ются очень редко. Обычно используют сплавы, получаемые сплавлением двух и более металлов или неметаллов.

Химические элементы, образующие сплавы, называют *компонентами*. Для изучения реального строения металлов и сплавов введены понятия: *фаза, структура, система*. Совокупность фаз, находящихся в равновесии, называют *системой*.

Фазами называют однородные составные части системы, имеющие одинаковый состав, одно и то же агрегатное состояние, и отделенные от других частей поверхностью раздела. Например, чистый металл – однофазная система, жидкий металл и отдельные кристаллы в нем – двухфазная система.

А под *структурой* понимают форму, размеры и характер взаимного расположения фаз в металле.

Таким образом, каждый реальный металл имеет определенный вид структуры (распределение и тип фаз) и кроме того, что очень важно, – наличие дефектов кристаллического строения (их тип, размеры, плотность и т. д.). В реальных материалах зачастую присутствуют и различные типы неметаллических включений.

В промышленных (реальных) сплавах встречаются следующие основные виды фаз:

- 1) жидкие растворы (металл находится в состоянии выше температуры плавления);
- 2) твердые растворы внедрения;
- 3) твердые растворы замещения;
- 4) упорядоченные твердые растворы;
- 5) химические соединения;
- 6) фазы внедрения;
- 7) электронные соединения и фазы Лавеса.

Твердые растворы внедрения образуются при внедрении атома растворенного компонента в кристаллическую решетку растворителя при сохранении ее типа (рис. 1.3, в). Твердые растворы внедрения образуются только тогда, когда диаметр атома растворенного компонента значительно меньше диаметра атома растворителя. При этом происходит искажение кристаллической решетки и возникновение внутренних напряжений. Эти растворы образуются преимущественно лишь при растворении в металле углерода, азота, водорода. Например, твердый раствор внедрения атома углерода в объемно-центрированную решетку (ОЦК) железа.

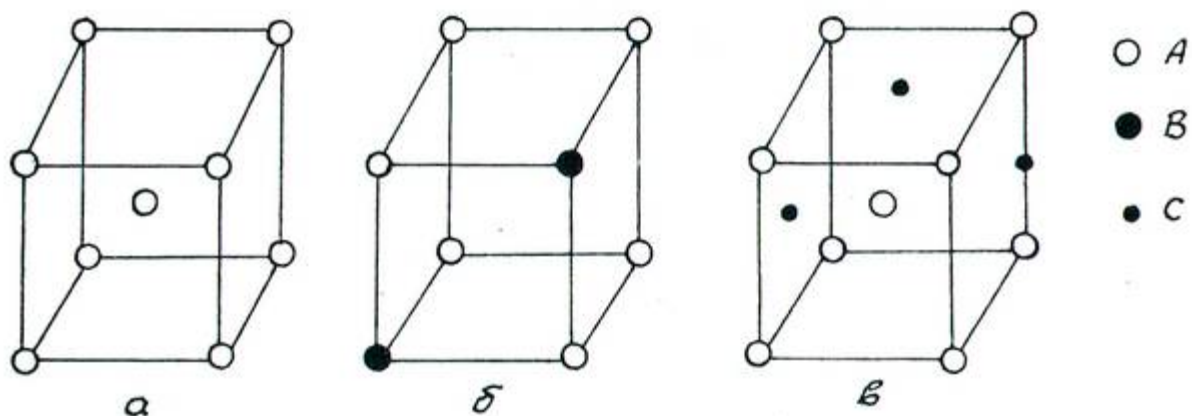


Рис. 1.3. Кристаллическая решетка ОЦК: *a* – чистый металл; *б* – твердый раствор замещения; *в* – твердый раствор внедрения

Твердые растворы замещения образуются при замене атома растворителя в узле кристаллической решетки на атом растворенного компонента (рис. 1.3, б). Компоненты могут замещать друг друга неограниченно, образуя непрерывный ряд твердых растворов при следующих условиях: 1) компоненты должны обладать одинаковыми по типу кристаллическими решетками; 2) различие в атомных размерах должно быть не более 8–15 %; 3) компоненты должны принадлежать к одной группе таблицы Менделеева (Ag и Au, Ni и Cu и т. д.).

Упорядоченные твердые растворы образуются при высоких температурах с неупорядоченным расположением атомов. При медленном охлаждении или при длительном нагреве при определенных температурах протекают процессы перераспределения атомов, в результате этих процессов атомы занимают определенные положения в кристаллической решетке.

Такие растворы иногда называют сверхструктурами. Образование сверхструктур сопровождается изменением физико-механических характеристик. Пермаллой (Fe и 78,5 % Ni) имеет сверхструктуру. Он имеет низкую магнитную проницаемость и пластичность, довольно высокую твердость. Упорядоченные твердые растворы являются промежуточными фазами между твердыми растворами и химическими соединениями.

Химические соединения. Особенности: 1) кристаллическая решетка должна отличаться от решеток компонентов, образующих соединение; 2) в соединении всегда сохраняется простое кратное соотношение компонентов, что позволяет выразить их состав простой формулой $A_n B_m$ A и B – компоненты, *n* и *m* – простые числа; 3) свойства соединений резко отличаются от свойств компонентов;

4) температура плавления (диссоциации) у химических соединений постоянна, при этой температуре происходит резкое изменение свойств (сингулярность свойств); 5) образование химического соединения сопровождается тепловым эффектом. Обычно химические соединения образуются между компонентами, имеющими большое различие в строении.

Фазы внедрения. Переходные металлы (Fe, Mn, Cr, Mo) образуют с углеродом, азотом, бором, водородом соединения, называемые карбидами, нитридами, боридами, гидридами. Они имеют много общего в строении. Их принято обозначать, например, M_7X_3 , M_4X , MX , $M_{23}C_6$ и т. д. Фазы внедрения имеют высокую твердость и электросопротивление, карбиды имеют высокую температуру плавления.

Электронные соединения и фазы Лавеса. Электронные соединения образуются между одновалентными (Cu, Ag, Au, Li) металлами или переходными (Fe, Mn, Co), с одной стороны, и простыми металлами с валентностью от 2 до 5 – с другой. Они имеют определенное соотношение валентных электронов к числу атомов. Электронные соединения в отличие от химических соединений с нормальной валентностью образуют с компонентами, из которых они состоят, твердые растворы в широком интервале концентраций. Фазы Лавеса имеют формулу AB_2 и образуются при отношении диаметров атомов – 1,2 (1,1–1,6). Фазы Лавеса применяют как упрочняющие интерметаллиды при изготовлении жаропрочных сталей.

Рассмотрим основные виды дефектов кристаллического строения:

- 1) точечные (нульмерные дефекты);
- 2) линейные (одномерные дефекты);
- 3) поверхностные (двухмерные);
- 4) объемные (микропоры).

К точечным дефектам относят вакансии (дефекты Шотки) (рис. 1.4, а). Это узлы кристаллической решетки, где атомы отсутствуют. С повышением температуры металла концентрация вакансий возрастает. Например, при $T_{пл}$ общее количество вакансий достигает иногда 1 % всех атомов на исследованном участке. Быстрым охлаждением эти вакансии можно зафиксировать. К точечным дефектам относят и межузельные атомы (дефекты Френкеля) (рис. 1.4, б). Здесь происходит переход атома из узла решетки в межузелье. Точечные дефекты вызывают местное искажение кристаллической ре-

шетки. Точечные дефекты оказывают влияние на некоторые свойства металлов и сплавов (электропроводность, магнитные свойства и др.).

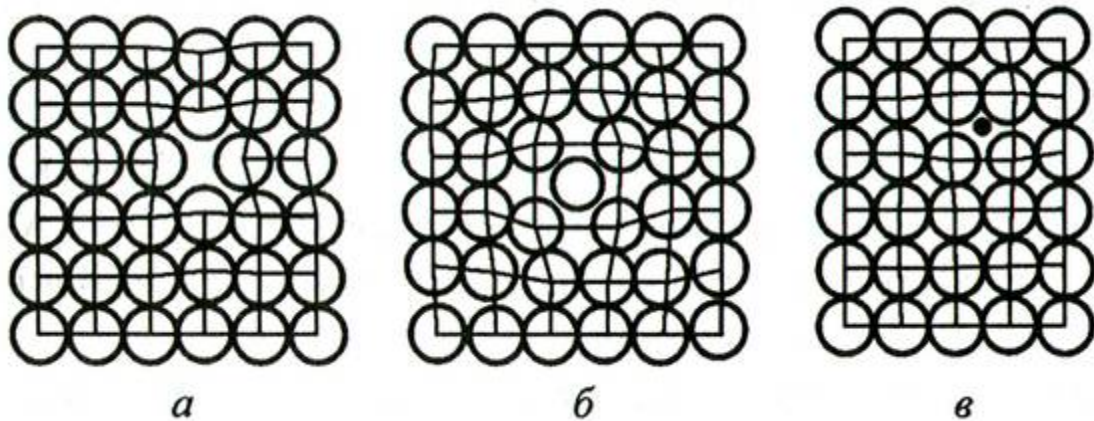


Рис. 1.4. Точечные дефекты: *a* – вакансии; *б* – межузельный атом; *в* – примесный атом внедрения

Линейные дефекты имеют малые размеры в двух измерениях и большую протяженность в третьем измерении. Такие дефекты называют дислокациями. Различают несколько типов дислокаций.

Краевая дислокация – локализованное искажение кристаллической решетки, вызванное наличием в ней лишней полуплоскости (экстраплоскости). Эти дислокации образуются преимущественно при сдвиге (рис. 1.5, *a*). Если верхнюю часть кристалла сдвинуть относительно нижней на одно межатомное расстояние, причем зафиксировать положение, при котором сдвиг охватывает не всю плоскость скольжения, а только часть ее, то граница между участком, где скольжение произошло, и ненарушенным участком и будет дислокацией. Линия краевой дислокации перпендикулярна вектору сдвига. Положительная дислокация (экстраплоскость сверху), отрицательная дислокация (экстраплоскость снизу). Эти понятия условны.

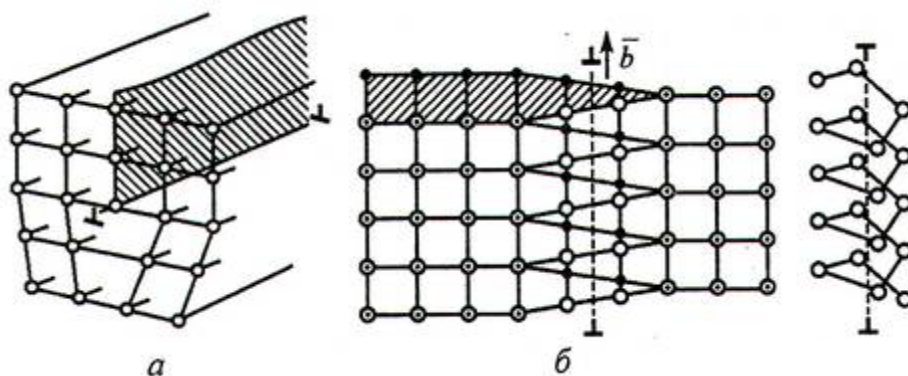


Рис. 1.5. Схемы дислокаций: *a* – краевой; *б* – винтовой

Винтовая дислокация образуется сдвигом, кристаллы располагаются параллельно направлению сдвига (рис. 1.6).

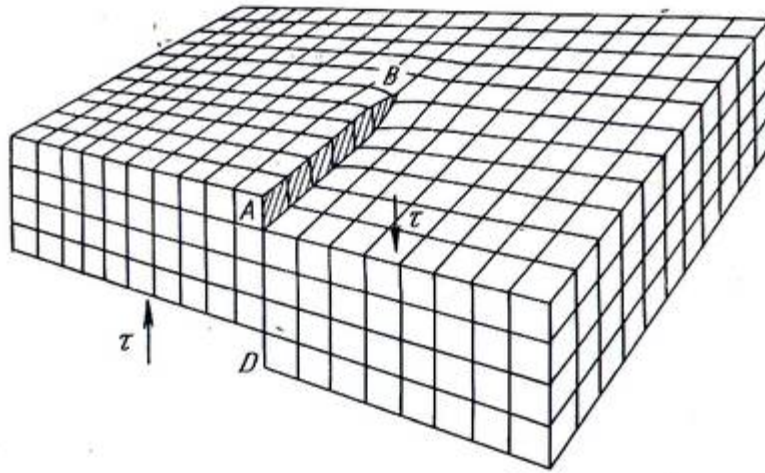


Рис. 1.6. Схема образования винтовой дислокации

При наличии винтовой дислокации кристалл можно рассматривать как состоящий из одной атомной плоскости, закрученной в виде винтовой поверхности вдоль винтовой дислокации.

Дислокации окружены полями упругих напряжений, вызывающих искажение решетки. Энергия искажения – одна из важнейших характеристик дислокаций. Для оценки степени искажения кристаллической решетки, вызванной дислокацией, сравнивают совершенный кристалл с кристаллом с дислокацией. Критерием этого искажения служит *вектор Бюргерса*.

Вектор Бюргерса (рис. 1.7) является мерой искаженности кристаллической решетки, обусловленной присутствием в ней дислокаций. Если дислокации вводятся сдвигом, то вектор сдвига и является вектором Бюргерса. В краевой дислокации вектор Бюргерса перпендикулярен ее линии, а в винтовой параллелен. Если вектор Бюргерса охватывает несколько дислокаций, то величина его соответствует геометрической сумме векторов.

В основном дислокации образуются при кристаллизации, из групп вакансий, при деформации и фазовых превращениях. Упругие поля дислокаций взаимодействуют между собой: если дислокации одного знака, то они отталкиваются, если нет, то дислокации аннигилируют. Дислокации не могут прерываться внутри кристалла. Они прерываются на границах зерен, блоков либо на поверхности металлоизделий.

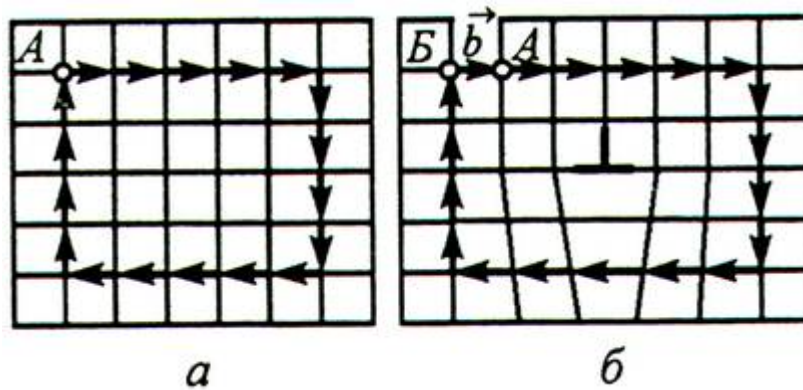


Рис. 1.7. Определение вектора Бюргерса

Важнейшей характеристикой дислокаций является их плотность. Под плотностью дислокаций понимают суммарную длину дислокаций (1 см), приходящуюся на единицу объема кристалла в см^3 .

Плотность дислокаций определяется путем подсчета числа выходов дислокаций, пересекающих единицу площади шлифа. При травлении шлифа на его поверхности можно выявить ямки травления, соответствующие выходу дислокаций, плотность дислокаций определяют также в электронном микроскопе. Одним из главных свойств дислокаций является «притягивание» в свою зону чужеродных атомов. Примеси из чужеродных атомов в зоне расположения дислокаций образуют атмосферы (Котрелла, Снуки, Сузуки и т. д.).

Поверхностные несовершенства – представляют собой поверхности раздела между отдельными зернами или субзернами (рис. 1.8).

Каждое зерно состоит из отдельных блоков или субзерен, образующих мозаичную структуру. Зерна разориентированы друг относительно друга на величину от долей градуса (малоугловые) до нескольких градусов или десятков градусов (большеугловые).

Блоки или субзерна повернуты друг относительно друга на угол от нескольких секунд до нескольких минут. Блоки (субзерна) меньше зерен на три или четыре порядка.

Границы между отдельными зернами представляют собой переходную область шириной в 5–10 межатомных расстояний, где один тип кристаллической решетки переходит в другой. Вот поэтому на границе зерна атомы расположены менее правильно, чем в объеме зерна. На границах зерен концентрируются примеси, где еще более нарушается правильный порядок расположения атомов (на границах субзерен наблюдаются меньшие нарушения). Границы блоков (субзерен) и малоугловые границы зерен образованы дислокациями.

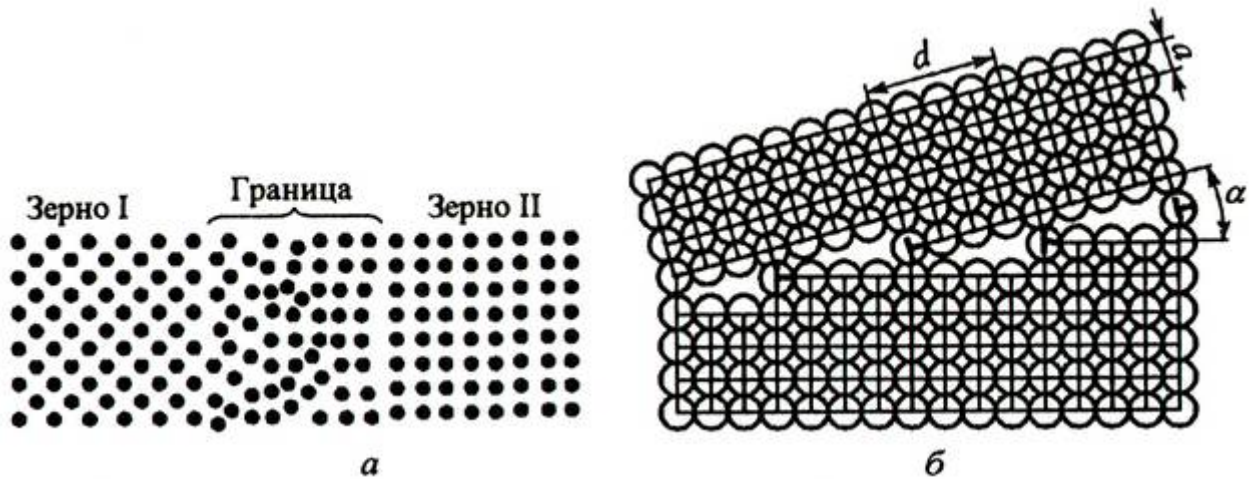


Рис. 1.8. Строение границ зерен: *a* – большеугловые;
б – малоугловые

С увеличением угла разориентировки субзерен или блоков плотность дислокаций на границах возрастает. Так как в реальном металле длина границ блоков (субзерен) и зерен высока, количество дислокаций огромно и достигает $10^{-4} - 10^{-14} \text{ см}^{-2}$.

Объемные дефекты (микропоры) образуются преимущественно в процессе длительной эксплуатации потенциально опасного оборудования, работающего в сложных напряженных условиях (при высоких температурах и давлениях, при циклических нагрузках и т. д.), путем стока большого числа дислокаций в межузлия зерен, где и образуются микропоры (рис. 1.9).

Дефекты приводят к созданию областей с повышенной свободной энергией, здесь активность прилежащих атомов повышена и выход дефектов кристаллического строения на свариваемые поверхности создает условия для образования центров схватывания.

1.2. Плавление и кристаллизация при сварке

Физико-химические процессы. Основными физико-химическими процессами, протекающими при сварке плавлением, являются: быстрое расплавление электродного (электродные стержни и проволока, присадочные проволоки) и части основного (части свариваемой детали) металлов, их взаимодействие с газами и шлаками, кристаллизация, неравномерный нагрев и охлаждение основного металла в околошовной зоне, возникновение напряжений в металле шва и околошовной зоне.

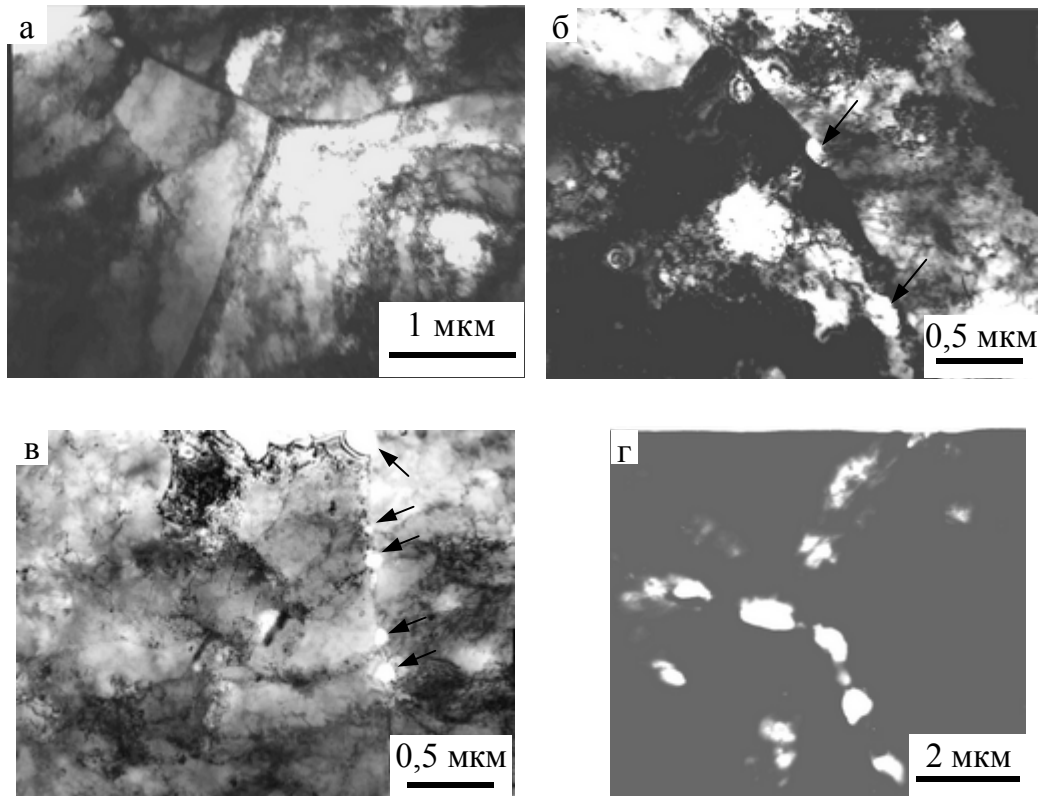


Рис. 1.9. Микропоры на границах зерен (стрелками указаны микропоры)

Нагрев металла и кристаллизация металла шва. При сварке плавлением электродный металл и некоторая часть основного подвергаются быстрому нагреву, при этом он расплавляется, перегревается в жидком состоянии, смешивается, охлаждается и кристаллизуется в металл шва.

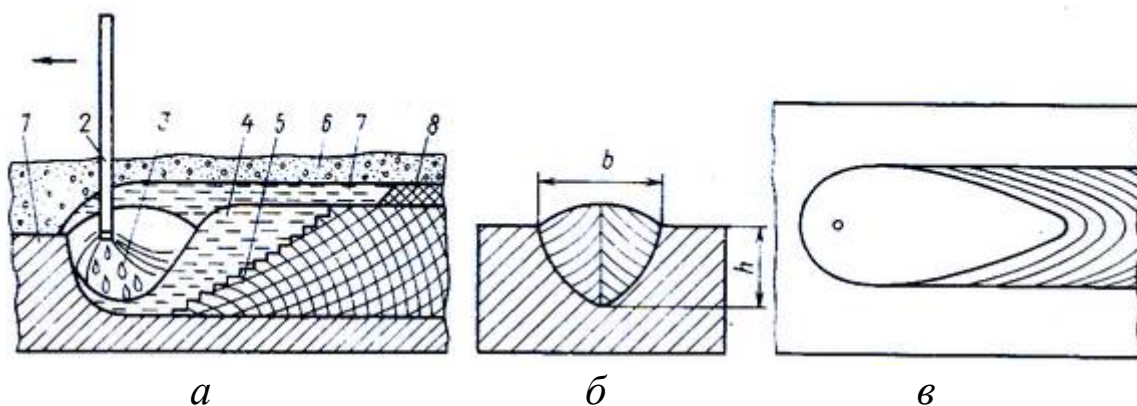


Рис. 1.10. Схема зоны сварки под флюсом: *a* – разрез вдоль оси шва; *б* – поперек шва; *в* – сверху после удаления флюса и шлака; 1 – основной металл; 2 – электродная проволока; 3 – электродные капли; 4 – металл сварочной ванны; 5 – металл шва; 6 – флюс; 7 – жидкий флюс (шлак); 8 – твердый шлак; *b* – ширина шва; *h* – высота шва

Зону сварки эллипсообразного очертания, в которой металл находится в жидком состоянии, называют сварочной ванной. В передней части сварочной ванны происходит плавление, а в задней – кристаллизация. Средняя температура сварочной ванны при дуговой сварке составляет 1600–1900 °С: наиболее низкая – для дуговой в защитных газах, наиболее высокая – для автоматической под флюсом. Температура в ванне под дугой достигает до 2300 °С, однако продолжительность пребывания ванны при этой температуре очень мала, поэтому полное растворение тугоплавких примесей не происходит.

Высокая температура жидкого металла обуславливает его интенсивное взаимодействие с присутствующими в зоне сварки шлаками и активными газами (O_2 , H_2 , N_2), что может способствовать ухудшению свойств металла шва и возникновению в нем дефектов (пор, свищей).

Попадание из металла, электродного покрытия или флюса в ванну соединений таких элементов, как W, Mo, V, Ti, Zr, Nb, В, использование в качестве раскислителей Al, Ti, Zr может способствовать сохранению в ванне к началу кристаллизации тугоплавких частиц.

Процесс перехода жидкого металла сварочной ванны в твердое состояние называют первичной кристаллизацией. Кристаллизация происходит в интервале температур. Температуру, при которой в жидком металле происходит образование первого кристалла, называют температурой *ликвидуса*, при которой закристаллизовалась последняя частица жидкости, – температурой *солидуса*.

Основные особенности первичной кристаллизации: большая скорость и направленность роста кристаллов, обусловленная направленным подводом и отводом теплоты; наличие в сварочной ванне и по ее сторонам готовых центров кристаллизации, которыми являются зерна основного металла и различные тугоплавкие частицы.

Если мгновенно прекратить сварку и создать условия для предотвращения растекания головной части ванны, то характер кристаллизации можно представить так, как показано на рис. 1.11.

Рост кристаллов начинается с закристаллизовавшейся поверхности металла шва. Кристаллы из хвостовой части вытягиваются вдоль шва, они имеют большую протяженность. Кристаллы с боковых поверхностей, растущие с кромок в задней части ванны, составляют с осью шва определенный угол.



Рис. 1.11. Кристаллическое строение сварочной ванны при мгновенном прекращении сварки

При сварке кристаллы металла шва растут не монотонно, а периодическими остановками, которые вызываются дискретным выделением скрытой теплоты плавления при кристаллизации каждого слоя металла. Толщина каждого слоя металла не превышает десятых долей миллиметра и находится в прямой зависимости от размеров сварочной ванны и в обратной зависимости от скорости теплоотвода. Фронт кристаллизации (граница между твердым и жидким металлом) имеет зубчатый контур, так как в середине каждого кристалла затвердевает более чистый тугоплавкий металл, а на его границе более легкоплавкий (содержащий большое количество примесей) [1]. При таком прерывистом росте слоев кристаллизации сначала застывает наиболее чистый металл, а затем металл с большим содержанием примесей (рис. 1.12).

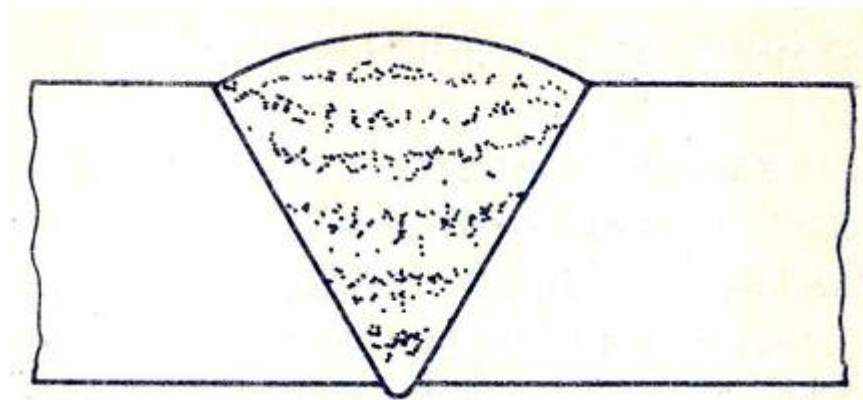


Рис. 1.12. Химическая неоднородность металла сварного соединения по слоям кристаллизации

Протекающая в закристаллизованном металле диффузия элементов не успевает в условиях сварки полностью выровнять химическую неоднородность металла. В зависимости от способа и режимов дуговой сварки поперечный размер столбчатых кристаллов мо-

жет изменяться в пределах 0,3–3,0 мм. При электрошлаковой сварке, характеризующейся медленным охлаждением, поперечный размер кристаллов достигает 3,0–7,0 мм. Столбчатые кристаллы растут от основного металла практически перпендикулярно его поверхности, при росте они несколько изгибаются (рис. 1.10, б) и встречаются в середине шва. При электрошлаковой сварке вследствие медленного охлаждения иногда в центре шва образуются не столбчатые, а равноосные кристаллы.

Аллотропические превращения при сварке. Нагрев металла или охлаждение в твердом состоянии может вызвать переход одного типа кристаллической решетки в другой в соответствии с минимумом свободной энергии. Такой переход называют *аллотропическим или полиморфным превращением*. После первичной кристаллизации из жидкого состояния вторичная кристаллизация (перекристаллизация) в твердом состоянии изменяет кристаллическое строение металла. Возникают и растут новые зерна. Появляются новые границы зерен. Характерной особенностью перекристаллизации является ее способность происходить при различных (даже больших) степенях переохлаждения. Вторичная кристаллизация может иметь как диффузионный характер, так и бездиффузионный (большие степени переохлаждения).

Обычно тип решетки, соответствующий более низкой температуре, обозначают α , а соответствующую более высокой – β , γ .

Процессы перекристаллизации оказывают значительное влияние на сварные соединения, а именно: 1) при охлаждении после сварки при вторичной перекристаллизации нарушается неблагоприятное строение вытянутых столбчатых кристаллов, возникает новая мелкозернистая структура, часто из мелких равноосных зерен; 2) перегретые при сварке зоны основного металла (околошовные зоны) можно вновь сделать мелкозернистыми при выполнении дополнительного малого перенагрева выше температуры полиморфного превращения и с последующим охлаждением; 3) при сварке давлением после обеспечения необходимого контакта и создания активных центров при перекристаллизации в твердом состоянии, сопровождающейся образованием и ростом новых зерен, происходит их перераспределение через бывшую границу раздела и повышается качество и физико-механические характеристики сварного

соединения; 4) диффузионные процессы ускоряются, и довольно значительно при некоторых видах полиморфных превращений.

Эффект улучшения свойств при полиморфных превращениях иногда используют подвергая сварные соединения при сварке давлением многократным циклическим нагревам и охлаждениям с переходом через температуру перекристаллизации.

1.3. Структурные и фазовые превращения в сталях при сварке

Прежде чем приступить к обсуждению вопросов, связанных со структурными и фазовыми превращениями при сварке, необходимо четко представить, какие материалы предстоит сваривать. Наиболее широко применяются в промышленности сплавы железа с углеродом и с добавками различных легирующих элементов. Эти сплавы называются сталями. В зависимости от содержания легирующих элементов стали имеют различные классы. Среди основных химических элементов, оказывающих определяющее влияние на процессы структурообразования, является углерод, поэтому сталь будем рассматривать прежде всего как сплав железа с углеродом. Диаграмма стабильного состояния системы Fe-C и соответствующее ей строение зоны термического влияния в сварном соединении показаны на рис. 1.13.

В системе сплавов железо – углерод существуют следующие фазы: жидкий раствор (Ж) углерода в железе; аустенит – твердый раствор углерода в γ -Fe (А); феррит – твердый раствор углерода в α -Fe (Ф); цементит (Ц) – карбид железа (Fe_3C) и другие карбиды (К). В высокоуглеродистых сплавах (например, чугунах) может присутствовать графит (Г). В высокотемпературной области присутствует δ -Fe.

В сплавах железа с углеродом присутствуют механические смеси: перлит (эвтектоид) – механическая смесь феррита и цементита образуется при вторичной кристаллизации; ледобурит (эвтектика) – смесь аустенита и цементита образуется при первичной кристаллизации. Существует первичный цементит (Ц_1), выделяющийся из жидкого раствора при кристаллизации металла, цементит вторичный (Ц_{11}), выделяющийся из твердого раствора (А), и цементит третичный (Ц_{111}), образующийся при распаде феррита, пересыщенного углеродом.

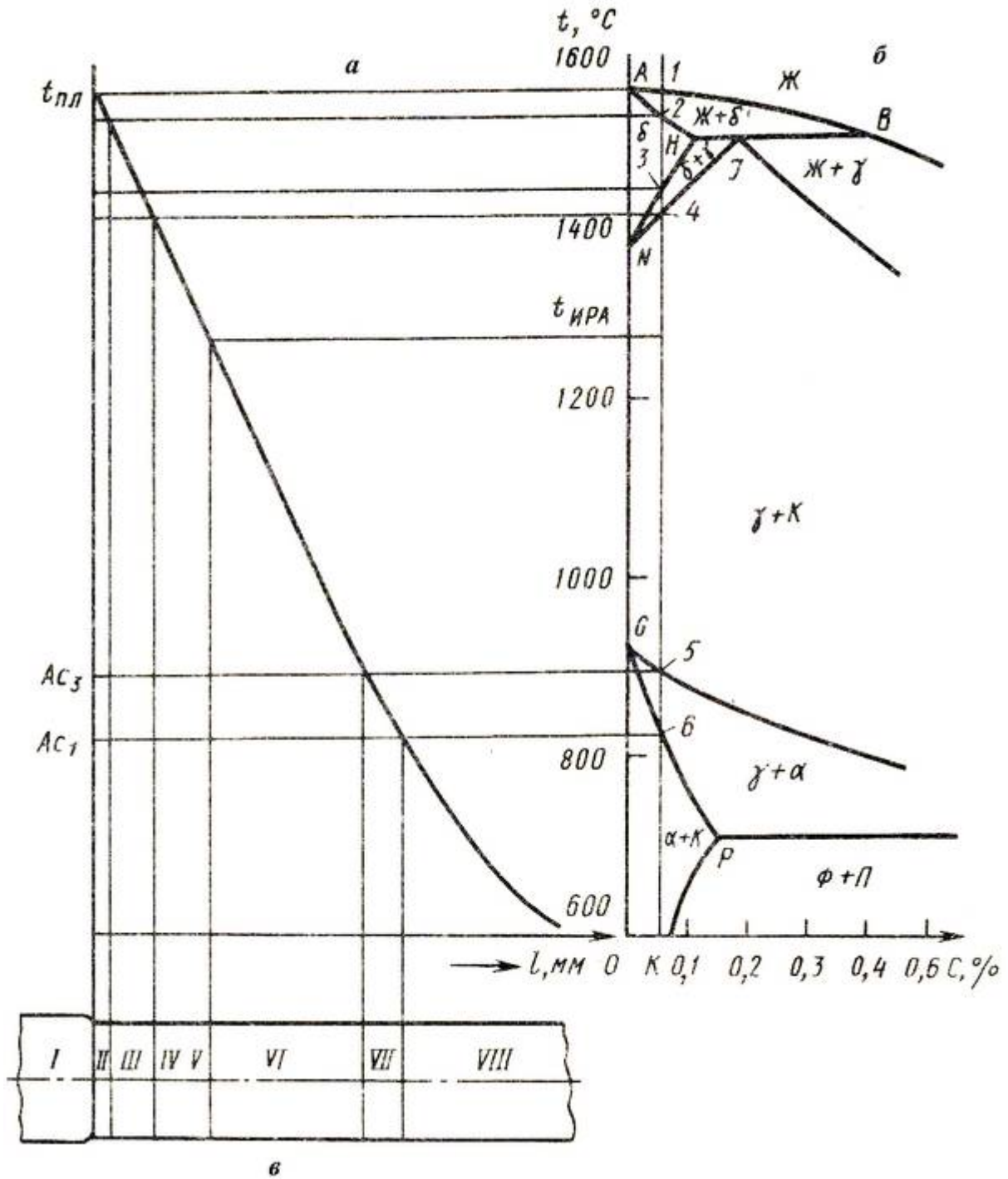


Рис. 1.13. Распределение максимальных температур (а), предопределяющих строение ЗТВ сварного соединения (в) в соответствии с диаграммой состояния Fe-C (б)

Для примера рассмотрим процесс кристаллизации сплава (сварного соединения) концентрации К с содержанием углерода менее 0,1 %. Первичная кристаллизация (рис. 1.13, б) начинается в точке 1 с выделением δ -Fe. В интервале точек 2–3 существует только твердый раствор δ -Fe. Ниже точки 3 происходит превращение

$\delta\text{-Fe} \rightarrow \gamma\text{-Fe}$. В интервале точек 4–5 структура становится чисто аустенитной, в точке 5 начинается выделение из аустенита Ц_{11} и Φ , а также образование незначительной доли перлита (межкритический интервал), и в точке 6 аустенит полностью распадается. Ниже точки 6 микроструктура состоит из феррита и Ц_{111} .

Строение зоны термического влияния (ЗТВ). Вышеприведенные данные дают возможность схематически представить строение сварного соединения в соответствии с диаграммой состояния и максимальных температур, достигаемых в отдельных участках ЗТВ. При сварке плавлением основной металл, расположенный на границе с металлом шва, нагревается до температуры плавления, а металл, отстоящий от металла шва на некотором расстоянии, до более низких температур. Зачастую химические составы основного металла и металла шва различны, и поэтому в зоне сплавления фиксируется наибольший градиент изменения содержания легирующих элементов и примесей.

Ширина ЗТВ зависит от способа и режимов сварки. Наименьшая зона (1–3 мм) при лазерной и электронно-лучевой сварке и наибольшая (до 30 мм и более) при электрошлаковой. Протяженность отдельных участков возрастает с уменьшением градиента распределения максимальных температур нагрева.

Зависит она, прежде всего, от содержания углерода, а также других химических элементов в стали. Процессы, протекающие в основном металле под влиянием термического цикла сварки, определяются составом металла, температурой его нагрева и временем нахождения при этой температуре.

Участок I – металл шва. **II, III, IV** – участки, прилегающие к линии сплавления. Они, в частности, образуются в сварных соединениях низкоуглеродистых сталей, претерпевающих перитектическую реакцию. В этих участках ЗТВ зачастую происходит образование высокотемпературной химической микронеоднородности, наличие которой может привести к снижению технологических и служебных свойств сварных соединений. В металле шва и в зоне сплавления возникают границы зерен двух типов – первичные и вторичные. Считается, что первичные границы образуются в ЗТВ у линии сплавления вследствие образования и кристаллизации жидкой фазы. При высокотемпературном нагреве подплавляются отдельные участки структуры основного металла, в первую очередь

границы зерен аустенита, участки сегрегаций легирующих элементов неметаллические включения [2]. Фактором, способствующим образованию химической микронеоднородности [2], является процесс $\gamma \rightarrow \delta$ при нагреве до температуры 1400 °С. При охлаждении расплавленные участки ЗТВ кристаллизуются и образуют первичные и вторичные границы (при дальнейшем снижении температуры).

Полагают [3], что при увеличении скорости охлаждения после высокотемпературного $\gamma \rightarrow \delta$ превращения можно значительно уменьшить размер зерна аустенита в результате полиморфного превращения при сварке низкоуглеродистых и низколегированных сталей, кристаллизующихся из расплава с образованием δ -феррита.

Наличие крупнозернистой структуры в результате перегрева аустенитных зерен (особенно при сварке с термическими циклами) является характерным признаком **V участка**. В низкоуглеродистых и низколегированных сталях при замедленном дальнейшем охлаждении образуется феррито-перлитная структура видманштеттового типа. Максимальные температуры нагрева на этом участке превышают $t_{ИРА}$ – *температуру начала интенсивного роста зерна аустенита*.

Участок VI – участок нормализации с температурой нагрева в пределах $t_{ИРА} - A_{C_3}$. Характерным признаком этого участка является мелкозернистая структура с повышенной неоднородностью распределения углерода и легирующих элементов.

Участок VII – участок неполной перекристаллизации с температурой нагрева в интервале $A_{C_3} - A_{C_1}$. Здесь металл имеет аустенитно-перлитную структуру с присутствием мелкодисперсных карбидов. В работе [3] подчеркивается, что в периферийных зонах вновь образовавшихся аустенитных зерен обнаружено их обогащение марганцем. Образование этих зон снижает термодинамическую активность углерода в аустените при сохранении относительно низкоуглеродистой сердцевины. Отсюда при относительно умеренных скоростях охлаждения из межкритического интервала температур более углеродистая часть γ -фазы превращается по мартенситному механизму, а менее углеродистая – по диффузионному.

Участок VIII – участок отпуска, металл здесь нагревается до температур $A_{C_1} \approx 600$ °С, при этих температурах наиболее активно происходят процессы дифференциации цементита и коалесценция карбидов.

Однако в низколегированных сталях, содержащих повышенное содержание растворенного кислорода, а особенно азота, при температурах около 300 °С может снижаться ударная вязкость. При многопроходной сварке влияние последовательных термических циклов сварки на структуру и свойства металла в околошовной зоне будет более сложным.

В ЗТВ сварных соединений образуются и другие участки с максимальной температурой менее 600 °С, при которых в сталях в различной степени могут развиваться процессы отпускной хрупкости и дисперсионного упрочнения. Однако следует отметить, что во всех участках ЗТВ процессы структурно-фазовых превращений, состав, характеристики конечной структуры, а следовательно, и механические характеристики сварных соединений в значительной степени зависят от параметров термических циклов сварки и термической обработки, химического состава и исходной структуры сталей.

Одним из наиболее эффективных средств воздействия на процессы структурообразования является термоциклирование. Применительно к сварным соединениям оно выполняется с дополнительным нагревом после сварки. Однако термоциклическая обработка, совмещенная с процессом сварки, позволяет достигнуть положительных результатов непосредственно в процессе сварки. Для практической реализации такого подхода наиболее приемлемы виды сварки с повышенным тепловложением, когда в сварном соединении аккумулируется значительное количество теплоты, как, например, при ЭШС. В этом случае реализацию совмещенного со сваркой процесса термоциклирования можно обеспечить посредством периодического сопутствующего охлаждения в сочетании с автоподогревом, т. е. выполнить термоимпульсное воздействие.

В качестве примера рассмотрим термические циклы, имитирующие процессы ЭШС и термоциклирования стали (термоупрочненной) 12ХН3А (рис. 1.14).

В цикле 1 структура феррито-бейнитная, грубозернистая. Выделения карбидов отмечаются преимущественно по границам кристаллов феррита. В цикле 2 структура бейнито-мартенситная. Карбиды расположены как внутри, так и по границам кристаллов феррита в бейните.

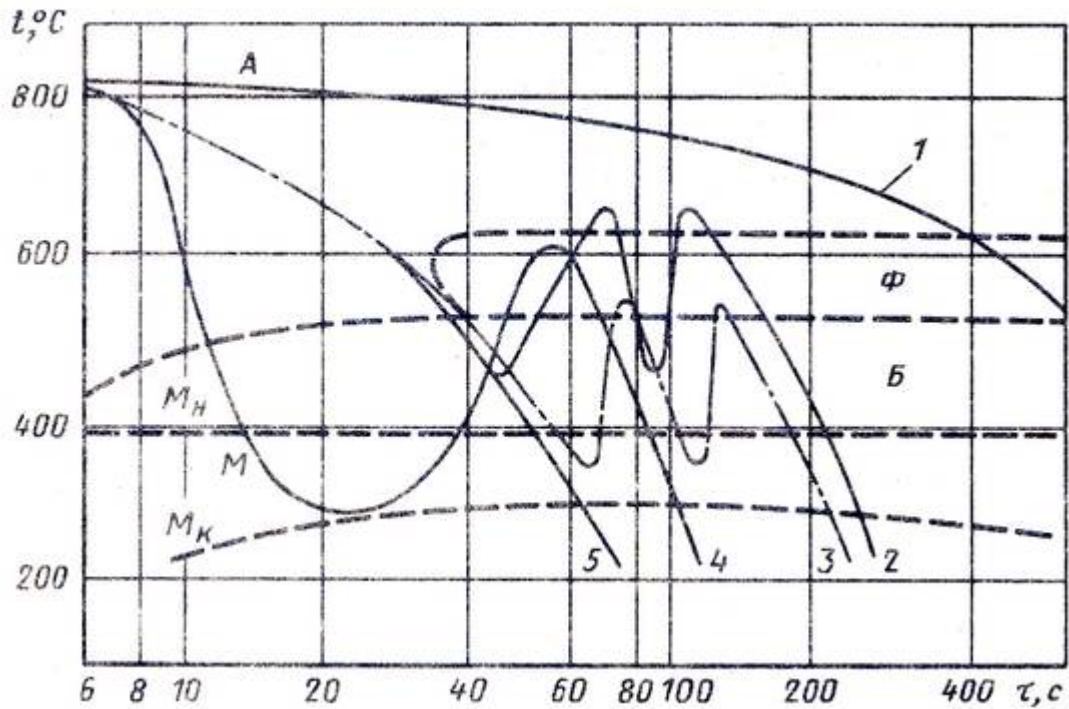


Рис. 1.14. Диаграмма анизотермического превращения аустенита в околосшовном участке ЗТВ сварных соединений стали 12ХН3А и имитируемые термические циклы ЭШС по общепринятой технологии (1) и с РТЦ (2–5)

После охлаждения металла со скоростью около $80\text{ }^\circ\text{C}$ в секунду до температуры ниже M_n на $20\text{ }^\circ\text{C}$ проведено термоциклирование в интервале температур бейнитного превращения аустенита (цикл 3). Число циклов изменяли от 1 до 3. Данный режим оказывает наилучшее влияние на структуру ЗТВ сварного соединения. При этом режиме резко повышается дисперсность карбидов и однородность их распределения, исчезают поля структурно-свободного феррита. Высокая степень однородности и дисперсности структуры достигается уже после двух циклов нагрева и охлаждения.

Выбор режима, соответствующего термоциклированию, должен выполняться с учетом интенсивности охлаждения металла при сварке. Если термический цикл позволяет предотвратить ферритное превращение и обеспечить распад аустенита с образованием бейнита, мартенсита и остаточного аустенита (около 20 % М и преимущественно Б), то уже при однократном повышении температуры до $T_{\text{max}} = B + 100\text{ }^\circ\text{C}$ и последующем охлаждении достигаются высокая дисперсность и однородность структуры.

Структурные классы высоколегированных сталей. Высоколегированные стали составляют наиболее многочисленную груп-

пу конструкционных материалов. Только в России в эту группу входит более 1500 марок сталей и сплавов. При таком их многообразии довольно сложно решить задачи сварки и термической обработки этих материалов. Поэтому очень важно научиться распознавать структурные классы сталей и сплавов и при помощи соответствующих диаграмм проследить возможные изменения структуры и образования фаз в околошовной зоне при сварке или в самой стали при термической обработке.

Структура хромоникелевых сталей, сплавов и сварных соединений определяется соотношением эквивалентного содержания ферритизирующих (Cr, Si, Mo, Ti, Al, Nb, W, V) и аустенитизирующих (Ni, Co, C, N, Cu, Mn, B) элементов. Для определения структуры хромоникелевых соединений используют *диаграмму Шеффлера* (рис. 1.15).

Она может применяться для ориентировочного определения структуры сталей. Структура и свойства хромистых сталей и сварных соединений зависят от содержания хрома и углерода, а также от степени легированности их другими элементами. В результате многочисленных исследований проведена оценка эффективности действия на структуру сварного соединения различных легирующих элементов, за основу взято действие ферритизатора – хрома и аустенизатора – никеля. Если принять эффективность действия хрома и никеля в сварном соединении за единицу, эквивалентная концентрация хрома и никеля может быть подсчитана по формулам:

$$[\text{Cr}]_{\text{ЭКВ}} = \text{Cr} + 1,5\text{Si} + 2\text{Mo} + 5\text{Ti} + 2\text{Nb} + 2\text{Al} + 1,5\text{W} + \text{V};$$

$$[\text{Ni}]_{\text{ЭКВ}} = \text{Ni} + 30\text{C} + 30\text{N} + 10\text{B} + 0,5\text{Mn}.$$

В правой части уравнения химические символы означают процентное содержание данных элементов в металле шва. Эти формулы являются приближенными. Например, в некоторых источниках коэффициент ферритизирующего действия молибдена оценивается – 1, в других – 1,5, в третьих – 3. Различные коэффициенты также встречаются и у других элементов. Несовпадение данных можно объяснить тем, что влияние элементов на смещение границы γ -области зависит не только от абсолютного их содержания, но и от содержания других элементов, термической обработки и других факторов.

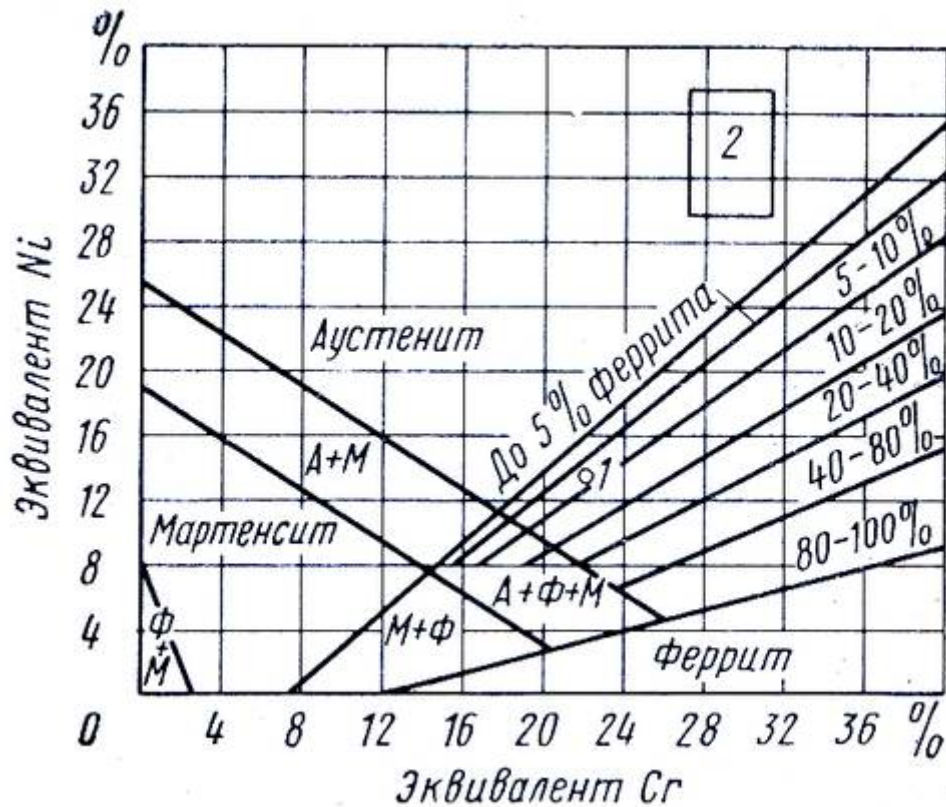


Рис. 1.15. Диаграмма влияния элементов на структуру металла сварных соединений: 1 – электроды ОЗЛ-14; 2 – проволока Св-10Х16Н25АМ6

Тем не менее, этими формулами можно пользоваться с достаточной для практики точностью. Для примера на диаграмме (рис. 1.15) показаны структурное положение 1 металла, наплавленного электродами ОЗЛ-14 (06Х20Н9), и возможное положение 2 при сварке проволокой Св-10Х16Н25АМ6 без учета угара элементов при сварке. Структура металла, наплавленного проволокой Св-10Х16Н25АМ6, является чисто аустенитной. В металле, наплавленном ОЗЛ-14, содержится около 8 % феррита.

На величину эквивалентов $[Cr]$ и $[Ni]$ для сталей и сплавов оказывают влияние не только соотношение содержаний элементов и режим термообработки, но и состояние стали (прокат, литье), величина зерна и др. Для катаных сталей эквиваленты хрома и никеля выражаются следующими формулами:

$$[Cr]_{\text{ЭКВ}} = Cr + 12Al + 11V + 7Ti + 3Si + 4,5Nb + 2Mo + 2W;$$

$$[Ni]_{\text{ЭКВ}} = Ni + 30C + 26N + 0,7Mn + 0,3Cu$$

Эти формулы еще более приближены, чем для сварных соединений. Исходя из условий эксплуатации стали назначают техно-

логию ее сварки. Если сталь X18H10T используют в качестве коррозионностойкого материала, то для сварки следует применять электроды, обеспечивающие получение аустенито-ферритной структуры (ОЗЛ-14). Если же сталь применяется для изготовления хладостойкой аппаратуры, предпочтение следует отдавать чисто аустенитным электродам. Естественно, что при разработке технологии сварки следует учитывать и другие факторы, такие как: стойкость наплавленного металла против образования трещин, прочность, коррозионную стойкость и др.

Основными трудностями при сварке высоколегированных сталей являются: обеспечение стойкости металла шва и околошовной зоны против образования трещин; обеспечение коррозионной стойкости; получение плотных соединений; получение и сохранение в процессе эксплуатации требуемых свойств сварных соединений.

1.4. Контрольные вопросы

1. Какой процесс называется сваркой?
2. Какие особенности атомного строения металла оказывают наибольшее влияние на сварку?
3. Что такое полиморфизм?
4. Дайте определения компонента, фазы, системы, структуры.
5. Какие фазы встречаются в реальных металлах (сварных соединениях)?
6. Назовите основные виды дефектов кристаллической решетки.
7. Чем отличается винтовая дислокация от линейной?
8. Какие физико-химические процессы происходят при сварке?
9. Что такое первичная кристаллизация (температуры ликвидуса, солидуса)?
10. Какие аллотропические превращения происходят при сварке?
11. Какое строение у зоны термического влияния сварки?
12. С какой целью разработана диаграмма Шеффлера?
13. Какие основные трудности возникают при сварке высоколегированных сталей?

2. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

Термическая обработка сварных соединений включает различные операции теплового воздействия на металл, при котором происходят различные изменения структуры, фазового состава, напряженного состояния, физико-механических характеристик уровня свободной энергии фаз, величины и распределения микро- и макро-напряжений.

2.1. Назначение и виды термической обработки

При назначении термической обработки необходимо учитывать факторы, определяющие свариваемость сталей и свойства сварных соединений. Термическая обработка является трудоемкой операцией и заметно повышает стоимость конструкции. Для многих деталей и крупных узлов стоимость термической обработки составляет 25–28 % от общей стоимости сварочных работ [4]. Следовательно, термическая обработка должна назначаться лишь в тех случаях, когда работоспособность конструкции не обеспечивается никакими другими средствами. Нет необходимости назначать термическую обработку для сварных соединений конструкций, у которых имеется многолетний положительный опыт эксплуатации в аналогичных условиях, либо для проектируемых конструкций имеется прототип, подтверждающий высокую их работоспособность без проведения термической обработки.

В каждом частном случае вопрос о проведении термической обработки следует решать индивидуально.

Классификация факторов, определяющих назначение термической обработки, приведена на рис. 2.1. Для строительных конструкций применяют низкоуглеродистые и низколегированные стали. Для них характерны сравнительно низкие требования к точности и отсутствие механической обработки после сварки.

Термическую обработку таких конструкций проводят при сочетании ряда неблагоприятных факторов: наличии концентраторов напряжений, низкой температуры, применении стали повышенной прочности и т. д.

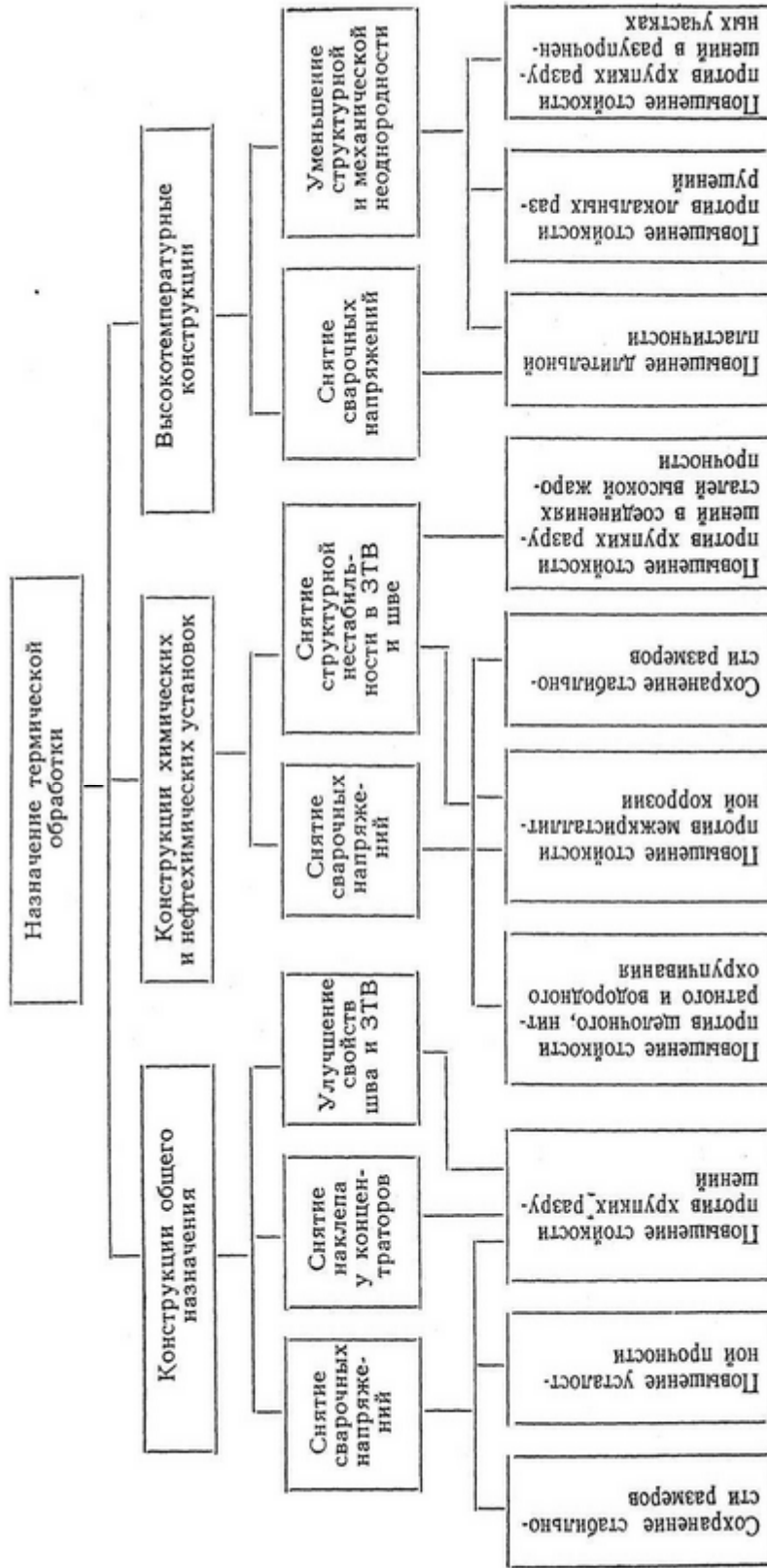


Рис. 2.1.1. Факторы, определяющие применение термической обработки при сварке
по В. Н. Земзину [8]

Из-за практической невозможности проводить термическую обработку всей крупногабаритной строительной конструкции ее выполняют лишь для отдельных наиболее напряженных узлов.

Для машиностроительных конструкций, в частности, изготавливаемых из проката хорошо свариваемых сталей, необходимость термической обработки определяется преимущественно требованиями прочности. Общие требования к назначению термической обработки определены В. А. Винокуровым [5], в основу которых положено допущение о возможности отклонения от заданной точности изделия в 10 %, обусловленного эффектом перераспределения остаточных напряжений при механической обработке, вылеживании или эксплуатации. Подлежат также термической обработке изделия, рассчитываемые на прочность и жесткость, которые после нагружения приобретают остаточные деформации более 10 % от заданной точности.

Для технических устройств опасных производственных объектов, например сосудов высокого давления, требования к их термической обработке отражены в НТД Ростехнадзора (ранее Госгортехнадзора России). Данные требования предусматривают проведение отпуска после сварки, начиная с определенной толщины стенки.

Сварные узлы химических и нефтехимических установок, работающие в агрессивных средах, подвергаются термической обработке с целью снятия остаточных напряжений для повышения стойкости против коррозионного растрескивания при статических и повторно-статических нагрузках [6]. Основные факторы, определяющие назначение термической обработки сварных соединений жаропрочных сталей, приведены на рис. 2.1.

Обязательной термической обработке подвергаются сварные соединения из теплоустойчивых (жаропрочных сталей), упрочненных ванадием, титаном, ниобием, в меньшей степени молибденом и вольфрамом. Эти требования обусловлены тем, что при сварке в условиях быстрого охлаждения вышеуказанные элементы остаются обычно в твердом растворе, а при дальнейшей эксплуатации в высокотемпературном интервале выделяются в дисперсной форме, что приводит к резкому охрупчиванию металла шва и околошовной зоны и образованию трещин. Проведение термической обработки по оптимальному режиму практически исключает опасность подобных разрушений при длительной эксплуатации оборудования.

В зависимости от задач применяют различные виды и режимы термической обработки, связанные с различными условиями нагрева до определенной температуры, длительностью выдержки при этой температуре, различными условиями охлаждения. Под различными условиями охлаждения подразумеваются различные скорости охлаждения и ступенчатое охлаждение (с задержкой снижения температуры на определенное время).

Существуют различные подходы к классификации видов термической обработки – по температуре нагрева, скорости охлаждения, влиянию на свойства и т. д.



Рис. 2.2. Схема классификации видов термической обработки металлов и сплавов по А. А. Бочвару [7]

Вид термической обработки определяется не характером изменения температуры во времени, а *типом структурных и фазовых превращений в металле*. Основываясь на этом признаке, А. А. Бочвар разработал классификацию, включающую многочисленные разновидности термической обработки черных и цветных металлов (рис. 2.2).

Термическая обработка подразделяется на *собственно термическую обработку, химико-термическую и термомеханическую*. Собственно термообработка заключается только в термическом воздействии на металл или сплав, химико-термическая – в совместном химическом и термическом воздействии, термомеханическая – в сочетании термического воздействия и пластической деформации. Собственно термическая обработка включает следующие виды: от-

жиг 1-го рода, отжиг 2-го рода, закалку с полиморфным превращением, закалку без полиморфного превращения, отпуск и старение.

К отжигу 1-го рода относят: *гомогенизационный, дорекристаллизационный смягчающий, дорекристаллизационный упрочняющий, рекристаллизационный и снижающий напряжения*, необязательно связанные со структурными превращениями [7]. Основными параметрами этого вида отжига являются температура нагрева и время выдержки при этой температуре. Отжиг 1-го рода частично или полностью устраняет отклонения от равновесного состояния.

Отжиг 2-го рода приводит к количественным и качественным изменениям фазового состава при нагревании и обратным изменениям при охлаждении. Разновидности этого отжига различаются преимущественно способами охлаждения и степенью переохлаждения аустенита, а также положением температур нагрева относительно критических точек.

Основные виды отжига (для доэвтектоидных сталей) – *полный, изотермический, нормализационный (нормализация), патентирование*. Для заэвтектоидных сталей применяют *сфероидизирующий отжиг и нормализацию*.

Производственные названия отдельных процессов термической обработки складывались исторически и основывались на чисто внешних признаках, а не на характере внутренних изменений в структуре металлов, поэтому один и тот же термин может встречаться для обозначения разновидностей термической обработки, различных по своей физической сущности.

Закалку, как и отжиг 2-го рода, можно применять только к сплавам, претерпевающим фазовые превращения в твердом состоянии. *Закалка без полиморфного превращения* применима к сплавам, в которых одна фаза полностью или частично растворима в другой. Данный вид закалки состоит в фиксации при более низкой температуре состояния сплава, характерного для более высоких температур при скоростях охлаждения выше критических.

Закалка с полиморфным превращением применима практически к любым сталям и сплавам, где при охлаждении происходит перестройка кристаллической решетки. При ускоренном охлаждении в закаливаемых сплавах образуется структура – *мартенсит*.

После закалки металл находится в метастабильном состоянии и обладает повышенной свободной энергией, поэтому для приведе-

ния сплава в стабильное состояние и для изменения структуры и свойств его подвергают *старению* или *отпуску* (нагревают до определенной температуры).

В научной литературе принято термин «отпуск» использовать для сплавов, которые были подвергнуты закалке с полиморфным превращением, а термин «старение» для сплавов, закаленных без полиморфного превращения. Основные характеристики старения и отпуска – температура и время выдержки. Скорости нагрева и охлаждения играют второстепенную роль [7].

Рассмотрим виды термической обработки сталей с точки зрения их влияния на свойства сварных соединений и зон термического влияния. Термическая обработка сварных соединений влияет:

- на изменение микроструктуры и фазового состава сталей, изменение макро- и микронапряжений;
- на изменение прочностных характеристик и ударную вязкость, снижение уровня остаточных сварочных напряжений.

Различные фазы в сталях имеют различное атомно-кристаллическое строение, химический состав, микроструктуру. Эти различия являются основой изменения свойств металла шва и уровня внутренних напряжений. Например, аустенитная структура сравнительно мягкая с высокой вязкостью

Она обладает высокой хладостойкостью за счет легирования металла никелем. Устойчивость этой фазы при охлаждении достигается преимущественно легированием углеродом, марганцем, никелем, хромом, азотом и другими элементами. Аустенит является основой для создания многих жаропрочных сталей. Высокую жаропрочность аустенитных сталей можно объяснить низкой скоростью диффузии легирующих элементов, что замедляет коагуляцию упрочняющих фаз при длительной эксплуатации этих сталей при высоких температурах. Эти стали имеют повышенное содержание хрома и никеля, поэтому обладают повышенным сопротивлением коррозии. Наличие в аустените значительного количества хрома (более 13 %) создает условия для образования на поверхности защитной пассивной пленки.

Ранее мы рассмотрели различные фазы и типы карбидов. Для процессов, происходящих при термической обработке сварных соединений, наличие карбидов имеет важное значение, так как одним из условий нагрева при упрочняющей или разупрочняющей обработке

является растворение карбидов при нагреве с переходом в γ -твердый раствор углерода и легирующих элементов. Карбиды могут упрочнять сталь при их выделении в мелкодисперсной форме из феррита или аустенита при старении.

Термическая обработка оказывает большое влияние на микроструктуру металлов. При определенных скоростях охлаждения конструкционных сталей после их нагрева до аустенитного состояния в металле образуются структуры, такие как *перлит*, *сорбит*, *троостит*, обладающие хорошим сочетанием прочностных и пластических свойств (особенно сорбит).

Перлит – механическая смесь пластинок цементита и феррита (соотношение 1:7,3 соответственно). В зависимости от скорости охлаждения и однородности аустенита перлит может иметь пластинчатое или зернистое строение. Перлит, сорбит и троостит – феррито-цементитные смеси, они отличаются лишь степенью дисперсности, под которой понимают расстояние между соседними пластинами феррита и цементита.

При больших скоростях охлаждения (степенях переохлаждения) повышается неустойчивость аустенита, скорость диффузии углерода резко снижается. При переохлаждении аустенита (например эвтектоидной стали) до 240 °С подвижность атомов углерода близка к нулю и происходит бездиффузионное превращение аустенита. При этом изменяется тип кристаллической решетки $\gamma \rightarrow \alpha$, а весь углерод переходит из аустенита в феррит и образуется *мартенсит*. Мартенсит имеет ту же концентрацию углерода, что и аустенит исходный. Кристаллическая решетка искажается и приобретает тетрагональную форму. Чем больше в стали углерода, тем больше степень искаженности кристаллической решетки. Мартенсит обладает высокой твердостью и хрупкостью, низкой пластичностью и ударной вязкостью, эти свойства вызваны как высокой плотностью дислокаций, так и увеличением объема металла на 1–4 % в зависимости от содержания углерода.

Для разных по составу сталей воздействие сварочной теплоты на зоны свариваемой стали, примыкающие к сварному соединению, будет различно. Отсюда и различны будут задачи, решаемые применением термической обработки.

Так, для аустенитных сталей *закалка* заключается в нагреве до температур 1050–1200 °С, в зависимости от состава стали, с после-

дующим охлаждением на воздухе, в масле или воде. При такой обработке в аустените растворяются карбиды и сталь становится более однородной, чисто аустенитной. Такую обработку называют *аустенизацией*.

Закалка конструкционных сталей заключается в нагреве до температуры на 50–100 °С выше A_{C_3} , небольшой выдержке и охлаждении со скоростью больше критической. Продолжительность нагрева обычно на практике выбирается 1 мин на 1 мм сечения образца или детали. Охлаждение изделий в воде, масле либо на воздухе зависит от химического состава стали. После закалки основной структурой должен быть мартенсит. Закалка на мартенсит является промежуточной операцией, так как мартенсит обладает высокой твердостью, низкой ударной вязкостью и пластичностью.

Высокий отпуск закаленных конструкционных сталей заключается в нагреве изделия до температуры ниже температуры фазового перехода (A_{C_1}). Обычно температура отпуска составляет 550–650 °С, при этих температурах происходит распад мартенсита с образованием дисперсной феррито-цементитной смеси, это может быть сорбит либо троостит. Высокий отпуск является завершающим этапом термической обработки, который позволяет получить хорошее сочетание прочностных свойств, ударной вязкости и пластичности.

Старение (отпуск) с выделением новой фазы в дисперсном виде из твердого раствора приводит к блокированию движения дислокаций и соответственно к повышению прочности и некоторому понижению пластичности и вязкости. Такая обработка применяется в основном для жаропрочных аустенитных, низкоуглеродистых высоколегированных мартенситостареющих, низкоуглеродистых низколегированных конструкционных сталей. Для создания мелкодисперсной фазы стали легируют ванадием, ниобием, титаном, молибденом и др. Старение также является завершающей операцией термической обработки после закалки, обуславливающей растворение крупных карбидов для последующего их выделения при старении в дисперсном виде. Температура старения может составлять 300–650 °С. Характер изменения прочностных характеристик в зависимости от температуры и длительности процесса представлен на рис. 2.3.

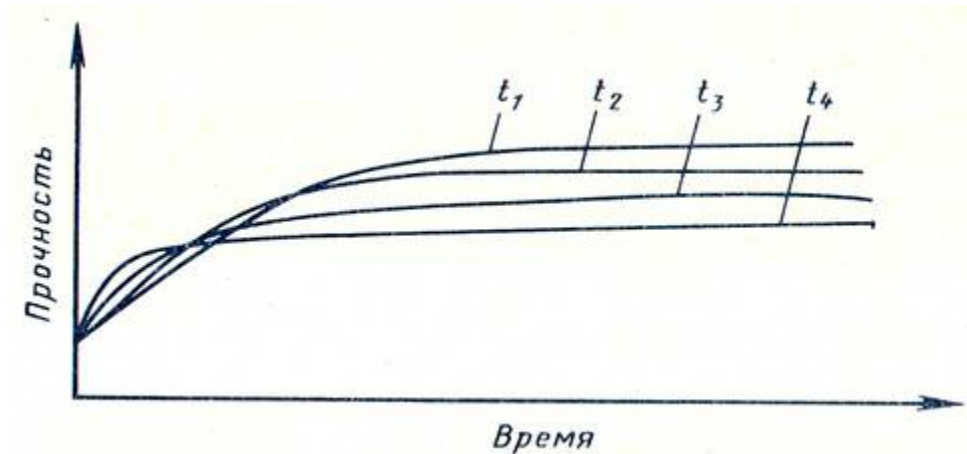


Рис. 2.3. Изменение прочности стали при отпуске ($t_4 \geq t_3 \geq t_2 \geq t_1$)

Нормализация представляет нагрев до температуры несколько выше температуры нагрева под закалку (на 100–150 °С) с последующим охлаждением на воздухе. При такой операции происходит перекристаллизация и измельчение зерна (например, для горячей пластической деформации), получение равновесного зерна у нагартованной стали. Нормализация применяется как операция термической обработки заготовок перед их механической обработкой, как подготовительная операция перед закалкой с отпуском (улучшением), с целью обеспечения равномерности свойств после этих операций. Этот вид термообработки применяется, как правило, для углеродистых и низколегированных сталей.

Для сталей с повышенным содержанием легирующих элементов (2–4 % Ni, 3–5 % Cr, более 1,5 % Mn) применение нормализации неэффективно, так как после нормализации и при охлаждении на воздухе в структуре образуется мартенсит.

Низкий отпуск применяется в основном для снятия микроили, чаще всего, макронапряжений и не преследует цель изменения структурного состояния металла, однако эти изменения часто сопутствуют такому отпуску.

Существует несколько типов напряжений:

1. Макронапряжения (напряжения первого рода), связанные с неравномерностью или неодновременностью объемных изменений в стали, а также с изменением объема, сопровождающим структурные превращения в стали.

2. Микронапряжениями второго рода называют напряжения, уравнивающиеся в объеме металла, соизмеримом с объемом одного или нескольких зерен, иначе говоря, они вызваны искаже-

ниями зеренной структуры металла (по границам зерен) и являются следствием получения неравновесных фаз с высокой свободной энергией или неравномерных фазовых превращений.

3. Микронапряжения третьего рода вызваны искажениями кристаллической решетки.

4. Локальные дальнедействующие внутренние напряжения, источниками которых являются поля, возникающие от дислокационных зарядов в поляризованной дислокационной структуре, т. е. от избыточной плотности дислокаций внутри сетчатой и фрагментированной субструктур; несовместность деформаций отдельных фрагментов и зерен (границы фрагментов и зерен); частицы карбидных фаз, расположенные на границах и в стыках фрагментов; крупные частицы карбида $M_{23}C_6$, находящиеся на границах зерен (для хромомолибденованадиевых сталей).

Отпуск, за счет теплового воздействия и увеличения подвижности атомов, образующих кристаллическую решетку железа или растворенных в ней атомов легирующих элементов, способствует переходу системы в более равновесное и однородное состояние, снижению уровня свободной энергии и соответственно снижению микронапряжений, локализуемых на уровне ячеек кристаллической решетки и зерен.

Образование пересыщенных твердых растворов, каким прежде всего является мартенсит закалки, связано с наличием искажений пересыщающими атомами углерода элементарной ячейки α -железа.

Эти искажения порождают микронапряжения в решетке. Отпуск, даже низкий, способствует началу распада пересыщенных твердых растворов и снижению уровня микронапряжений. Для сталей, закаленных на мартенсит, снижение уровня микронапряжений начинается при температурах порядка 150 °С и заканчивается после полного выделения углерода из решетки α -железа и началом коагуляции карбидов (350–450 °С).

Микронапряжения также создает деформация зерен (наклеп) металла, эти напряжения снимаются при температурах 150–250 °С. Этот процесс называют возвратом.

При выборе режима и условий проведения отпуска необходимо учитывать возможности его отрицательного воздействия на сварную конструкцию (рис. 2.4).



Рис. 2.4. Возможные отрицательные последствия термической обработки по В. Н. Земзину, Р. З. Шрону [8]

В зависимости от большого числа факторов (степень легирования, размеры изделия и толщина стенки свариваемого металла, режим сварки и т. д.) отрицательное воздействие отпуска проявляется по-разному.

Для деталей сложной формы после проведения отпуска возможно коробление конструкции (сосуды, цилиндры роторов турбин и т. д.). Предотвращение отрицательных последствий отпуска достигается путем повышения жесткости изделия за счет приварки временных дополнительных связей, расположением изделия в печи таким образом, чтобы устранить возможные деформации от собственной массы.

В изделиях, при высоких скоростях охлаждения от температуры отпуска (после определенной выдержки), возможно образование нового поля остаточных напряжений. Для конструкционных сталей опасным является температурный интервал 300–600 °С. Здесь перепад температур по изделию более 50 °С может создать остаточные напряжения около 0,4–0,6 предела текучести.

Проведение отпуска после сварки, в некоторых случаях, приводит к снижению прочностных и пластических свойств. Послесва-

рочный отпуск может приводить к охрупчиванию металла. Так, проведение нескольких отпусков крупногабаритного сосуда из низколегированной конструкционной стали после ремонтных заварок вызвало охрупчивание металла обечаек, и сосуд был окончательно забракован [8].

Процессы необратимой хрупкости при замедленном охлаждении изделия в интервале температур 250–450 и 450–650 °С могут возникать в сталях, склонных к отпускной хрупкости. Подобных повреждений можно избежать путем рационального легирования сталей, повышением чистоты выплавки, а также применением высококачественных сварочных материалов и методов сварки, обеспечивающих повышенную чистоту металла шва по вредным примесям и газам [9]. Как известно, металл шва и околошовной зоны имеет зерна крупнее, чем в основном металле, поэтому степень охрупчивания для них выражена в большей степени. Процесс дисперсионного твердения способствует низкотемпературному охрупчиванию и сопровождается повышением критической температуры хрупкости.

Рассмотрим подробнее механизмы возникновения макронапряжений, так как их необходимо учитывать в первую очередь при сварке металлоизделий. Как уже было отмечено, одной из причин возникновения макронапряжений являются структурные превращения в сталях. При превращении А в М объем металла изменяется до 4 % и происходящие изменения объема вызывают в основном упругие деформации, при затруднении протекания которых появляются упругие напряжения.

Если эти изменения протекают при нагреве, то напряжения являются *временными* (они исчезают при высоких температурах), но если упругие изменения объема происходят при охлаждении, то возникающие напряжения являются *остаточными*.

При термической обработке в период нагрева [3] за счет одностороннего подвода тепла (рис. 2.5, а) создается неравномерное распределение температур между нагретым слоем 1 и сердцевиной 2 (рис. 2.5, б). Соответственно, в изделии создается неравномерное распределение объема нагретого слоя и ненагретой сердцевины и в изделии возникают временные напряжения (рис. 2.5, в). После полного прогрева распределение температур выравнивается (рис. 2.5, г) и временные напряжения в заготовке исчезают.

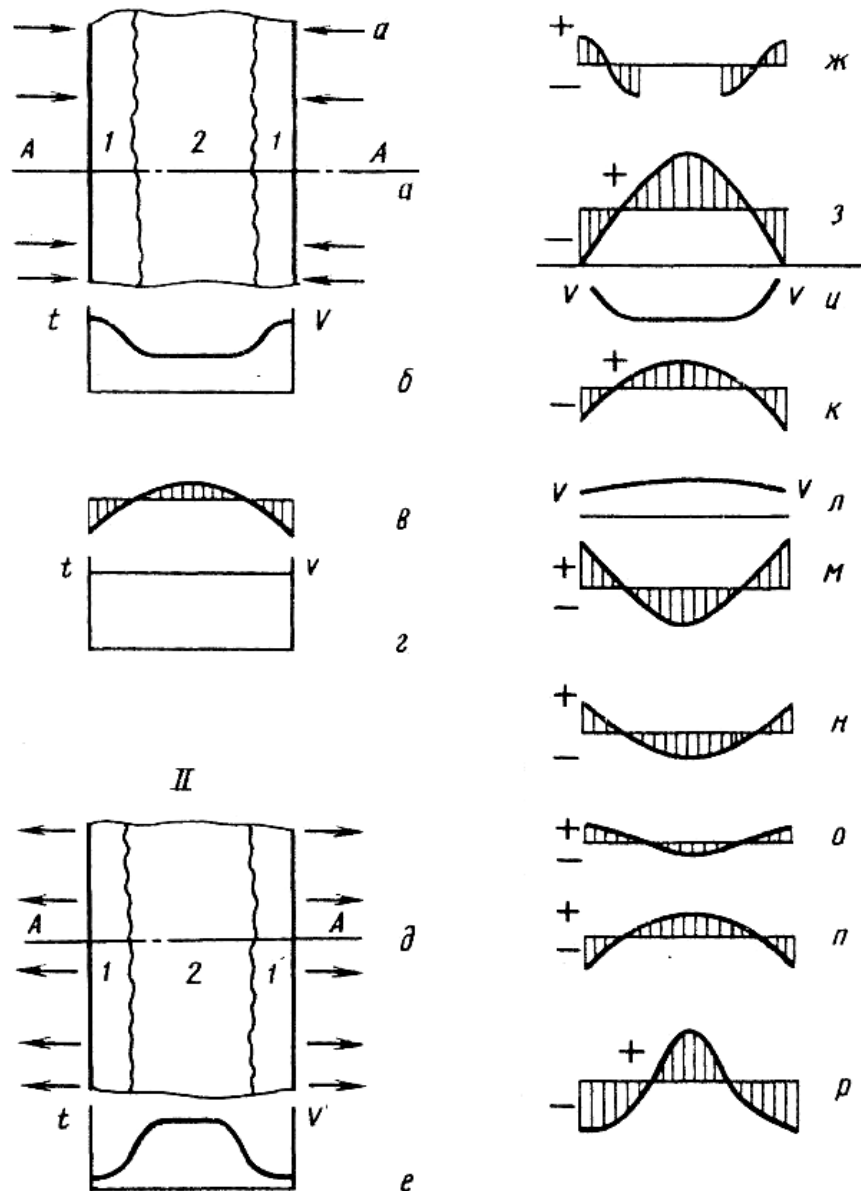


Рис. 2.5. Схема возникновения временных и остаточных напряжений при термической обработке по Л. С. Лифшицу [3]

При охлаждении нагретого изделия отвод тепла с поверхности (рис. 2.5, д) приводит к неравномерности распределения температур в сечении изделия, наружный слой остынет и его объем уменьшится (рис. 2.5, е). Но, так как в самом нагруженном слое распределение температур будет неравномерным, этот градиент температур и объемов приведет к образованию в остывшем слое временных напряжений (рис. 2.5, ж). После полного остывания изделия уменьшение объема сердцевины приведет к созданию остаточных напряжений в сечении шва (рис. 2.5, з). Такое распределение остаточных напряжений характерно для *низкоуглеродистых низколегированных ста-*

лей, у которых структурные превращения А в (П+Ф) либо А в М не вызывают заметных изменений объема.

Для среднеуглеродистых сталей уже приходится считаться со структурными изменениями объема изделий. Сначала эти изменения происходят только в наружном остывшем слое (рис. 2.5, *и*), в результате чего изменения в распределении объемов металла только из-за структурных превращений вблизи сечения $A-A$ будут характеризоваться кривой (рис. 2.5, *л*), а составляющая остаточных напряжений, вызванных только структурными превращениями, – кривой на рис. 2.5, *м*.

Итоговые, остаточные напряжения при термической обработке определяются суммированием (наложением) этих двух кривых. Однако надо иметь в виду, что напряжения от структурных превращений зависят от содержания углерода и скорости охлаждения. Таким образом, для среднелегированных сталей после закалки суммарные остаточные напряжения характеризуются эпюрой на рис. 2.5, *н*, а после нормализации – эпюрой на 2.5, *о*. Для низкоуглеродистых сталей после закалки эти напряжения характеризуются эпюрой на рис. 2.5, *п*, а после нормализации – эпюрой на рис. 2.5, *р*.

В период нагрева при термообработке в изделии могут создаваться значительные временные напряжения, пока при нагреве не произойдет переход наружных слоев в пластическое состояние. В этом случае напряжения между упругим расширившимся внешним слоем и упругой не расширившейся сердцевиной будут особенно велики, что может привести к возникновению трещин.

Так как при охлаждении при отпуске структурных превращений не происходит, характер и величина остаточных напряжений определяются только тепловым сжатием.

Для снижения напряжений, возникающих при охлаждении после отпуска, необходимо снизить скорость охлаждения, а соответственно и градиент температур между наружными и внутренними слоями.

При сварке изделий большое значение имеет локальность нагрева (с точки зрения образования макронапряжений). Здесь остаточные напряжения в сварном соединении возникают между нагревающимся и ненагревающимся металлом.

Закономерности возникновения остаточных напряжений в зоне сварного шва представлены на рис. 2.6.

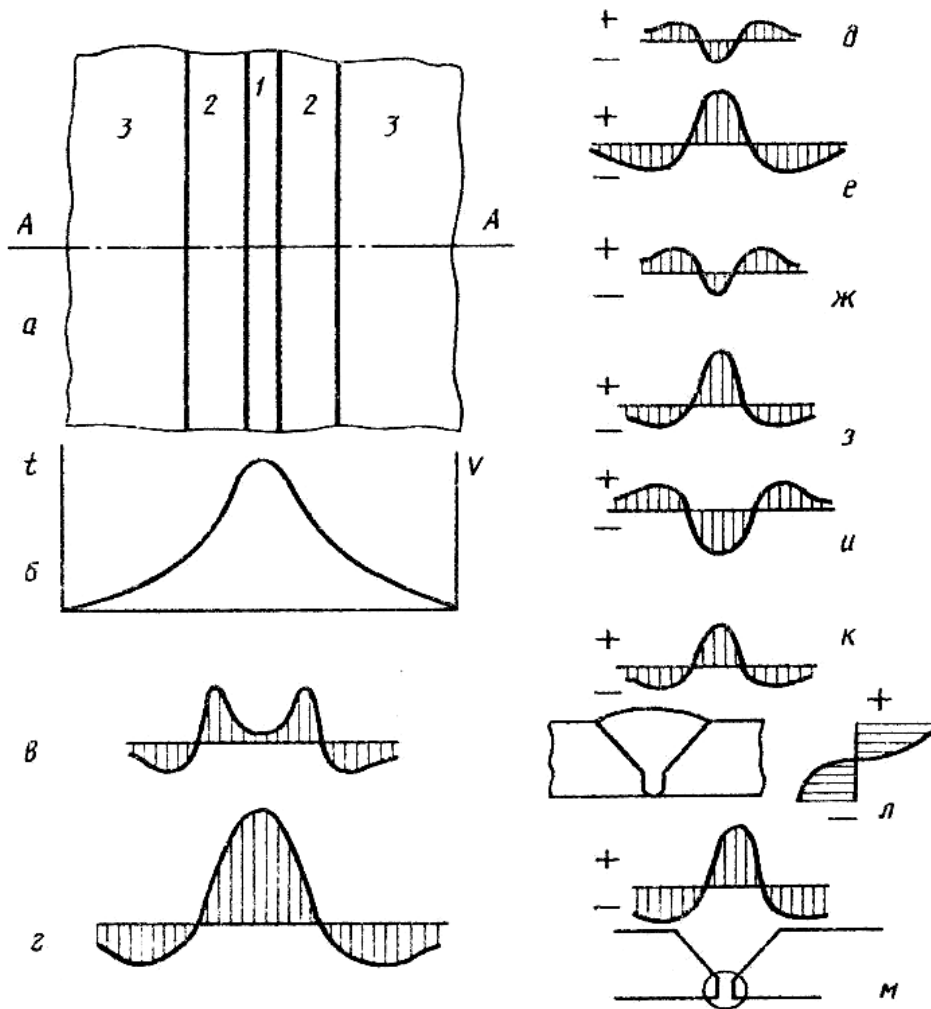


Рис. 2.6. Схема возникновения временных и остаточных напряжений при сварке: 1 – сварочный шов; 2 – ЗТВ; 3 – основной металл по Л. С. Лифшицу [3]

Распределение температур (t) и объемов металла (V) после сварки представлено на рис. 2.6, б, распределение временных напряжений – на рис. 2.6, в. Основной причиной возникновения временных напряжений является разница температур в ЗТВ и свариваемой стали. После остывания всего сечения из-за разницы объемных тепловых изменений металла шва и ЗТВ возникают остаточные напряжения (рис. 2.6, г).

Структурные остаточные напряжения возникают только в зонах, нагретых выше A_{C1} – в ЗТВ и в металле шва. При сварке низкоуглеродистых сталей они невелики (рис. 2.6, д), поэтому суммарные остаточные напряжения будут определяться тепловой составляющей остаточных напряжений.

При сварке частично закаливаемых сталей (15X5М, 12ХМ и др.) низкоуглеродистыми незакаливающимися швами (типа 08А, Х18Н9, Х23Н13) возрастает роль структурных напряжений в суммарных напряжениях (эпюра структурных напряжений показана на рис. 2.6, ж, а суммарных – на рис. 2.6, з). При сварке тех же сталей близкими им по составу сварными швами возрастает роль структурных превращений и соответственно структурные напряжения (рис. 2.6, и) уменьшают влияние тепловых напряжений, а суммарные напряжения соответствуют эпюре на рис. 2.6, к.

Рассмотрим распределение остаточных напряжений по высоте однопроходного шва (рис. 2.6, л), а остаточные напряжения в корневом слое представлены на эпюре (рис. 2.6, м).

Зона сварного соединения, а иногда и близлежащие участки, подвергаются действию растягивающих напряжений, такие напряжения иногда достигают предела текучести и могут привести при длительной эксплуатации к короблению и разрушению изделий.

Существуют технологические и термические способы снижения остаточных напряжений.

Технологические способы сводятся в основном к регулированию погонной энергии при сварке и соблюдению специальной последовательности сварки.

Термическими способами являются предварительный подогрев перед сваркой или сопутствующий сварке нагрев свариваемых деталей и высокий отпуск. Подогрев снижает градиент температур между различными зонами сварного соединения и уменьшает разницу температурных объемных изменений в металле.

Высокий отпуск является основной операцией, позволяющей снизить остаточные сварочные напряжения в результате протекания процесса релаксации. Наибольшее снижение остаточных напряжений достигается при времени выдержки 1,5–2 часа.

2.2. Термическая обработка соединений аустенитных сталей

Высоколегированные хромоникелевые стали при отсутствии дополнительного легирования карбидообразующими элементами (Mo, Ti, Nb и др.) зачастую не являются чисто аустенитными. А после горячей или холодной обработки давлением содержат в некотором количестве феррит и карбиды. Часто эти фазовые составляющие

структуры снижают коррозионную стойкость, пластичность и вязкость. Однофазная аустенитная структура получается путем аустенизации сталей. Для аустенизации сталей с содержанием углерода до 0,1 % необходим нагрев от 750 до 950 °С. Однако для полного растворения карбидов необходим нагрев до температур 1050–1150 °С.

При сварке аустенитных сталей распределение температур в ЗТВ приводит к тому, что в ней создаются участки различного фазового состава. Так, чисто аустенитной зоной будет зона, нагреваемая при сварке до температур около 1100 °С. В зоне, подвергавшейся нагреву в интервале температур 900–1000 °С, могут остаться частицы нерастворившихся карбидов. По свойствам в состоянии после сварки без дополнительного нагрева эти зоны будут характеризоваться повышенной вязкостью и коррозионной стойкостью. Однако если при эксплуатации эти участки будут подвергаться дополнительному нагреву (500–650 °С), то в них начнется процесс образования карбидов, что и приводит к снижению коррозионной стойкости за счет обеднения границ зерен аустенита хромом при выделении из границ карбидов. В связи с этим коррозия в околошовной зоне протекает по границам зерен и называется межкристаллитной коррозией (рис. 2.7).



Рис. 2.7. Межкристаллитная коррозия в ЗТВ аустенитной стали

Для предотвращения коррозии в околошовных зонах сварных соединений аустенитных сталей, эксплуатирующихся в коррозионно-активных средах при повышенных температурах, их следует подвергать термической обработке при температуре 900 °С, время выдержки должно составлять 3–5 ч. Такой нагрев способствует развитию диффузионных процессов внутри аустенитных зерен и обо-

гащению хромом приграничных участков зерен. Для таких сварных соединений закалка или нормализация невозможны, поскольку при температурах 1000–1150 °С происходит выделение карбидов и снижается стойкость к межкристаллитной коррозии.

Для сварных соединений, эксплуатирующихся при температурах до 300 °С, в коррозионно-активных средах закалка или нормализация возможны.

Закалка сварных соединений аустенитных сталей является необходимой и рациональной операцией при условии эксплуатации изделий в отсутствии коррозионно-активных сред и при температурах 500–650 °С.

Аустенитные стали рекомендуется применять для конструкций, работающих при низких температурах, так как они обладают высокой хладостойкостью и ударной вязкостью. Наилучшие свойства сварных соединений достигаются при аустенизации (закалки) с температуры 1050–1150 °С.

Аустенитные стали применяют в качестве жаропрочных сталей в конструкциях, эксплуатирующихся до температур 650 °С. Присутствие в этих сталях карбидов титана, ниобия, циркония, дающих устойчивые труднорастворимые карбиды для гомогенизации аустенита при термообработке, требуют более высокой температуры нагрева, чем в коррозионно-стойких сталях. Чаще всего термообработку проводят при температуре 1200 °С, которая не всегда может обеспечить полное растворение карбидов.

В сварных соединениях жаропрочных сталей металл шва, как правило, по составу заметно отличается от состава основного металла. В ЗТВ имеются участки, где по-разному прошли процессы растворения и выделения карбидов. Поэтому в процессе эксплуатации на границах этих участков возможны локальные разрушения. Для получения однородных свойств сварного соединения следует проводить высокий нагрев до температуры 1150–1180 °С, такой нагрев провести трудно, поэтому выполняют более низкий нагрев (1050–1100 °С или 1075–1125 °С). Повышение стабильности свойств может быть достигнуто в результате старения при 750–800 °С в течение 3–10 ч.

Сварные соединения аустенитных сталей на неотвественных конструкциях можно эксплуатировать без термической обработки.

2.3. Термическая обработка сварных соединений низкоуглеродистых сталей

Низкоуглеродистые (нелегированные) стали обычно термической обработке не подвергаются. В некоторых случаях они подвергаются нормализации. Наиболее оптимальным режимом термической обработки сварных соединений для этих сталей является нормализация и высокий отпуск. Назначение режима термообработки или отказ от нее определяется многими факторами: толщиной свариваемых элементов; условиями сварки; назначением и условиями работы конструкции. Термообработка рациональна при однослойной сварке под флюсом металла большой толщины, при электрошлаковой сварке, при ручной дуговой сварке с электродами диаметром 5–6 мм. Нормализация улучшает микроструктуру металла шва и ЗТВ, повышает вязкость этих зон и хладноломкость. Нормализацию необходимо проводить для всего изделия. Локальный нагрев под нормализацию только зоны сварного соединения может привести к появлению значительных остаточных напряжений растяжения в этой зоне, достигающих по величине напряжений, возникающих при сварке.

Высокий отпуск не изменяет структурного состояния сварных соединений, его назначение заключается в снижении уровня остаточных сварочных напряжений. Высокий отпуск может быть *общим и локальным*. Желательно охлаждение после локального отпуска проводить с минимальными скоростями для снижения остаточных напряжений, связанных с локальностью нагрева.

Необходимость проведения термообработки сварных соединений связана в первую очередь с условиями работы изделия. Стали, контактирующие со средами, способными вызвать коррозионное растрескивание (щелочи, наводороживающие среды и др.), рекомендуется термообрабатывать для снижения внутренних напряжений. При таких условиях эксплуатации склонность сталей к растрескиванию определяет наличие упругих и пластических деформаций, вызванных внешними и внутренними напряжениями. Внешние напряжения можно изменить, регулируя нагрузку на изделие.

Технология сварки – основа для получения качественного соединения, подогрев перед сваркой или в процессе проведения сварочных работ снижает градиент температур между зоной сварного

соединения и основным металлом, тем самым снижая уровень остаточных сварочных напряжений. Многослойная сварка небольшими валиками способствует снижению уровня остаточных напряжений, так как при сварке каждого последующего слоя будет происходить нагрев предыдущего и соответственно снижение остаточных напряжений. При сварке важна температура окружающего воздуха – низкая температура будет способствовать увеличению остаточных напряжений (из-за увеличения температурного градиента). Скорость охлаждения сварного соединения также имеет большое значение. Низкая скорость охлаждения, например под слоем теплоизоляции, будет способствовать снижению остаточных напряжений. К снижению скорости охлаждения может привести и увеличение погонной энергии при сварке (при прочих равных условиях). Следовательно, проведение термообработки зависит от технологии сварки.

Большое значение для назначения режима термообработки имеет содержание углерода в свариваемой стали. Так, у стали с большим содержанием углерода предел текучести выше, чем у стали с меньшим содержанием (например, в стали 10 предел текучести – 180 МПа, а в стали 20 – 240 МПа). Эта разница приводит к тому, что и рабочие, и остаточные напряжения в сварной конструкции из стали 10 будут ниже, чем из стали 20, соответственно и условия проведения термообработки сварных соединений у этих сталей будут разные.

Кроме вышеперечисленных факторов, на условия проведения термообработки оказывает влияние толщина металла: чем толще металл, тем выше уровень остаточных напряжений.

2.4. Термическая обработка сварных соединений низколегированных строительных сталей

По изменениям структуры и свойств, которые могут произойти в ЗТВ строительных сталей, их можно разделить на три группы:

1) стали, у которых при сварке в ЗТВ может произойти образование неравновесных структур (бейнита, мартенсита), обуславливающих некоторое упрочнение этих участков и снижение их пластичности, вязкости и хладостойкости;

2) стали, у которых при сварке комплекс свойств связан с упрочнением дисперсной фазой.

3) стали, у которых свойства определяются очень мелкозернистым строением и наличием дисперсной упрочняющей фазы.

К первой группе относятся стали, легированные 1,3 – 1,8 % Mn, а иногда и 0,9 % Cr. Низкое содержание углерода в этих сталях еще не является решающим фактором, препятствующим образованию неравновесных структур в ЗТВ. Здесь при относительно быстром охлаждении и в результате отвода тепла в холодный металл образуются структуры с твердостью до HB220 – 240 (в ЗТВ нелегированных сталях твердость достигает HB180). К этой группе относятся стали 10Г2, 09Г2С, 17Г1С, 10ХСНД, 15ХСНД и др.

Цель термической обработки сварных соединений этих сталей заключается в создании условий для распада неравновесной структуры и восстановлении свойств в ЗТВ.

Высокий отпуск является такой термообработкой. Данный вид обработки полезен при сварке металла шва электродами или проволоками с повышенным содержанием марганца, хрома (например, электроды УОНИ-13/65) или проволоками типа Св-08ХМ, Св-08МХ). Следует учитывать толщину металла, технологию сварки и т. д.

Ко второй группе можно отнести стали, где упрочнение достигается выделением дисперсной упрочняющей фазы. Это стали 15Г2АФ, 17Г2САФ, 12Г2ФАЮ и др. Дисперсная, упрочняющая фаза приводит к повышению вязкости и хладостойкости.

Третья группа сталей – малоперлитные и бейнитные (с регулируемой прокаткой). Хороший комплекс свойств здесь достигается термомеханическим упрочнением за счет образования мелкозернистой структуры.

Во всех этих сталях, в ЗТВ происходит укрупнение зерна и коалесценция карбидов, а вблизи шва и растворение упрочняющей фазы. В сварных соединениях этих сталей может быть достигнуто улучшение свойств при нормализации для всего изделия. При локальном нагреве ЗТВ может произойти ухудшение свойств за счет коалесценции карбидной фазы при нормализации.

Для сталей типа 15Г2АФ можно проводить локальный высокий отпуск при температуре около 500 °С, при более высоком нагреве может произойти коагуляция дисперсной фазы.

Следует отметить, что высокая термическая обработка (высокий отпуск) для многих, в том числе и строительных, сталей не мо-

жет привести к восстановлению свойств разупрочненного участка ЗТВ, он может быть полезен только для снятия (снижения) уровня остаточных напряжений и распада неравновесной структуры. Для многих сталей при сварке (особенно для сталей в термически улучшенном состоянии) *необходимо проведение только полной термической обработки (улучшение)*. Режим должен быть аналогичен ранее проводимой термической обработке свариваемых сталей.

При сварке термоулучшенных сталей большое влияние на размер разупрочненной зоны оказывает погонная энергия сварки и особенно определяющая ее скорость сварки.

Существенное влияние на степень разупрочнения оказывает регулирование термического цикла сварки за счет применения грамотной технологии.

2.5. Термическая обработка сварных соединений теплоустойчивых сталей

Теплоустойчивые стали в основном применяются в тепловой энергетике. В России более 80 % потенциально опасного оборудования отработало расчетный срок службы, и старение значительно опережает темпы технического перевооружения. Только в энергетике по состоянию на август 2004 года около 90 % технических устройств тепловых электростанций исчерпало парковый ресурс, большая его часть достигла физического износа. Актуальность ремонта сваркой оборудования не вызывает сомнения. Низколегированные теплоустойчивые стали, как правило, содержат до 0,2 % С, 1–2 % Cr, до 0,5 % Mo, до 0,3 % V. Особенности превращений в ЗТВ заключаются в том, что входящие в сталь легирующие элементы повышают устойчивость образующегося при нагреве аустенита, приводя его к распаду при охлаждении в области низких температур с образованием дисперсных и частично неравновесных структур распада. Твердость металла в ЗТВ может достигать до HB350. Поэтому отпуск для этих сталей проводится не только для снижения остаточных напряжений, но и для распада неравновесных структур, снижения твердости, повышения вязкости для предотвращения хрупких разрушений сварных соединений. Температура отпуска у теплоустойчивых сталей 730–740 °С. Эти стали обычно поставляются в термообработанном состоянии (после нормализации с высоким отпуск

ком), такой режим создает мелкозернистую структуру с равномерно распределенными мелкодисперсными карбидами. Сварка, естественно, портит структуру металла. В ЗТВ, в областях, прилежащих к линии сплавления, растут зерна и возникают неравновесные структуры на участках, где металл нагревался до температуры выше 900 °С. В тех участках, где металл нагревался до температур 700–900 °С, происходит коагуляция карбидов (их укрупнение) и некоторое снижение прочности.

В связи с вышеизложенным, для теплоустойчивых сталей полезно проводить восстановление свойств сварных соединений путем нормализации всего изделия. Локальный нагрев под нормализацию может привести к ухудшению свойств и структуры переходного участка между нагретым и ненагретым металлом.

Для этих сталей скорость охлаждения после высокого отпуска (в целях снижения уровня остаточных напряжений) должна быть ограничена температурой около 300 °С. Высокий отпуск пригоден только для локального нагрева, так как и в металле шва, и в ЗТВ приводит к распаду неравновесных структур, снижению уровня остаточных напряжений и твердости.

2.6. Контрольные вопросы

1. Назовите основную цель проведения термической обработки сварных соединений в химии и нефтехимии.
2. Какие факторы определяют назначение термической обработки?
3. Сварные соединения каких сталей подвергаются обязательной термической обработке?
4. По какому признаку А. А. Бочвар разработал классификацию видов термической обработки?
5. В чем различие между «отпуском» и «старением» металла?
6. Какие основные типы напряжений возникают в сварных соединениях?
7. Какие существуют возможные отрицательные последствия термической обработки при сварном соединении?
8. В чем разница между временными и остаточными напряжениями?

9. Каким образом можно снизить напряжения в сварных соединениях, возникающих при охлаждении после отпуска?

10. Какие существуют основные способы снижения остаточных напряжений в сварных соединениях?

11. Что такое межкристаллитная коррозия в ЗТВ аустенитных сталей?

12. Какая цель термической обработки низколегированных строительных сталей?

13. Назовите цель отпуска для теплоустойчивых сталей?

3. ПОЛЯ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ В ОСНОВНОМ МЕТАЛЛЕ И СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЯХ

3.1. Дислокационные субструктуры и источники внутренних полей напряжений

Проведенные автором электронно-микроскопические исследования основного металла и сварных соединений различных сталей показали, что во всех исследованных участках содержится достаточно высокая плотность дислокаций, равная $(3,5-6,5) \cdot 10^{14} \text{ м}^{-2}$. Взаимодействие дислокаций формирует одновременно несколько типов дислокационных субструктур [10]. Во-первых, это сетчатая дислокационная субструктура с непрерывными и дискретными разориентировками (рис. 3.1, а). Она весьма однородна. Объемная доля сетчатой субструктуры в различных участках материала не превышает 40 %. Вторым типом субструктуры является фрагментированная (рис. 3.1, б, в). Эта субструктура составляет основную часть дефектной структуры материала. Оба типа дислокационных субструктур присутствуют во всех участках материала, но только в разных соотношениях.

На поверхности сварных соединений в отдельных участках присутствует еще один (третий) тип субструктуры – субструктура с высокой плотностью окисления.

Четвертым типом субструктуры, присутствующим в исследуемой стали, является субструктура предразрушения (микротрещины). Трещины наблюдаются либо на границах зерен в тех местах, где крупные карбиды M_{23}C_6 располагаются в виде цепочек (рис. 3.2, а), либо в тех местах материала, в которых имеется скопление крупных карбидов (рис. 3.2, б и 3.3). Объемная доля такой субструктуры не велика, но она может оказывать существенное влияние на трещинообразование стали.

Пятый тип субструктуры – субструктура с микропорами в материале (рис. 3.4).

Дальнодействующие поля напряжений играют важную роль в формировании предела текучести, деформационном упрочнении и особенно в разрушении кристаллических материалов. Велика их роль и в эволюции дефектной структуры.

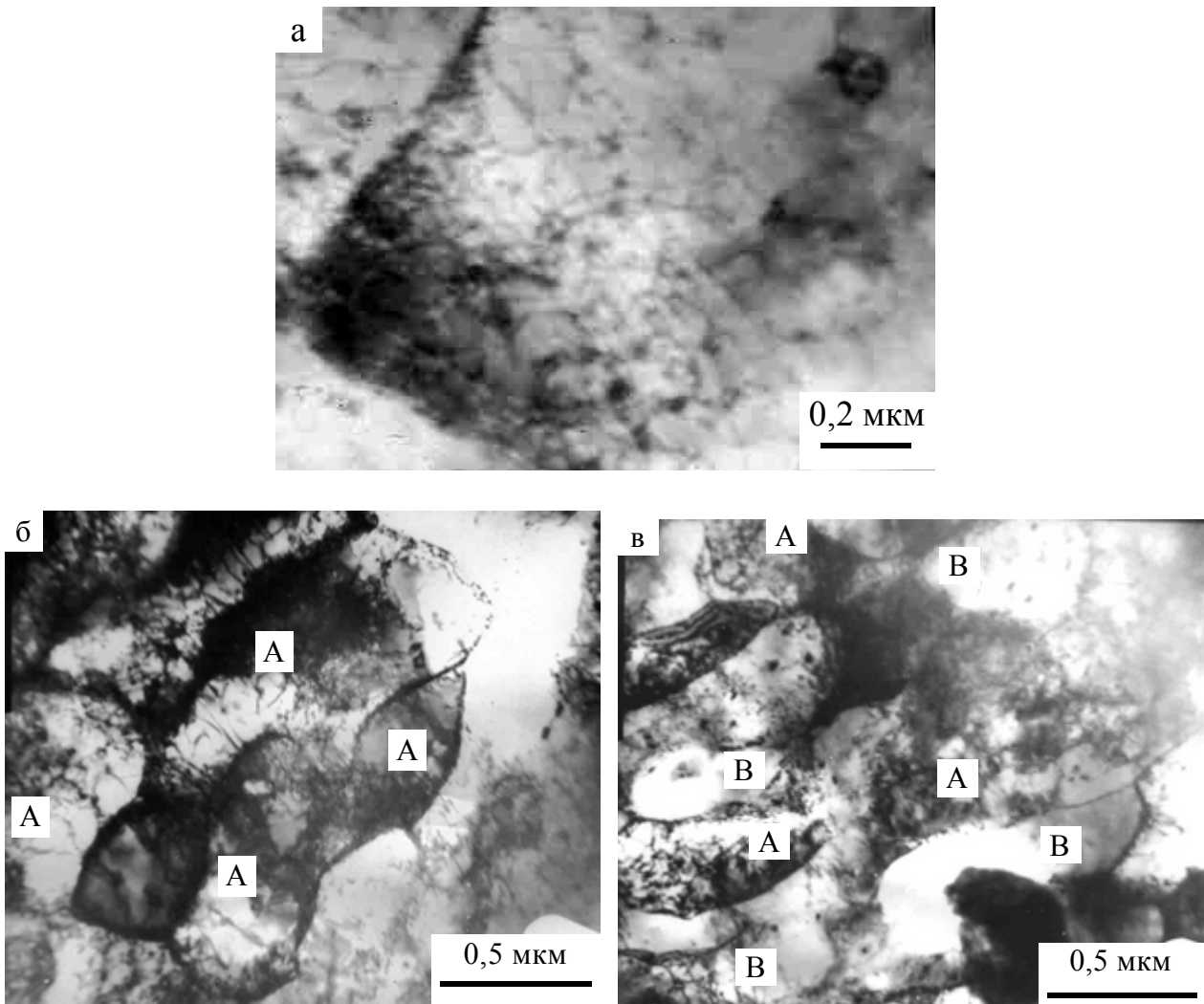


Рис. 3.1. Типы дислокационных субструктур, присутствующих в стали: *а* – сетчатая; *б, в* – фрагментированная (А – фрагменты с дислокациями, В – фрагменты без дислокаций)

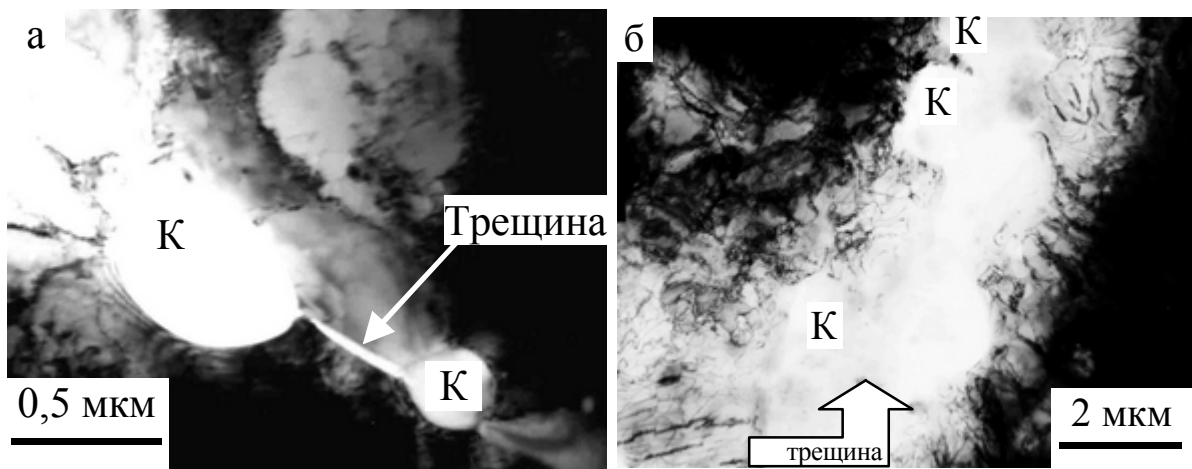


Рис. 3.2. Трещины между карбидами (*а*) и в местах скопления крупных карбидов (*б*)

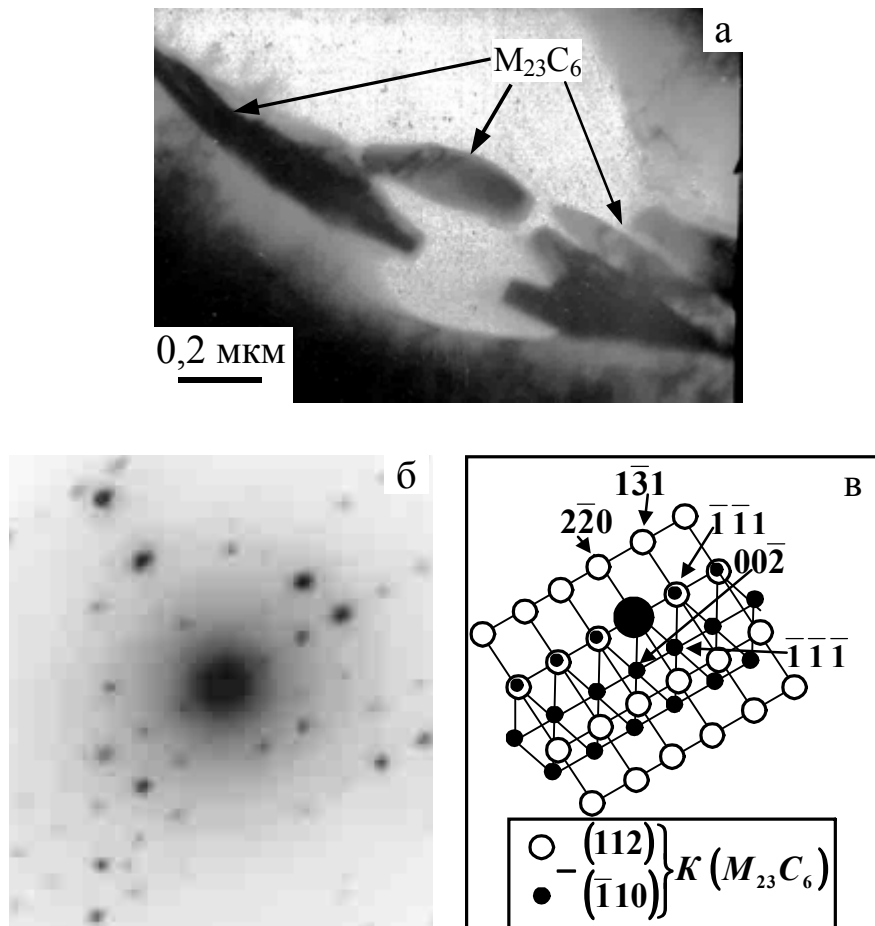


Рис. 3.3. Группа частиц карбида типа $M_{23}C_6$, расположенная на границе зерна (*a* – микроструктура, *б*, *в* – электроннограмма)

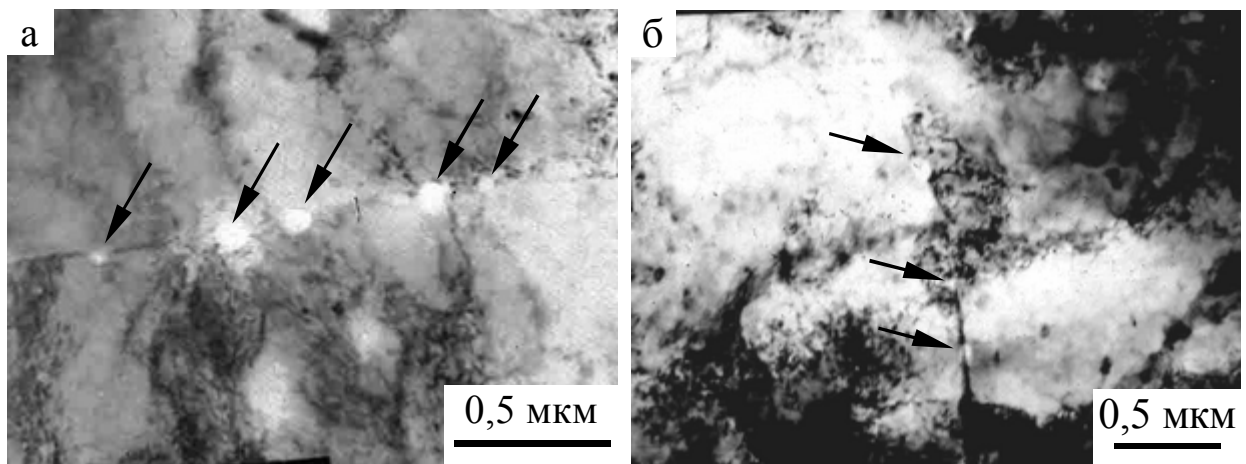


Рис. 3.4. Участок структуры поверхности трубы. Субструктура с микропорами по границам зерен (*a*) и в межузлии (*б*), микропоры отмечены стрелками

В физических исследованиях характеристики полей напряжений можно измерять оптическими и магнитными методами, однако они обладают весьма малой локальностью (сантиметры). Поля напряжений можно определять с помощью рентгеноструктурного анализа (измерение напряжений I и II рода). Область усреднения напряжений в этом случае значительно уменьшена (миллиметры), но остается по-прежнему большой.

Термическая обработка сварных соединений привела к возврату дислокационной структуры, которая в основном оказалась фрагментированной с невысоким уровнем внутренних напряжений. Искажения кристаллической решетки для различных исследованных образцов даны в табл. 3.1. Напряжения, определенные из формулы

$$\sigma = \frac{\Delta d}{d} \cdot E,$$

где $\Delta d/d$ – микронапряжения, определенные методом рентгеноструктурного анализа, $E = 2 \cdot 10^5$ МПа – модуль Юнга, не превышают 100–110 МПа. Еще раз подчеркнем, что методом рентгеноструктурного анализа измеряется величина напряжений растяжения-сжатия, усредненная по объему, равному нескольким кубическим миллиметрам.

Процесс окисления может приводить как к росту внутренних напряжений, так и к релаксации их, и тогда напряжения растяжения-сжатия будут снижаться. Сопоставление мест наблюдения фаз CrO_3 и Fe_3O_4 , т. е. окислов хрома и железа, указывает скорее на релаксационный характер процесса.

В целом уровень внутренних напряжений в изученных сварных соединениях относительно невелик (~100 МПа), поэтому он не представляет сам по себе опасности и поэтому необходимо проверить локальные напряжения вблизи локальных источников. Именно они и могут представлять опасность для зарождения разрушения. Более детально картина внутренних полей напряжений исследуется методом просвечивающей электронной микроскопии.

Применение метода дифракционной электронной микроскопии позволяет регулировать локальность измерения полей напряжений в широких пределах (от одной десятой до сотен микрон). При этом величины дальнедействующих полей напряжений восстанавливаются по картине структуры материала несколькими способами: 1) по радиусу изгиба дислокаций в плоскости скольжения,

2) по расстоянию между дислокациями и параметрами дислокационных скоплений, 3) по расстоянию между активными плоскостями скольжения и, наконец, 4) по параметрам изгибных экстинкционных контуров. Именно последний (четвертый) способ и был использован при изучении дальнедействующих полей напряжений в исследуемой стали.

В общем случае к источникам дальнедействующих полей напряжений в сталях относятся следующие образования: 1) *единичная дислокация*, которая уже является источником дальнедействующих полей напряжений, но это поле сравнительно невелико; 2) *группа дислокаций, дислокационные скопления, дислокационные заряды* создают поля значительно большей амплитуды; 3) большие поля создаются также *стыками и границами отдельных зерен, оборванными границами и другими дисклинационными образованиями*. Вся эта совокупность – источники дальнедействующих полей напряжений пластического происхождения. Источниками дальнедействующих полей упругого происхождения, которые возникают в основном при неоднородной деформации материала, являются *группы зерен* поликристаллов. Такие поля возникают и в материалах, упрочненных *дисперсными недеформируемыми частицами*. В случае частичной релаксации этих полей путем размножения и скольжения дислокаций они приобретают упруго-пластический характер.

Следующим источником дальнедействующих полей являются *микротрещины*. В зависимости от степени их взаимодействия с окружающими дислокационными группами дальнедействующие поля напряжений могут быть здесь всех трех типов. В реальных материалах, особенно после значительных деформаций, поля от различных источников суммируются.

В сварных соединениях дальнедействующие поля напряжений образуются от разных источников. Во-первых, это поля, возникающие от дислокационных зарядов в поляризованной дислокационной структуре, т. е. от избыточной плотности дислокаций, внутри сетчатой и фрагментированной субструктур. Действительно, дислокационная структура во всех исследованных участках практически полностью поляризована, т. е. все присутствующие в материале дислокации оказываются избыточными. Это означает, что скалярная плотность дислокаций (ρ) по своей величине практически равна избыточной (ρ_{\pm}), т. е. $\rho \approx \rho_{\pm}$. Такая дислокационная структура возни-

кает в процессе пластической деформации материала. Второй источник дальнедействующих напряжений – несовместность деформаций отдельных фрагментов и зерен (границы фрагментов и зерен). Сложный характер границ фрагментов и зерен создают концентраторы напряжений на них, изгибные экстинкционные контуры от которых присутствуют в материале. Третий источник – частицы карбидных фаз, расположенных на границах и в стыках фрагментов. И четвертый источник – крупные частицы карбида $M_{23}C_6$ (для теплостойчивых сталей), находящиеся на границах зерен.

Как показали проведенные измерения, поля напряжений, возникающие от избыточной плотности дислокаций, носят практически всегда чисто пластический характер, во всех остальных случаях – упруго-пластический. Причем соотношение упругой и пластической составляющих зависит не только от источника, но и от места исследования на образце.

В исследуемом материале амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки меняется в пределах 500–1800 рад/см. Это моментные локальные напряжения [11, 13]. Их средняя амплитуда колеблется от 340 до 520 МПа. Это локальные напряжения вблизи источников, которые значительно больше, чем средние напряжения растяжения-сжатия. Такой результат неудивителен, поскольку имеется много мест в объеме стали, в которых локальные напряжения низки или близки к нулю.

В случае идеальной структуры материала разрушающие напряжения в исследуемой стали составляют ~2500 МПа. Естественно, что наблюдаемые локальные напряжения не могут привести к разрушению. Наличие дефектов и межфазных границ в стали, теплосмен и локальный разогрев с градиентом температуры могут значительно снизить эту величину. Известно, что σ_B для такого класса сталей и именно для стали 12Х1МФ составляет 450–590 МПа [12]. Эти цифры уже сопоставимы с наблюдаемыми значениями локальных напряжений. Это совпадение еще не означает немедленного разрушения, однако в сочетании с мезодефектами, цепочками карбидных фаз и т. п. может служить причиной зарождения разрушения, причем напряжения на поверхности металла значительно больше по величине, нежели в других слоях стенки металлоконструкции (в середине и с внутренней поверхности).

Таким образом, присутствие в длительно работающем основном металле и сварных соединениях дальнодействующих локальных полей напряжений больших величин является одной из основных причин образования микродефектов, их роста, развития и разрушения потенциально опасного оборудования.

3.2. Контрольные вопросы

1. Какие типы дислокационных субструктур присутствуют в микроструктуре сварных соединений?
2. Какие существуют методы определения напряжений первого и второго рода?
3. Какие напряжения измеряются методом рентгеноструктурного анализа?
4. Какими способами восстанавливаются дальнодействующие поля напряжений?
5. Назовите источники полей внутренних напряжений (дальнодействующих локальных полей)?

4. ДЕФЕКТЫ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ПРОИЗВОДСТВА

Надежность и экономичность работы технических устройств опасных производственных объектов (ТУОПО) находятся в прямой зависимости от своевременного и качественного выполнения работ по их техническому диагностированию и соответственно от качественно проведенного ремонта на основе достоверных и заранее определенных при диагностике объемов и сроков ремонтных работ.

Эти условия выполнимы только в результате широкого внедрения современных технологий прогнозирования и технического диагностирования состояния оборудования на стадии долгосрочного планирования объемов и сроков ремонтных работ.

Известно [14], что в ТУОПО при изготовлении, монтаже и длительной эксплуатации дефекты ослабляют сечение и, будучи концентраторами напряжений, повышают вероятность аварийных разрушений.

Выход действительного значения параметра за установленные в нормативно-технической документации (НТД) пределы означает, что рассматриваемая продукция имеет дефект. *Каждое отдельное несоответствие продукции требованиям НТД называется дефектом (ГОСТ 15467).*

Дефекты можно разделить на металлургические (производственно-технологические) и эксплуатационные.

Следует отметить, что действующие стандарты и технические условия запрещают поставку изделий с дефектами, однако по ряду причин дефектные узлы и детали иногда попадают с заводоизготовителей на объекты повышенной опасности. Дефекты, являющиеся нарушением сплошности металла, можно подразделять: на явные, скрытые, исправимые и неисправимые. Некоторые явные дефекты (риски, забоины, вмятины и т. д.) выявляются при внешнем осмотре, другие – с помощью инструментов или приборов (непровары, внутренние трещины и т. д.).

Скрытые дефекты, как правило, выявляются при проведении дополнительных испытаний (ранее не предусмотренных и связанных с выявлением явных дефектов). Дефект, устранение которого технически возможно и экономически целесообразно, называют *исправимым*, если устранение дефекта технически невозможно либо требует больших затрат, называют *неисправимым*. Исправимые дефекты – большой размер детали, повреждение защитного покрытия,

шероховатость поверхности и т. д. Неисправимые дефекты – выход истинного размера диаметра вала за наименьший предельный размер, несоответствие химического состава заданному, горячие и холодные трещины, расслоения и т. д.

Отклонения параметров изделия от требований НТД подразделяют в зависимости от их влияния на эффективность и безопасность эксплуатации оборудования:

- 1) на критические,
- 2) значительные (недопустимые),
- 3) малозначительные (допустимые).

К критическим дефектам относят дефекты, при наличии которых эксплуатация оборудования не удовлетворяет требованиям безопасности и не допускается. К значительным дефектам относят недопустимые дефекты, устранение которых возможно, эксплуатация оборудования с малозначительными дефектами допускается при определенных ограничениях в режимах работы.

Для изготовления ТУОПО применяют качественные и высококачественные стали.

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

Около 10 % повреждений на технических устройствах происходит из-за наличия в металле дефектов металлургического либо технологического характера. Далее рассмотрим наиболее распространенные дефекты.

4.1. Внутренние дефекты

4.1.1. *Усадочная раковина* представляет собой полость, образовавшуюся вследствие уменьшения объема жидкого металла при его затвердевании. Различают следующие виды усадочной раковины в слитках: открытая усадочная раковина, закрытая усадочная раковина (рис. 4.1), вторичная усадочная раковина.

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

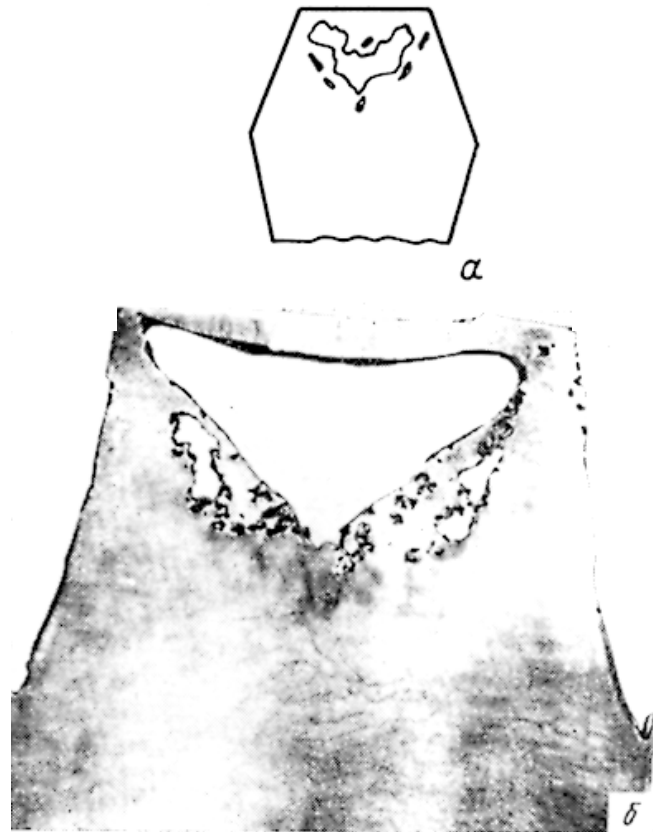


Рис. 4.1. Закрытая усадочная раковина: *а* – схема; *б* – продольный разрез прибыли слитка

Этот дефект имеет вид мелких темных нарушений сплошности в центре прутков крестообразной или прямолинейной формы. В зоне дефекта наблюдаются скопления неметаллических включений.

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

Пузыри могут формироваться различными газами, а именно: оксидом углерода, азотом, водородом, а также парами легкоплавких металлов. Микроструктура в зоне, расположенной возле незаваренного пузыря, характеризуется ликвационными участками и скоплениями сульфидов. Незаваренные подкорковые пузыри деформированного металла имеют вид радиально направленных полосок, расположенных у поверхности прутка.

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

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

В результате деформации с большой степенью обжатия межкристаллитные трещины при небольшом их развитии могут завариваться частично или полностью. В деформированном металле не полностью заварившиеся трещины имеют паукообразный вид. Такие дефекты называют пауками (рис. 4.2). В продольном изломе деформированного металла незаварившиеся межкристаллитные трещины имеют вид сколов.

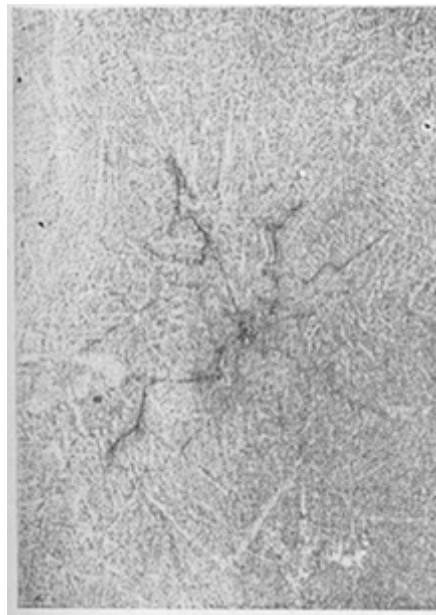


Рис. 4.2. Паукообразные трещины в осевой зоне заготовки стали 18Х2Н4ВА

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

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

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

На рис. 4.3 приведена структурная полосчатость стали ШХ15. Оценку степени карбидной ликвации и структурной полосчатости стали ШХ15 проводят по ГОСТ 801.

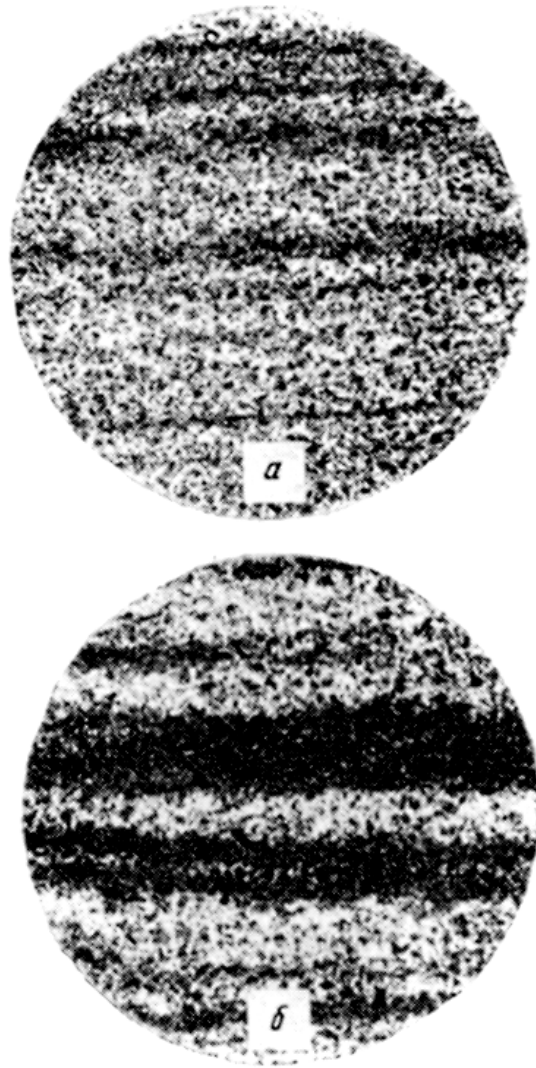


Рис. 4.3. Структурная полосчатость деформированной стали ШХ15 после закалки, $\times 100$: *a* – слабая степень полосчатости; *б* – сильно выраженная полосчатость

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

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

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

В продольных разрезах слитков точечная неоднородность имеет вид ликвационных полосок, направленных под небольшим углом к оси слитка и называемых внеосевой неоднородностью (рис. 4.4).

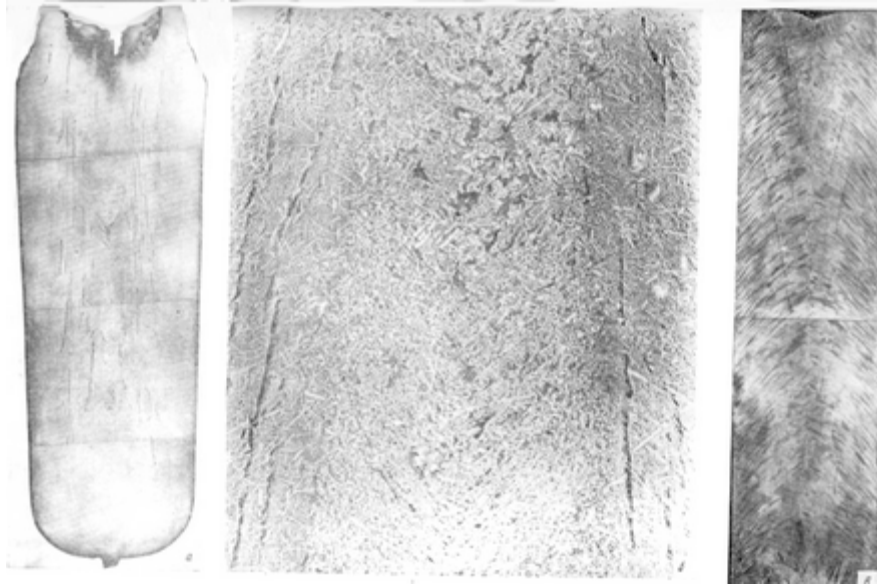


Рис. 4.4. Внеосевая неоднородность в продольных разрезах слитков конструкционной стали

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

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

Загрязнения стали бывают:

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

Загрязнения располагаются произвольно по высоте и сечению в виде скоплений (рис. 4.5). В деформированном металле загрязнения вытягиваются вдоль направления деформации и образуют нитевидные дефекты, называемые волосовинами (рис. 4.5).

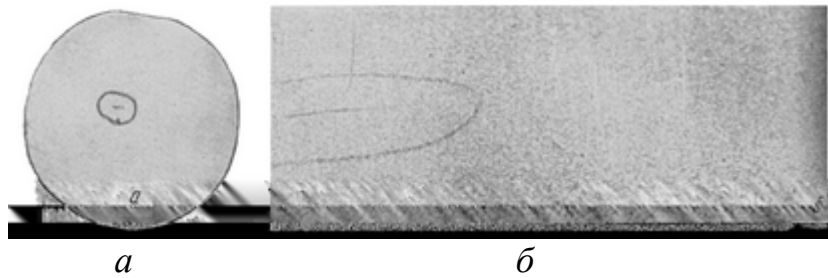


Рис. 4.5. Загрязнения в стали ЭИ726 (09X14H19B2БР1):
a – поперечный микрошлиф (загрязнение обведено кружком) $\times 1$;
б – продольный микрошлиф с волосовиной $\times 0,5$

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

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

4.1.7. *Внутренние разрывы при деформации из-за перегрева осевой зоны.* Образуются при горячей деформации в осевой зоне прутков вследствие ее перегрева. Разрывы преимущественно бывают мелкие групповые, но при сильном перегреве наряду с мелкими наблюдаются крупные разрывы (рис. 4.6).



Рис. 4.6. Грубые внутренние разрывы, возникшие при деформации вследствие осевого перегрева стали 37X12H8Г8МФБ

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

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

4.1.8. *Внутренние трещины и разрывы от деформации.* Дефект образуется при деформации вследствие высоких напряжений и малой пластичности металла. Располагается преимущественно в центральной зоне слитка. Внутренние надрывы от деформации могут различаться по внешнему виду в зависимости от условий деформирования. Ковка прутков из труднодеформируемой стали может приводить к образованию разрывов в виде ковочного креста (рис. 4.7, а) или разветвленных разрывов, расходящихся от центра.

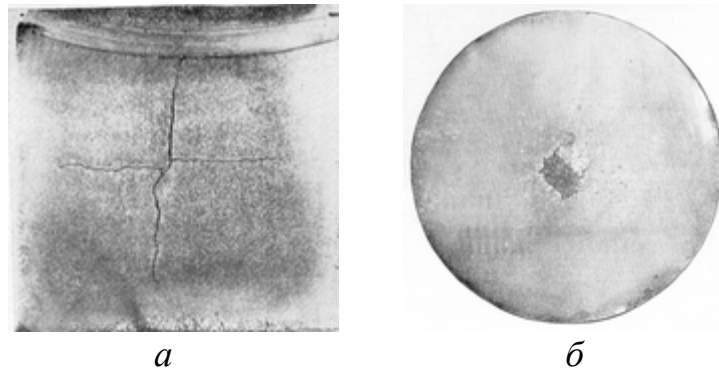


Рис. 4.7. Внутренние разрывы от деформации – макрошлиф с ковочным крестом (а), внутренние разрывы, образовавшиеся при ковке (обкатке) в плоских бойках прутков (б)

Внутренние разрывы от деформации чаще всего образуются при ковке, но могут возникать и при прокатке в случае неблагоприятных условий деформации, а также при холодном волочении. При обкатке труднодеформируемых сплавов на круг в плоских бойках дефект может иметь вид округлого отверстия (рис. 4.7, б).

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

Флокены выявляются на макрошлифах, в изломах и при неразрушающем контроле проката и поковок. На травленых макрошлифах флокены имеют вид тонких трещин размером от 1 до 30 мм (рис. 4.8).



Рис. 4.8. Флокены в продольном макрошлифе

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

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

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

4.1.11. *Шлифовочные трещины.* Шлифовочные трещины представляют собой сетку паутинообразных трещин или отдельные трещины часто извилистой формы, образующиеся при шлифовании или резке абразивами металла, обладающего высокой твердостью, хрупкостью. Шлифовочные трещины образуются на макрошлифах при изготовлении их на шлифовальных станках. Наиболее склонны к образованию шлифовочных трещин высокохромистые стали.

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

4.2. Дефекты поверхности

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

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

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

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

Горячие трещины могут быть поперечными и продольными. Поперечная трещина чаще всего располагается в подголовной (рис. 4.9) или донной части слитка.

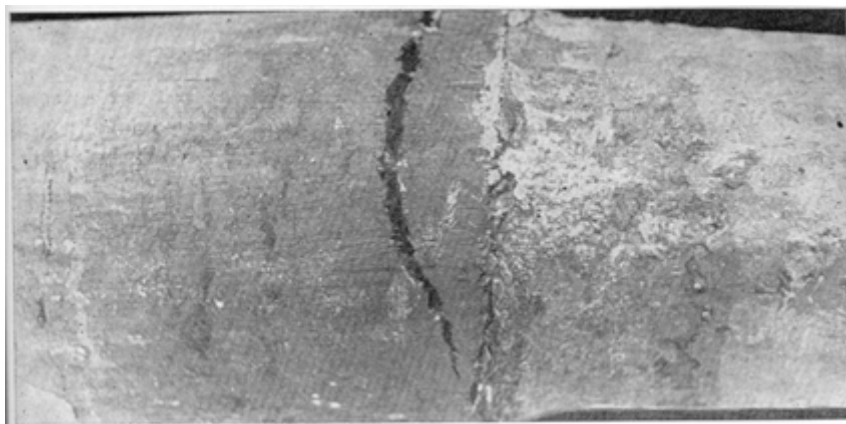


Рис. 4.9. Поперечные трещины на литом электроде сплава ХН56ВМТЮ (ЭП199)

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

4.2.3. *Трещины напряжения.* Дефект представляет собой направленную вглубь металла, часто под прямым углом к поверхности, трещину, образующуюся вследствие объемных изменений, связанных со структурными превращениями или с нагревом и охлаждением металла (рис. 4.10).



Рис. 4.10. Схематическое изображение раскатанной горячей трещины на деформированном прутке: *а* – продольная трещина; *б* – продольная или косая трещина

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

- трещины, образовавшиеся при охлаждении стали, при котором произошло мартенситное превращение;
- трещины, образовавшиеся при вылеживании стали с мартенситной структурой;
- трещины, образовавшиеся при медленном нагреве наклепанных дисперсионнотвердеющих сплавов (рис. 4.11);
- трещины, образовавшиеся при нагреве или охлаждении высокохромистых сталей ферритного класса, склонных к выделению сигма-фазы;
- трещины, образовавшиеся при быстром нагреве сталей с высокой твердостью и малой пластичностью.

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

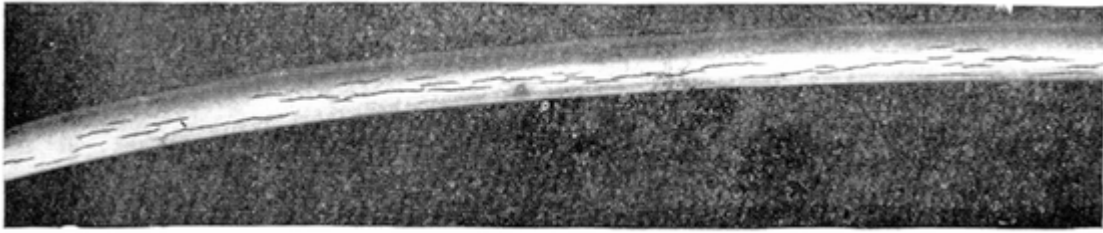


Рис. 4.11. Трещины напряжения в прутке диаметром 6,5 мм калиброванного дисперсионнотвердеющего сплава НИМО-25 после медленного нагрева до кристаллизации

4.2.4. *Травильные трещины.* Представляют собой разрывы, образовавшиеся при травлении металла с внутренними напряжениями, вызванными структурными превращениями или деформацией; могут быть глубокими или мелкими (рис. 4.12). Травильные трещины иногда образуют поверхностную сетку трещин.

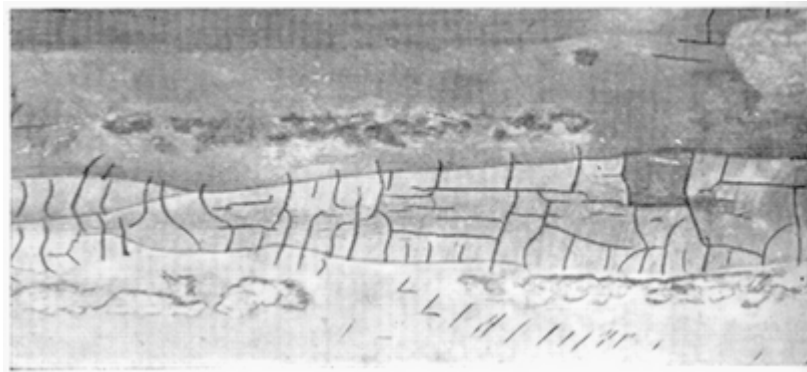


Рис. 4.12. Сетка травильных трещин

Причина образования травильных трещин – насыщение напряженного металла водородом, выделяющимся при травлении.

4.2.5. *Чешуйчатость.* Представляет собой отслоения и разрывы в виде сетки, образовавшейся при прокатке из-за перегрева или пониженной пластичности металла периферийной зоны. Чешуйчатостью может быть покрыта вся поверхность проката или часть ее (рис. 4.13).

При пониженной пластичности периферийной зоны в ней при первом обжати возникают мелкие разрывы, которые при последующих проходах раскатываются в мелкие чешуйки языкообразной формы, связанные с металлом. Дефект подобен прокатным пленам, но отличается от них малой глубиной и большей степенью поражения поверхности.

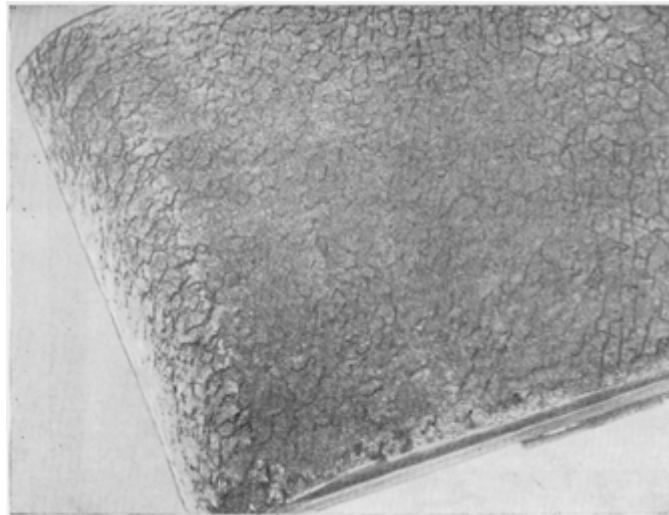


Рис. 4.13. Внешний вид заготовки с чешуйчатостью

4.2.6. *Ус*. Представляет собой продольный выступ с одной стороны прутка или с двух диаметрально противоположных его сторон (рис. 4.14). Дефект имеет значительную протяженность и обычно распространяется на всю длину прутка. Переход уса к поверхности прутка обычно плавный (рис. 4.14).

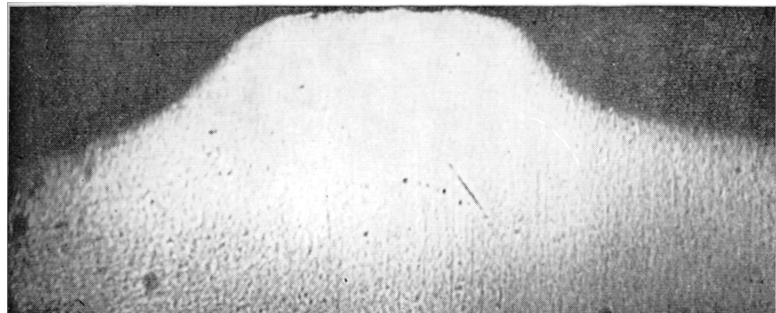
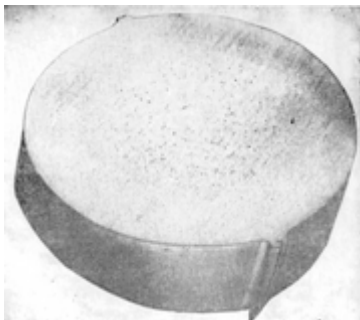


Рис. 4.14. Внешний вид и макроструктура прутка с усом

4.2.7. *Закат*. Представляет собой прикатанный прямолинейный продольный выступ с одной стороны проката или с двух диаметрально противоположных его сторон (рис. 4.15).

На поперечных макро- и микрошлифах видна характерная особенность заката – расположение под острым углом к поверхности металла (рис. 4.15). На микрошлифах характерный признак заката – конец дефекта не разветвлен и огибается волокном. Дефект заполнен окалиной и берега дефекта обезуглерожены. При вдавливании грубого уса закат может располагаться под прямым углом к поверхности и иметь серповидный конец. Закат образуется при прокатке заготовок или прутков с подрезами, усами, заусенцами и другими продольными выступами.

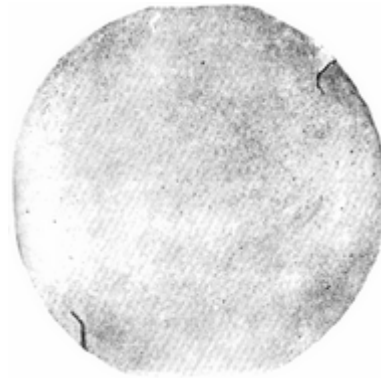


Рис. 4.15. Двухсторонний закат в прутке круглого сечения

4.2.8. *Подрез*. Представляет собой продольное углубление по всей длине прутка или на отдельных участках его поверхности, образовавшееся из-за неправильной настройки валковой арматуры или одностороннего перекрытия калибра (рис. 4.16). Прикатанный подрез может иметь волнистый или зазубренный край; возможны мелкие отслоения вдоль прутка. Микроструктура металла в зоне прикатанного подреза характеризуется вкатанной окалиной и обезуглероживанием.



Рис. 4.16. Внешний вид прутка с подрезом

4.2.9. *Заков*. Представляет собой придавленный выступ, образующийся при ковке из-за неравномерного обжатия. Заков на прутке имеет изогнутый волнистый вид и может распространяться вдоль прутка на значительное расстояние. На нетравленых шлифах заков имеет тупой конец, заполненный окалиной, конец закова может огибаться волокном.

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

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

4.3. Контрольные вопросы

1. От каких факторов зависит безопасная эксплуатация технических устройств опасных производственных объектов (ТУОПО)?
2. Дайте определение дефекта. На какие виды подразделяются дефекты?
3. Какие виды дефектов относят к критическим?
4. В чем различие между закрытой усадочной раковинной и вторичной?
5. Назовите причину образования пузырей.
6. Что такое ликвация?
7. В какой части заготовки располагается точечная неоднородность?
8. Какой дефект называют «волосовиной»?
9. Назовите причины образования флокенов.
10. Укажите причины образования трещин напряжения.
11. При каких условиях образуются травильные трещины?
12. Какой дефект называют «ус», в чем причина его образования?
13. Какой характерный признак заката?

5. ДЕФЕКТЫ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

Дефектами сварных соединений называют отклонения размеров, форм, состава, сплошности и свойств металла от требуемых. Дефекты, появляющиеся в сварных соединениях, различаются по месту расположения (наружные и внутренние) и причинам возникновения. В зависимости от причин возникновения их делят на две группы. *К первой группе* относят дефекты, связанные с металлургическими, термическими и гидродинамическими явлениями, происходящими в процессе образования, формирования и кристаллизации сварочной ванны и остывания металла шва.

Это кристаллизационные и холодные трещины, поры, шлаковые включения (каналы), флокены, зоны несплавления, утяжины, отклонения от необходимых физико-механических характеристик металла шва и сварного соединения, а также неблагоприятные изменения свойств металла околошовной зоны.

Ко второй группе (дефекты формирования шва) относят непровары, подрезы, наплывы, прожоги, кратеры, несимметричность выполнения угловых сварных соединений, уменьшение размеров швов и др. Образование таких дефектов обусловлено неправильным технологическим процессом, нарушением режима сварки, неисправностью оборудования, плохой подготовкой и сборкой, а также другими причинами, связанными с культурой производства.

В Российской Федерации с 1 января 2003 года введен впервые в действие ГОСТ 30242–97 «Дефекты соединений при сварке металлов плавлением» в качестве государственного стандарта, который устанавливает классификацию, определения и условные обозначения дефектов швов, зон термического влияния и основного металла при сварке металлов плавлением (прил. 1).

5.1. Кристаллизационные трещины в металле шва

Кристаллизационными трещинами называют макроскопические и микроскопические несплошности, имеющие характер надреза и зарождающиеся в процессе первичной кристаллизации металла шва. Эти трещины могут развиваться при остывании металла шва в твердом состоянии. Характерной особенностью этих трещин явля-

ется межкристаллический вид разрушения. Они располагаются, преимущественно, вдоль направления роста столбчатых кристаллов.

В зависимости от ориентации по отношению к оси шва кристаллизационные трещины бывают продольными и поперечными (рис. 5.1).

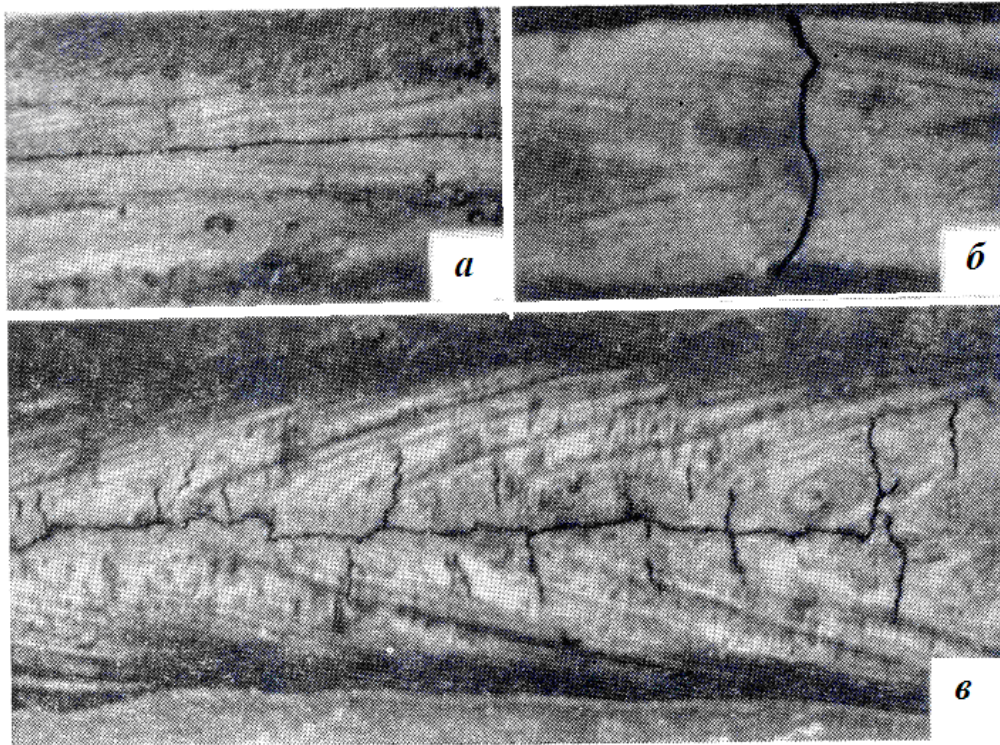


Рис. 5.1. Кристаллизационные трещины в металле сварного соединения: *a* – продольная; *б* – поперечная; *в* – продольная и поперечная

Продольные трещины могут располагаться по оси шва в месте стыка столбчатых кристаллитов или между соседними кристаллитами, поперечные трещины – между соседними кристаллитами. Иногда наблюдаются дефекты, являющиеся комбинацией продольных и поперечных трещин. При дуговой сварке кристаллизационные трещины выходят или не выходят на поверхность шва.

Поверхности трещин, выходящих наружу шва, обычно окрашены *в цвета побежалости*, так как покрыты тонкой пленкой окислов. Кристаллизационные трещины являются одним из основных видов брака при сварке. Процесс образования трещин связан в основном с так называемым эффективным интервалом кристаллизации, связанным с тем, что в этом интервале металл находится в твердо-жидком состоянии. Этот интервал начинается с переплете-

ния и срастания дендритов в жесткий каркас и заканчивается полным затвердеванием металла.

Затвердевание металла шва происходит в условиях воздействия растягивающих напряжений, возникающих в результате неравномерного нагрева и охлаждения свариваемого металла, жесткого закрепления деталей и затрудненного сокращения металла шва. Наличие растягивающих напряжений вызывает пластическую деформацию металла шва, причем интенсивность ее нарастания увеличивается со снижением температуры. При условии пребывания металла шва в состоянии пониженной пластичности (в температурном интервале хрупкости) величина деформации превысит пластичность металла, произойдет разделение кристаллитов, т. е. образование трещин.

Стойкость металла шва против кристаллизационных трещин определяется следующими факторами:

- температурным интервалом хрупкости (чем шире этот интервал, тем больше вероятность образования трещин);
- пластичностью металла в этом интервале и интенсивностью нарастания пластической деформации при снижении температуры металла;
- величиной и скоростью нарастания в процессе кристаллизации действующих растягивающих напряжений;
- химическим составом металла шва;
- формой сварочной ванны;
- величиной первичных кристаллов.

Влияние растягивающих напряжений. В реальных условиях практически невозможно полностью избежать влияния этих напряжений, поэтому задача сводится к снижению уровня растягивающих напряжений.

Эта задача решается, главным образом, путем предварительного подогрева, рационального наложения швов и выбора способов и режимов сварки. Положительное влияние подогрева обусловлено отдалением момента возникновения растягивающих напряжений и снижением скорости их возрастания в период снижения пластичности. Предварительный подогрев является весьма эффективной мерой повышения стойкости металла шва против кристаллизационных трещин. Температура подогрева, при которой не наблюдается образования трещин, зависит от химического состава металла шва, кон-

струкции деталей и обычно изменяется в пределах 150–500 °С. На рис. 5.2 приведена зависимость между температурой подогрева и содержанием углерода в металле шва.

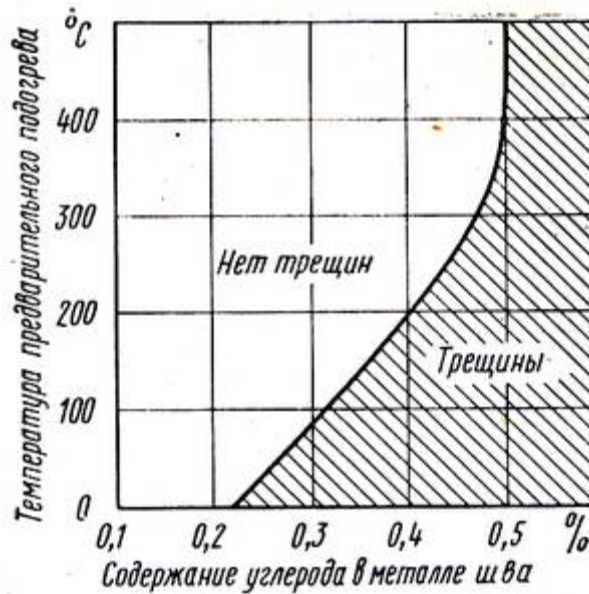


Рис. 5.2. Зависимость между критическим содержанием углерода в металле шва и температурой подогрева

На практике, довольно часто, особенно при сварке под флюсом низколегированных и среднелегированных сталей, наблюдается образование трещин в участках шва, непосредственно прилегающих к сварочным прихваткам, и у планок, служащих для вывода начала и конца шва за пределы соединения. Одной из оптимальных мер, предотвращающих возникновение трещин, является надежное закрепление концов свариваемых изделий в приспособление или увеличение жесткости выводных планок.

Влияние химического состава. Химический состав металла шва оказывает на его стойкость против кристаллизационных трещин особое влияние. Здесь можно выделить три основные группы:

первая группа – элементы, которые принято считать, что они снижают стойкость против кристаллизационных трещин, их называют вредными примесями; *вторая группа* – элементы, которые в зависимости от их сочетания и концентрации оказывают положительное (полезные примеси) или отрицательное влияние на стойкость металла шва против кристаллизационных трещин; *третья группа* – материалы, присутствие которых не изменяет стойкость сталей против кристаллизационных трещин.

Сера – вредная примесь. Повышение содержания серы приводит к резкому снижению стойкости сварного шва, к образованию кристаллизационных трещин. Сера практически нерастворима в железе и находится в металле шва в виде сульфидных неметаллических включений. Из экономических соображений необходимо снижать содержание серы в сварочных материалах. В некоторых марках высоколегированной сварочной проволоки содержание серы регламентировано 0,0015 %. Значительный интерес представляет обессеривание сварочной ванны за счет применения специальных флюсов и покрытий.

Фосфор – так же, часто оказывает вредное влияние на стойкость металла шва против кристаллизационных трещин, приводит к резкому снижению ударной вязкости, особенно при пониженных температурах. Наиболее опасен фосфор в аустенитных швах. Влияние фосфора и серы взаимно усиливается при образовании трещин за счет того, что места ликвации этих элементов в сварных швах совпадают. Согласно ГОСТ 2246 содержание фосфора в сварочной проволоке должно быть не выше 0,04 %.

Углерод – структурообразующий элемент в сварных соединениях, но вместе с тем он оказывает резко отрицательное влияние на стойкость металла шва против образования кристаллизационных трещин. При сварке высоколегированных сталей углерод способствует образованию по границам кристаллитов легкоплавких эвтектик (пленок, прослоек), что способствует образованию трещин.

Так как углерод является наиболее дешевым и недефицитным элементом, повышающим прочность металла шва, при разработке технологии сварки должны быть учтены возможности сохранения в металле шва как можно большего процента содержания углерода, не вызывающего снижения стойкости против трещин.

Кремний – оказывает менее значительное влияние на образование трещин, нежели углерод. В чисто аустенитных сталях он оказывает большее влияние на образование трещин, по сравнению с углеродистыми. Растворяясь в феррите, кремний повышает его прочность. Оптимальное содержание кремния зависит от способа сварки, типа шва и т. д. и находится в пределах 0,15–0,6 %.

Никель – дорогой и ценный легирующий элемент. Он растворяется в феррите и образует твердый раствор, тем самым повышая прочность и ударную вязкость металла шва. Никель не оказывает

отрицательного влияния на стойкость металла шва против образования трещин.

Марганец – снижает вредное влияние серы, повышая стойкость металла шва против образования кристаллизационных трещин. При достаточно высоком содержании марганца в металле шва сера связывается в тугоплавкий сульфид марганца, включения которого менее опасны для образования трещин. Повышение содержания марганца от 2,5 до 4,0 % не оказывает влияния, а дальнейшее его увеличение снижает стойкость металла шва против образования трещин. Марганец является постоянной составляющей стали и, растворяясь в феррите, повышает его прочность.

Хром, как и марганец, снижает вредное влияние серы, повышает стойкость против образования трещин. Растворяясь в феррите, хром повышает прочность.

Кислород – повышает стойкость металла шва против образования трещин, однако повышенное содержание кислорода снижает ударную вязкость у углеродистых сталей и пластичность у аустенитных.

Наиболее широко применяется технологический метод повышения стойкости против образования трещин – уменьшение в металле шва содержания вредных и увеличения полезных элементов. Для конструкций, работающих при повышенных температурах, необходимо стремиться к тому, чтобы металл шва по химическому составу был близок к основному.

Влияние формы сварочной ванны. Изменение способа и режима сварки приводит к изменению формы сварочной ванны и, как следствие, к изменению направления роста кристаллов и характера их взаимного срастания. Конфигурация шва характеризуется **коэффициентом формы** – отношением ширины шва к глубине проплавления. При узком и глубоком проваре (коэффициент формы 0,8–1,2) кристаллиты растут навстречу друг другу и встречаются между собой торцами под углом 180° (рис. 5.3, а).

При чашеобразной форме провара (коэффициент формы – 1,3–5) кристаллиты растут под острым углом друг к другу (рис. 5.3, б). При широком и неглубоком проваре (коэффициент формы более 5) кристаллиты растут параллельно друг к другу и, не встречаясь, выходят на поверхность шва (рис. 5.3, в).

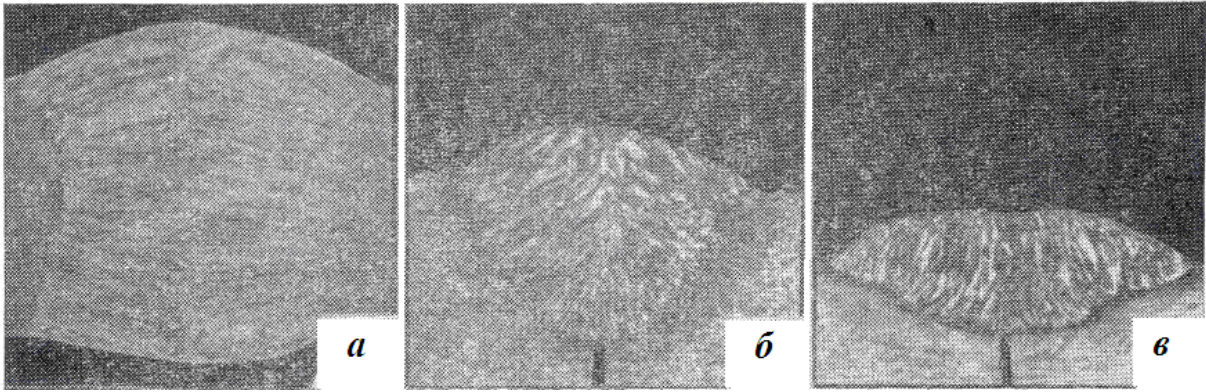


Рис. 5.3. Направление роста кристаллитов в зависимости от формы провара: *а* – узкая; *б* – чашеобразная; *в* – плоская

Увеличение коэффициента формы до 6 и более приводит к повышению стойкости металла шва против трещин. Дальнейшее увеличение коэффициента формы приводит вновь к снижению стойкости против образования трещин (обычно при наплавке и при сварке последнего прохода многослойного шва). В качестве примера (рис. 5.4) приведена зависимость между критическим содержанием углерода в металле шва и коэффициентом формы шва для дуговой сварки под флюсом углеродистых сталей при постоянном содержании остальных примесей. Подобные зависимости разработаны и для других элементов.

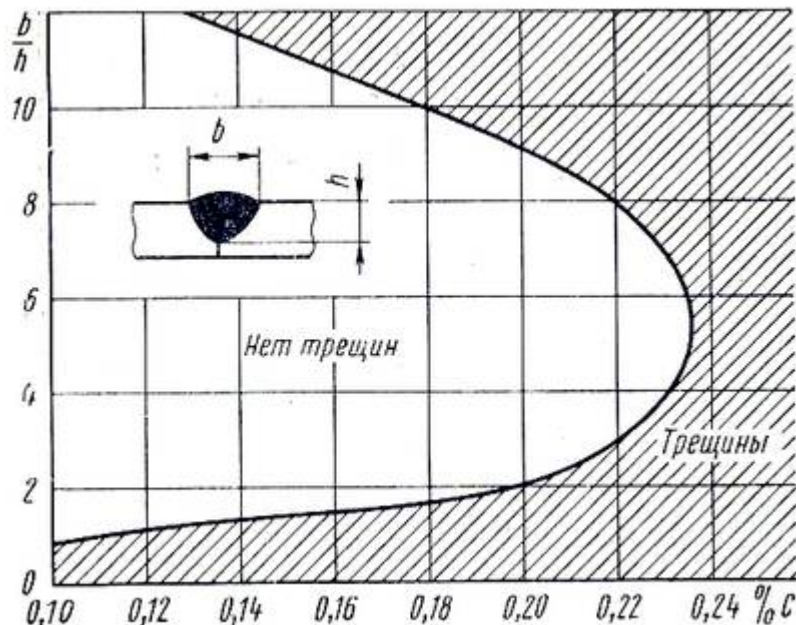


Рис. 5.4. Зависимость между содержанием углерода в металле шва и коэффициентом его формы при дуговой сварке углеродистых сталей

Неблагоприятные условия для кристаллизации шва создаются при сварке стыковых односторонних швов с полным проваром на флюсовой подушке. В этих условиях, при наличии ограниченного теплоотвода от основания сварочной ванны, кристаллы растут навстречу друг другу, что часто приводит к образованию трещин (рис. 5.5).

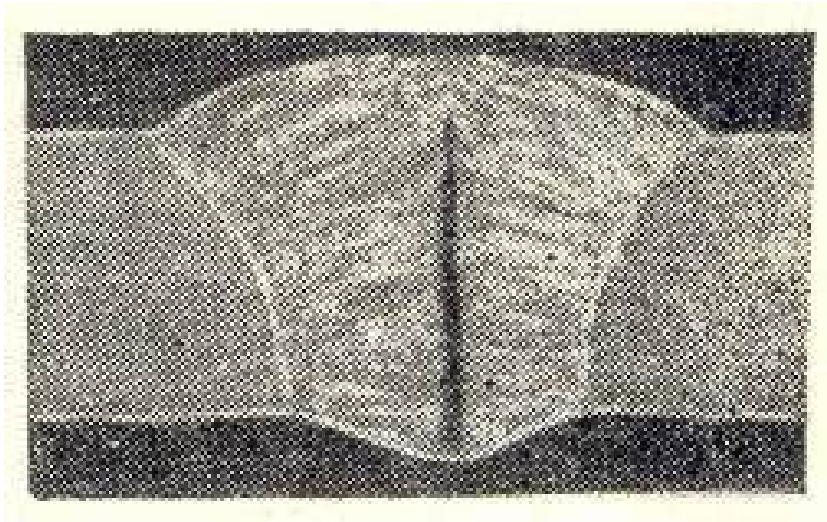


Рис. 5.5. Трещина в одностороннем шве

Изменение формы провара – один из широко применяемых способов избавления от кристаллизационных трещин.

Горячие трещины образуются преимущественно при сварке металла повышенной прочности большой толщины, а также аустенитных сталей. Трещины могут распространяться в металле шва или в околошовной зоне, они развиваются чаще всего по границам зерен. Горячие трещины образуются в процессе сварки при температурах ниже температуры ликвидуса.

Схематично процесс образования трещин может быть описан на основе теории Н. Н. Прохорова [15] о технологической прочности металла.

При охлаждении в основном металле и металле шва возникают растягивающие напряжения, вызывающие деформацию металла. С понижением температуры эта деформация монотонно возрастает, пластичность падает. На первом этапе охлаждения ниже температуры ликвидуса (рис. 5.6) растущие кристаллы металла не образуют жесткого каркаса и деформация происходит в результате перемещения жидкости.

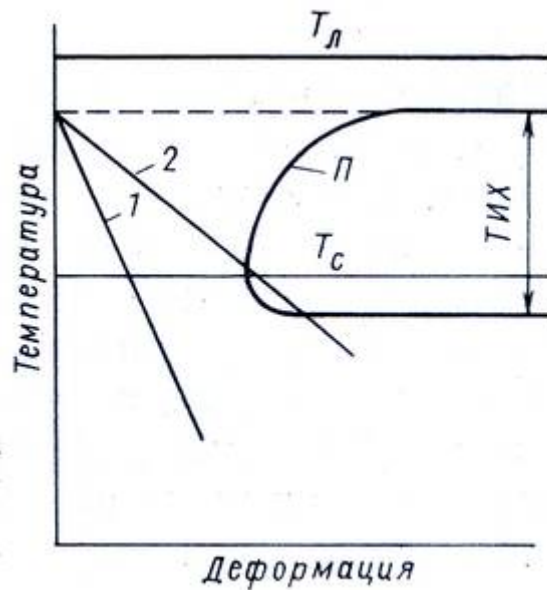


Рис. 5.6. Схема изменения межкристаллитной прочности металла в процессе его кристаллизации (по Н. Н. Прохорову) [15]

После образования жесткого каркаса пластичность металла резко снижается и при нарастающих деформациях (превышающих пластические характеристики) образуются горячие трещины, проходящие по границам кристаллитов. При дальнейшем охлаждении металла до температуры несколько ниже температуры солидуса межкристаллитные прослойки становятся достаточно пластичными и прочными, в результате чего общая пластичность металла шва резко возрастает.

Температурный интервал, в котором металл имеет пониженную пластичность, называют **температурным интервалом хрупкости (ТИХ)**.

Соответственно стойкость сплавов к образованию горячих трещин тем выше, чем меньше ТИХ, больше пластичность и меньше деформация, вызываемая усадкой.

Снижение опасности образования горячих трещин обычно достигается путем рационального легирования сталей, совершенствованием методов их изготовления, использованием способов и режимов сварки с минимальным выделением теплоты. В основном металле необходимо ограничивать содержание вредных примесей, в особенности серы и фосфора, необходимо прибегать к связыванию этих элементов в тугоплавкие соединения, а также способствовать измельчению и равномерному распределению зерен и карбидных частиц.

5.2. Холодные трещины

Этот вид трещин образуется в сварных соединениях при их остывании до относительно невысоких температур (как правило, около 200 °С). Холодные трещины возникают преимущественно в околошовной зоне, наиболее часто скачками, и этот процесс сопровождается интенсивным звуком. Эти трещины являются типичным дефектом сварных соединений из среднелегированных и высоколегированных сталей перлитного и мартенситного классов. Так как холодные трещины наиболее часто возникают в соединениях из восприимчивых к закалке мартенситных и перлитных сталях, трещины этого типа называют закалочными.

В зависимости от расположения трещины могут быть продольными и поперечными (рис. 5.7). Продольные трещины, залегающие в околошовной зоне (рис. 5.7, а), называют *отколами*, а в зоне сплавления – *отрывами* (рис. 5.7, б). Довольно часто встречаются продольные и поперечные трещины, переходящие из околошовной зоны в металл шва (рис. 5.7, в, г, 5.8). Трещины могут выходить и не выходить на поверхность, поэтому их называют наружными и внутренними. Отколы являются наиболее частыми дефектами в сварных соединениях. Отрывы встречаются наиболее часто в сварных соединениях из закаливающихся сталей с аустенитной структурой. Поперечные трещины в околошовной зоне встречаются довольно редко и, как правило, при сварке многослойных швов. Повышению склонности металла околошовной зоны к образованию холодных трещин способствует температура нагрева металла шва и выделение по границам растущих зерен легкоплавких фаз, вызывающих резкое снижение межкристаллической прочности.

Кроме температуры возникновения, внешнего вида и расположения, в соединении отличительной чертой холодных трещин является их задержанное зарождение и замедленное развитие. Трещины возникают по истечении некоторого времени после окончания сварочного процесса и далее медленно, иногда на протяжении нескольких часов, а может даже и суток, развиваются в металле. Иногда трещины возникали даже после истечения нескольких десятков суток.

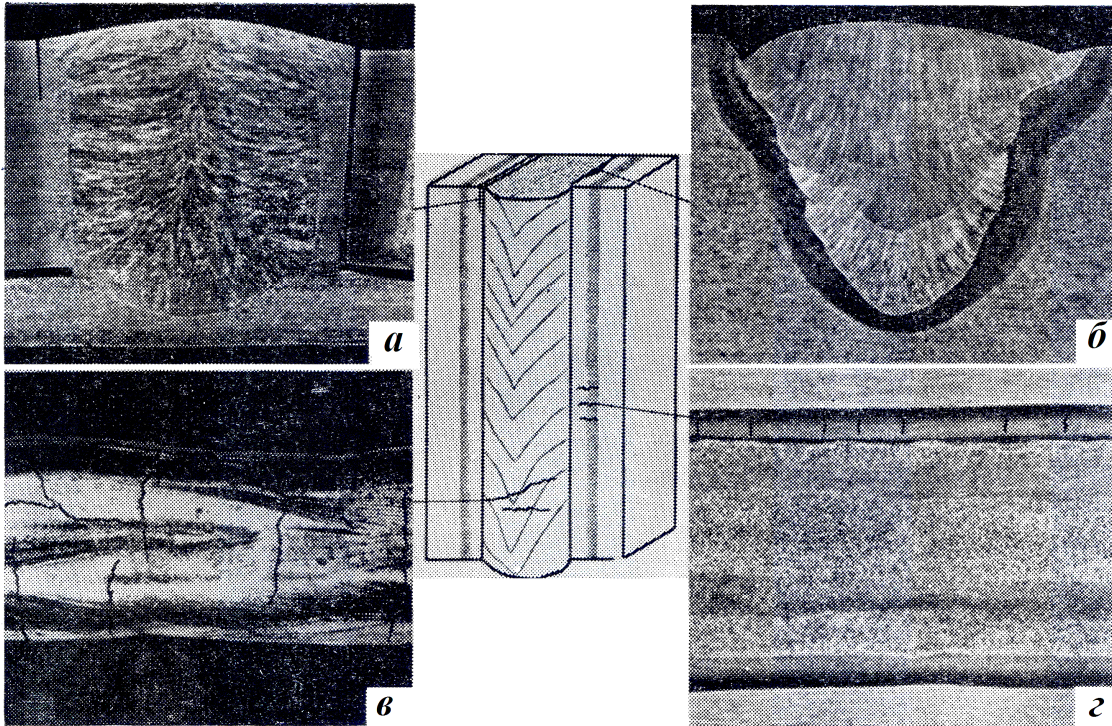


Рис. 5.7. Холодные трещины:
а – отколы; *б* – отрывы; *в* – поперечные в металле шва;
г – поперечные околошовные

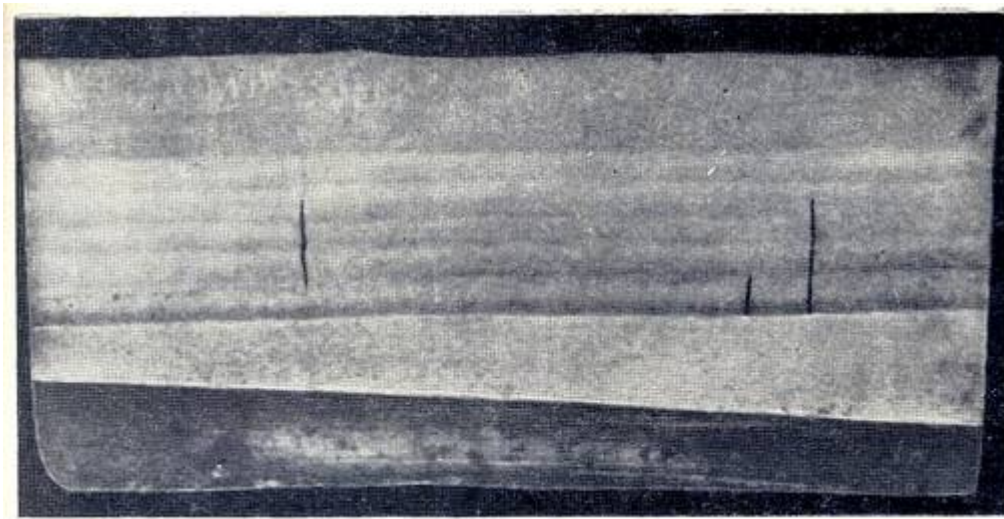


Рис. 5.8. Поперечные трещины, развивающиеся в направлении шва

Например, при сварке металлоконструкций на заводе-изготовителе были заложены микротрещины, их не выявили методами неразрушающего контроля, при транспортировке, или при хранении могли произойти неблагоприятные изменения внешних

условий, способствующих развитию микротрещин в макротрещины. В условиях монтажа и эксплуатации металлоконструкции дополнительными факторами, способствующими развитию микротрещин, а может быть и их образованию, является суммирование сварочных напряжений с напряжениями от внешних нагрузок.

О механизме образования холодных трещин существует несколько гипотез, базирующихся на существовании в металле зародышевых трещин и их развитии под действием напряжений.

Многолетними исследованиями были установлены основные факторы зарождения холодных трещин: закалочные явления; присутствие водорода; суммарные напряжения (сварочные и от внешних нагрузок).

Закалочная гипотеза предполагает, что при сварке так же, как и при закалке, холодные трещины образуются вследствие мартенситного превращения (перехода аустенита в мартенсит), протекающего при температурах 700–150 °С со значительным увеличением объема, приводящего к образованию значительных внутренних напряжений и резкому снижению пластичности и соответственно к образованию трещин. Типичная структура околошовной зоны с трещиной приведена на рис. 5.9.



Рис. 5.9. Участок перегрева, околошовная зона (сталь 35Х3Н3М)

Эта структура перегрева характеризуется крупным зерном и соответственно крупными мартенситными иглами. В результате изменений в пограничных объемах зерен искажилось атомно-кристаллическое строение металла и произошло образование микротрещины.

Водородная гипотеза. Согласно этой гипотезе основным фактором, определяющим стойкость металла (околошовной зоны) против образования трещин, является водород, поступающий в околошовную зону из металла шва. Гипотеза основывается на экспериментальных данных, показывающих, что применение низководородных и аустенитных электродов приводит к значительному сопротивлению образованию отколов в сварных соединениях. В конструкционных сталях и в их сварных соединениях при повышенных температурах и давлениях под воздействием водорода развивается особый вид коррозии – *водородная коррозия* [16]. Согласно гипотезе при температуре 300–600 °С отмечается интенсивное насыщение и проникновение атомарного водорода через металл. В сварных швах водород диффундирует в околошовную зону, где происходит его накопление в микропустотах и несовершенствах кристаллической решетки.

Кроме того, водород, превращаясь из атомарного в молекулярный, создает внутри металла громадное давление (образуется метан), под действием которого происходит образование трещин. Высокую сопротивляемость образованию трещин в околошовных зонах аустенитных швов можно объяснить тем, что аустенитные структуры в условиях сварки удерживают практически весь водород и диффузии водорода в околошовную зону не происходит.

Установлено [17], что водород в одних случаях существенно влияет на стойкость околошовной зоны против образования трещин, в других же, например при сварке среднелегированных сталей аустенитной проволокой, его роль второстепенна. Отсюда можно заключить, что водород не является главным, а тем более единственным фактором, определяющим образование холодных трещин.

Влияние других факторов. В реальных металлах возможен механизм образования холодных трещин (их зародышей), связанных с неметаллическими включениями, которые могут располагаться в основном металле, по границам и в телах зерен. При неизбежном нагреве при сварке околошовной зоны в металле происходят значительные изменения исходных неметаллических включений основного металла. Данные изменения происходят в наибольшей степени в тех участках соединения, где максимальный перегрев околошовной зоны сочетается с высокими временными напряжениями растяжения

при температурах, близких к солидусу. Такое сочетание условий имеет место при сварке кольцевых швов толстостенных сосудов.

Устранить или снизить число неметаллических включений можно при помощи электрошлакового и электронно-лучевого переплавления либо применив предварительную наплавку кромок под дальнейшую сварку. Если же наплавку провести незакаливающимся металлом (аустенитным), то можно полностью устранить вероятность возникновения холодных трещин.

На основании вышеизложенного можно констатировать, что все факторы, вызывающие упорядочение атомного строения по границам зерен, затрудняющие образование сдвигов и вовлекающие в пластическую деформацию тела зерен, а также исключают возможность образования зародышей холодных трещин от неметаллических включений, микроскопических горячих трещин (надрывов), повышают стойкость сварных соединений против образования холодных трещин.

Отсюда следует, что наиболее простым и эффективным способом борьбы с возникновением холодных трещин является процесс регулирования термического цикла сварки путем выбора необходимых методов и режимов сварки, а также (в случае необходимости) предварительного подогрева и термической обработки.

5.3. Поры и неметаллические включения в сварных соединениях

Поры являются наиболее распространенным дефектом металла швов, выполненных на низкоуглеродистых и низколегированных сталях и многих цветных металлах и сплавах. Они представляют заполненные газом полости в швах, имеющих округлую, вытянутую или более сложную форму различных размеров (0,005–5,000 мм). Поры возникают при первичной кристаллизации металла шва в результате выделения газов. Поры выходят или не выходят на поверхность шва (рис. 5.10, а, б), располагаются цепочкой или отдельными группами (рис. 5.10, а, в). Поры, выходящие на поверхность, называют свищами (рис. 5.10, г).

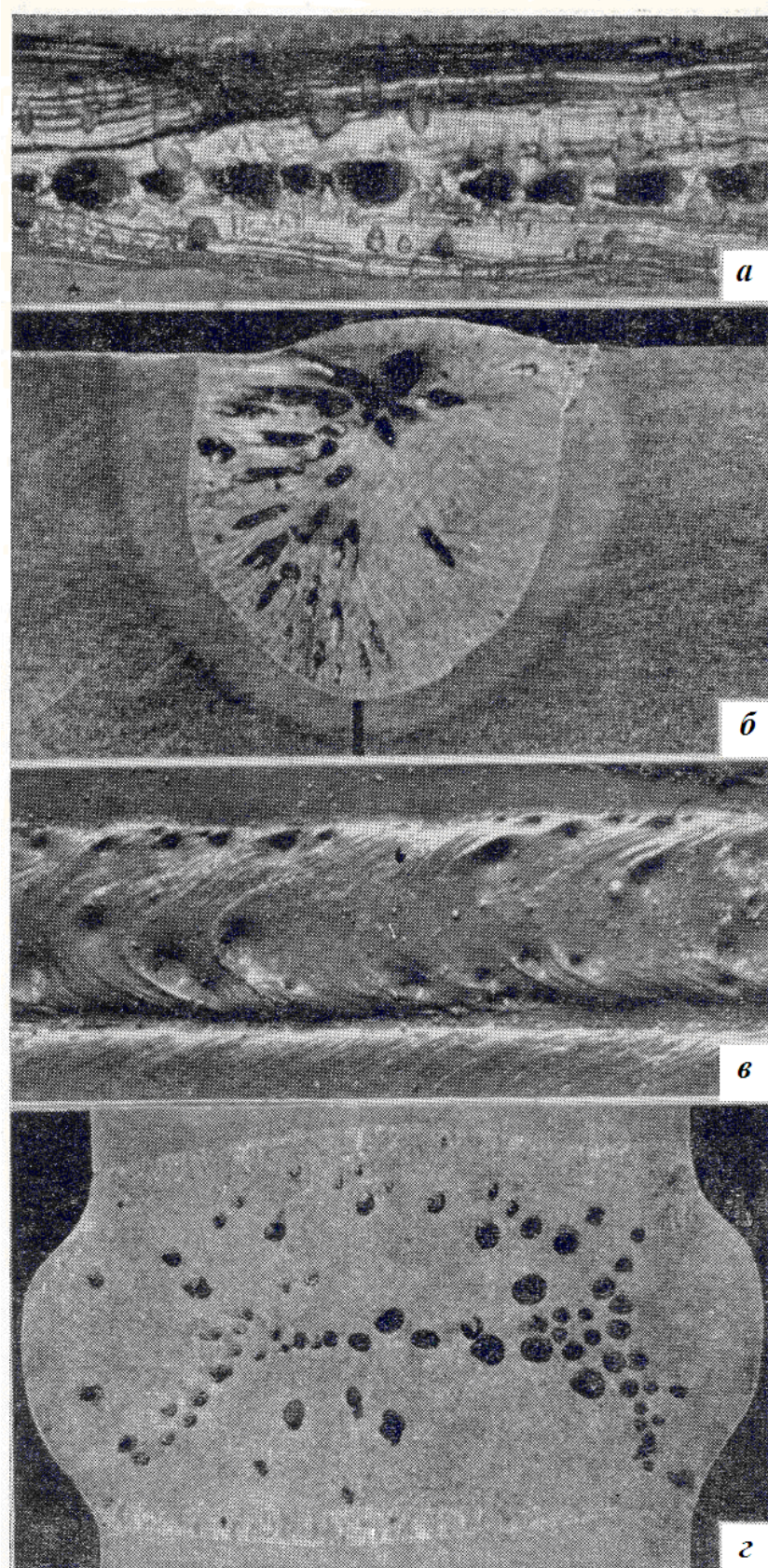


Рис. 5.10. Поры в металле шва: *a* – выходящие на поверхность шва; *б* – не выходящие на поверхность; *в* – групповое расположение пор; *г* – поры при ЭШС

Поры являются недопустимым дефектом для оборудования, эксплуатирующегося под давлением и под вакуумом, а также предназначенного для хранения и перевозки жидких и газообразных продуктов. Основными газами, выделяющимися из жидкого металла, являются окись углерода, азот, водород. В металле швов поры возникают при пересыщении сварочной ванны газами, достаточном для зарождения и развития газовых пузырей в жидком металле, и при условиях, затрудняющих выделение газовых пузырей из жидкого металла сварочной ванны. Так как управление факторами (время и место зарождения пузырей, скорость их всплытия, направление и скорость роста кристаллов и др.), влияющими на полноту выделения газовых пузырей из жидкого металла сварочной ванны, значительно затруднено, а иногда и невозможно, главным способом предупреждения образования пор в металле швов является торможение реакции образования окиси углерода и снижение парциального давления азота и водорода в зоне сварки. Последнее достигается путем улучшения защиты зоны сварки от воздуха, очисткой поверхности сварочной проволоки и кромок основного металла от загрязнений (масла, ржавчины, окалины) и другими приемами.

Неметаллические включения не относятся к дефектам сварных соединений, однако они оказывают заметное влияние на их качество и свойства. Рассмотрим основные типы неметаллических включений, встречающихся в сварных швах.

Оксидные включения. В шве может содержаться до 0,1 % кислорода, находящегося в виде неметаллических оксидных или смешанных включений. При низком содержании кремния и марганца в металле шва и отсутствии других легирующих элементов оксидные включения содержат в основном FeO, остальное – SiO₂, MnO. Введение алюминия уменьшает общее количество оксидных включений в металле шва и приводит к появлению в их составе герцинита (FeO Al₂O₃).

Сульфидные включения. В сварных швах обычно содержится 0,02–0,04 % S, образующей сульфидные включения. Размеры включений значительно возрастают в направлении от границы сплавления металла шва с основным металлом к середине шва. В сульфидных включениях сера в основном находится в виде соединений с железом и марганцем. Повышение содержания в шве марганца связывает серу в сульфид марганца MnS. Кремний уменьшает содер-

жание сульфида марганца во включениях. В зависимости от степени раскисления металла шва образуются сульфидные включения трех типов. При окисленном металле, а также в присутствии марганца, хрома и кремния образуются шаровидные окисульфидные включения. Под влиянием сильных раскислителей (алюминия, титана) сульфидные включения приобретают вид пленок и цепочек, расположенных по границам кристаллитов металла шва. При введении алюминия и циркония в больших количествах, чем необходимо, для полного раскисления пленки и цепочки превращаются во включения неправильной угловатой формы. Наиболее опасными с точки зрения образования кристаллизационных трещин в металле шва являются сульфидные пленки и цепочки (рис. 5.11).

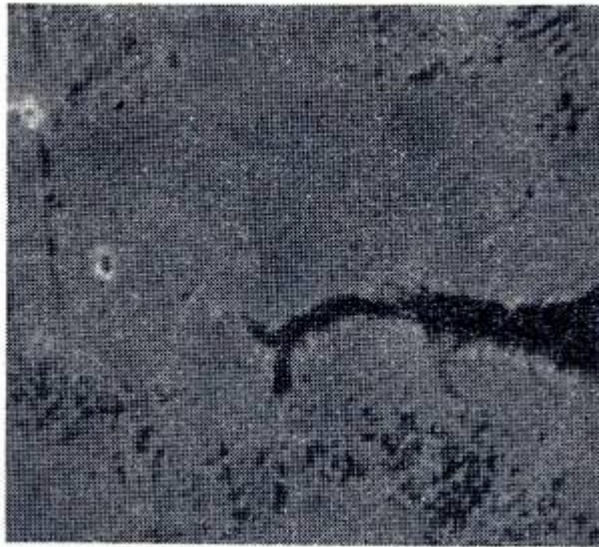


Рис. 5.11. Цепочка сульфидных включений и сульфидная пленка, вызвавшие образование кристаллизационной трещины, $\times 1500$

На данном рисунке сульфидная пленка дала начало кристаллизационной трещине. В реальных условиях сера может выделяться на уже существующих оксидных включениях с образованием окисульфидов, в швах могут образовываться и другие сложные сульфидные включения.

Фосфорсодержащие включения. Содержание фосфора в металле шва обычно достигает 0,04–0,06 %. В швах из углеродистых и низколегированных сталей фосфор находится преимущественно в твердом растворе, что обусловлено его высокой растворимостью в феррите. В связи с низкой растворимостью фосфора в аустените фос-

форсодержащие включения часто встречаются в швах с аустенитной структурой, здесь фосфор находится в виде фосфидов, фосфидных эвтектик и фосфатов. Фосфидные включения имеют червевидную форму и расположены по границам кристаллитов. Фосфидная эвтектика в марганцевой стали с аустенитной структурой приведена на рис. 5.12. Здесь эвтектика расположена на границе двух зерен, между которыми проходит горячая трещина. Фосфор в сварных соединениях снижает физико-механические характеристики металла шва (из-за наличия легкоплавких эвтектик). Для среднелегированных сталей вредное влияние фосфора и серы заключается в том, что места их ликвации совпадают и тем самым увеличивается вероятность образования кристаллизационных трещин в этих участках.

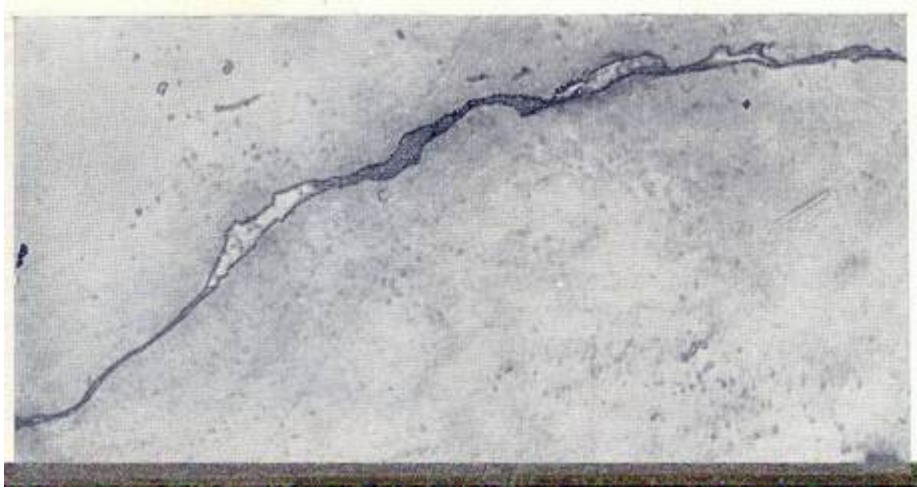


Рис. 5.12. Фосфидная эвтектика и горячая трещина на границе основного металла, $\times 800$

Нитридные включения. В зависимости от степени защиты зоны сварки от воздуха содержание азота в металле шва может составлять 0,01–0,1 %. Нитридные включения встречаются в сварных швах довольно редко. Образование отдельной нитридной фазы (в жидкой сварочной ванне) возможно лишь в присутствии сильных нитридообразующих элементов (титана, циркония). Для образования включений необходимо наличие в металле шва высокой концентрации азота, что возможно, например, при сварке открытой дугой без защиты или при наличии в основном металле высокого содержания азота. Из твердого раствора, пересыщенного азотом, при длительной эксплуатации выделяются нитриды. Этот процесс обусловлен так называемым старением металла и протекает очень медленно.

5.4. Прочие дефекты сварных соединений

Шлаковые каналы. Дефект представляет заполненную шлаком несплошность (рис. 5.13, а, б). Каналы редко выходят на поверхность. Ширина канала совпадает с шириной зазора между свариваемыми кромками. Расстояние между дефектами во многих случаях равно или кратно длине сварочной ванны. Образуются шлаковые каналы преимущественно при сварке под флюсом в первом проходе двусторонних стыковых швов, выполненных на флюсовой подкладке и др. Вероятность образования дефектов возрастает с увеличением зазора. При зазоре до 3 мм шлаковые каналы практически не наблюдаются.

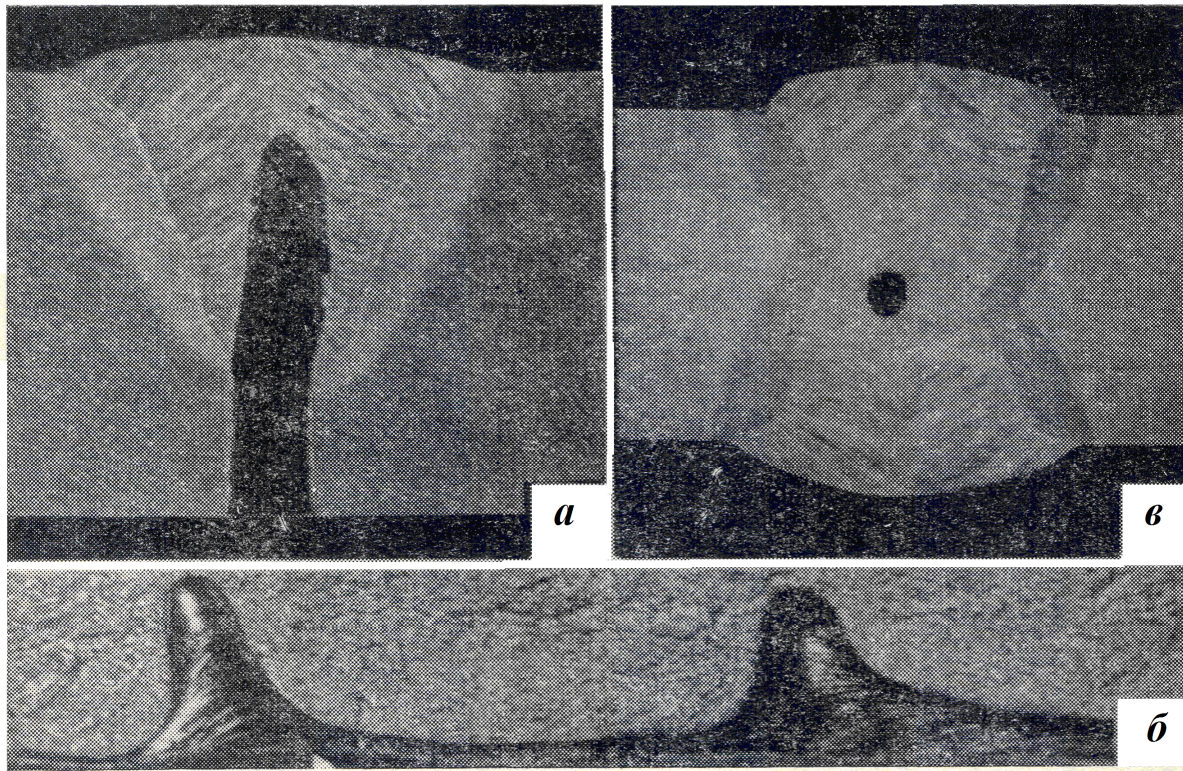


Рис. 5.13. Шлаковые каналы

Флокены. При исследовании образцов, вырезанных из металла шва, иногда в изломе наблюдаются серебристые пятна круглой или овальной формы крупнокристаллического строения. Эти пятна называют флокенами. Чаще всего в середине флокена находится пора или шлаковое включение.

Такой дефект называют «рыбий глаз». Образование флокенов связано со снижением пластичности металла шва под влиянием водорода. Флокены удаляют нагревом образцов перед испытанием до

температуры 150–250 °С. Флокены образуются только при разрушении образцов, испытанных после сварки при статической нагрузке при напряжениях, близких к временному сопротивлению разрыву. Следовательно, нет основания предполагать, что в реальных конструкциях при статических нагрузениях будут созданы условия для образования флокенов.

Зона несплавления. Это дефект в виде несплавления между основным металлом и металлом сварочной ванны по части периметра, а иногда и по всему периметру шва (рис. 5.14).

Дефект образуется при дуговой сварке на повышенных скоростях и силах тока более 1500 А. Образование зоны несплавления связано с формированием сварочной ванны, которое можно условно разделить на две стадии: образованием канавки в основном металле и последующим заполнением ее металлом сварочной ванны. Если пленка расплавленного металла, покрывающая поверхность канавки, к моменту ее заполнения жидким металлом успела затвердеть, а запас теплоты, накопленной в сварочной ванне, недостаточен для повторного расплавления основного металла, смачивания металлом сварочной ванны основного металла не происходит и образуется зона несплавления. Очень часто зазор, образовавшийся между основным металлом и металлом шва, заполнен затекшим шлаком.

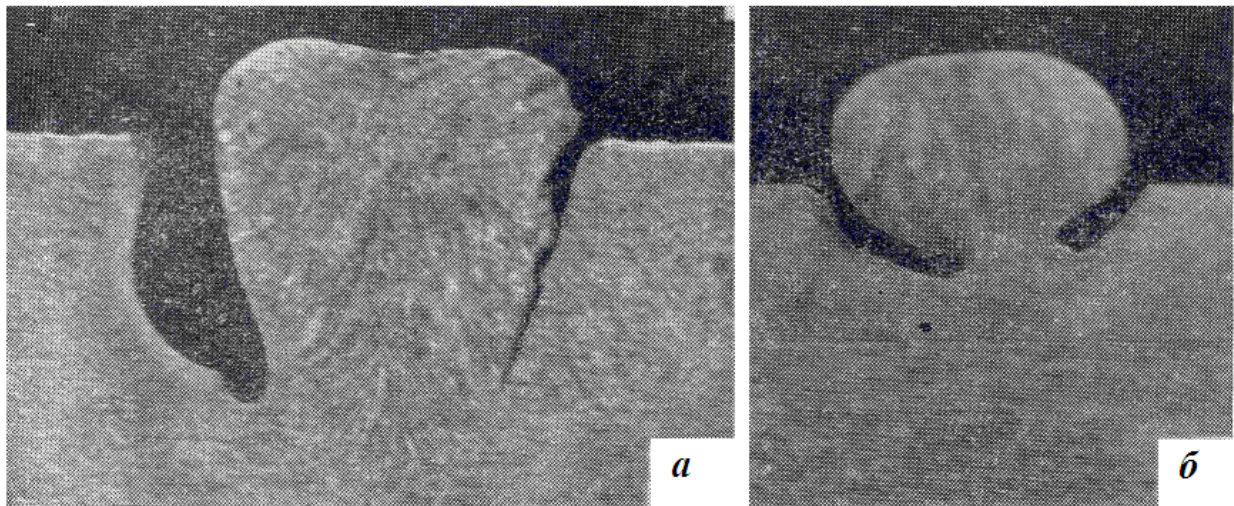


Рис. 5.14. Зона несплавления при дуговой сварке

Утяжины. Эти дефекты представляют собой усадочные рыхлости (трещины), распространяющиеся на 2–3 мм в глубину шва и на 5–8 мм вдоль оси шва. Утяжины образуются в основном при сварке под флюсом двумя и более дугами на расстоянии друг от

друга примерно равном длине сварочной ванны. Предполагается [17], что появление утяжин связано с нарушением волнообразного поступления металла в хвостовую часть ванны.

Непровары. Дефекты в виде несплавления в сварном соединении вследствие неполного расплавления кромок или поверхностей ранее выполненных валиков сварного шва. Непровар следует отличать от зон несплавления и подреза, имеющих другие причины возникновения. При сварке стыковых сварных соединений непровары различают по толщине металла.

При сварке стыковых швов с разделкой кромок и угловых швов с разделкой и без разделки кромок можно наблюдать непровар у вершины угла (рис. 5.15, *а, б*) и непровар по кромке (рис. 5.15, *в*).

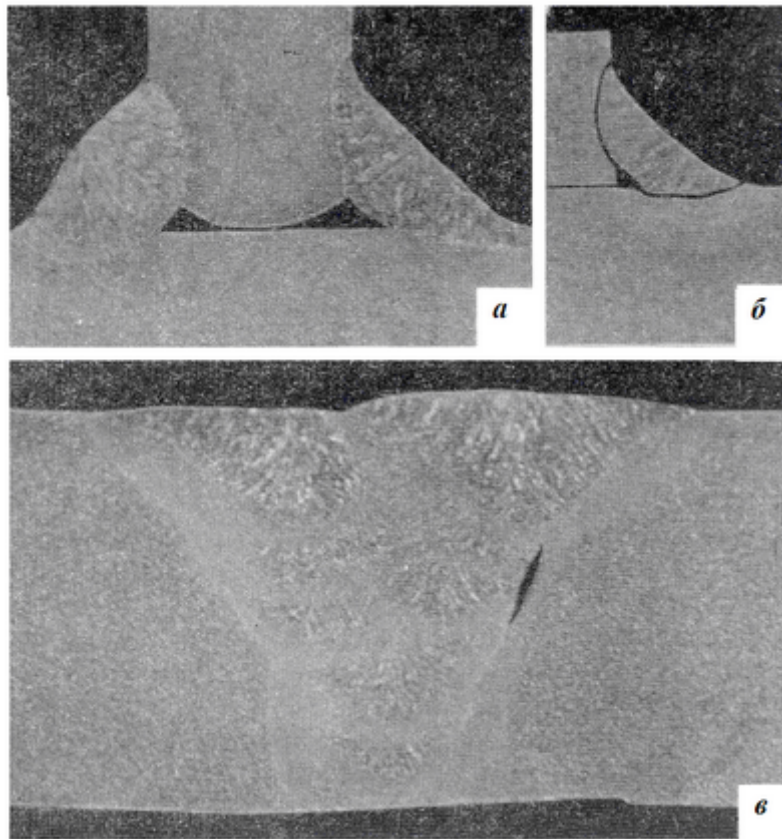


Рис. 5.15. Непровары вершины угла (*а, б*) и по кромке (*в*)

Место непровара практически всегда заполнено шлаком, который благодаря жидкотекучести и низкой температуре плавления заполняет все несплошности. Непровар вызывает концентрацию напряжений и иногда приводит к образованию трещин.

Непровары чаще всего вызваны неправильным выбором режима сварки или его нарушением (чаще всего уменьшением силы

тока), неточным направлением дуги по оси соединения, неправильным возобновлением процесса сварки после перерыва (смена электродов или сварочной проволоки и др.).

Непровар по кромке обычно является следствием изменения формы шва из-за уменьшения напряжения дуги или увеличения скорости сварки. При электрошлаковой сварке встречаются непровары по двум кромкам, по одной кромке и местные непровары у поверхности соединяемых элементов. Непровар по двум кромкам вызван малой шириной шва, что связано с низким напряжением или высокой скоростью сварки. Непровар по одной кромке вызван неточным ведением электрода по оси соединения, из-за чего шов смещается на одну из кромок, а вторая кромка не оплавляється.

Подрез зоны сплавления. Дефект в виде углубления по линии сплавления сварного шва с основным металлом. Подрез приводит к резкой концентрации напряжений тогда, когда он расположен перпендикулярно к направлению главных напряжений, действующих на сварное соединение. Наиболее часто подрезы возникают в угловых сварных швах и при сварке первых слоев многослойных сварных соединений (рис. 5.16).

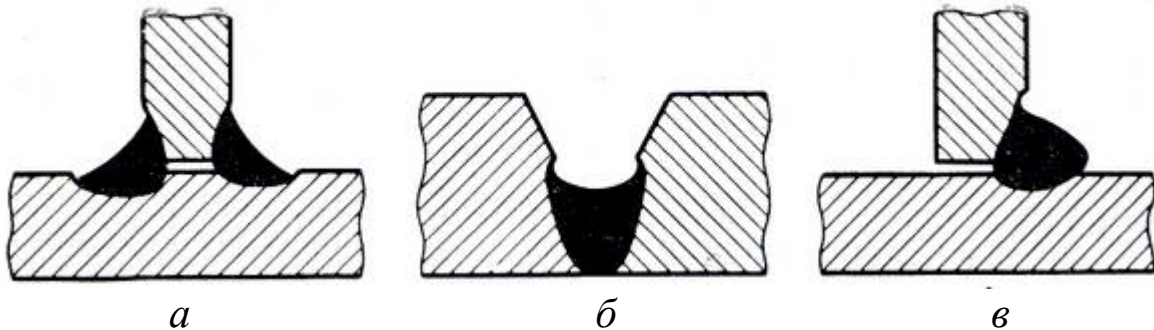


Рис. 5.16. Подрезы: *а* – двусторонний при сварке углового шва; *б* – двусторонний при сварке первого слоя многослойного стыкового шва; *в* – односторонний с наплывом на вторую кромку при сварке углового шва

Подрезы могут быть двусторонние и односторонние. Типичными являются двусторонние подрезы. При сварке угловых швов наклонным электродом или с оплавлением кромки иногда наблюдается односторонний подрез с наплывом металла на горизонтально расположенную деталь (рис. 5.16, *в*). Образование подрезов при сварке стыковых сварных соединений без разделки кромок связано с плохим растеканием металла. Подрезы, образовавшиеся в глубин-

ных слоях многослойных сварных соединений, если они не были заварены при наложении последующих слоев, становятся внутренними дефектами и заполнены шлаком.

Наплывы. Напывом называют дефект, представляющий собой натекание металла шва на поверхность основного металла без сплавления с ним. Наплывы образуются преимущественно при сварке однослойных стыковых швов без разделки кромок и при сварке угловых швов наклонным электродом или с оплавлением кромки и при наплавке (рис. 5.17). Наплывы образуются при неправильном выборе режима сварки или наличии на свариваемых кромках толстого слоя окалины.

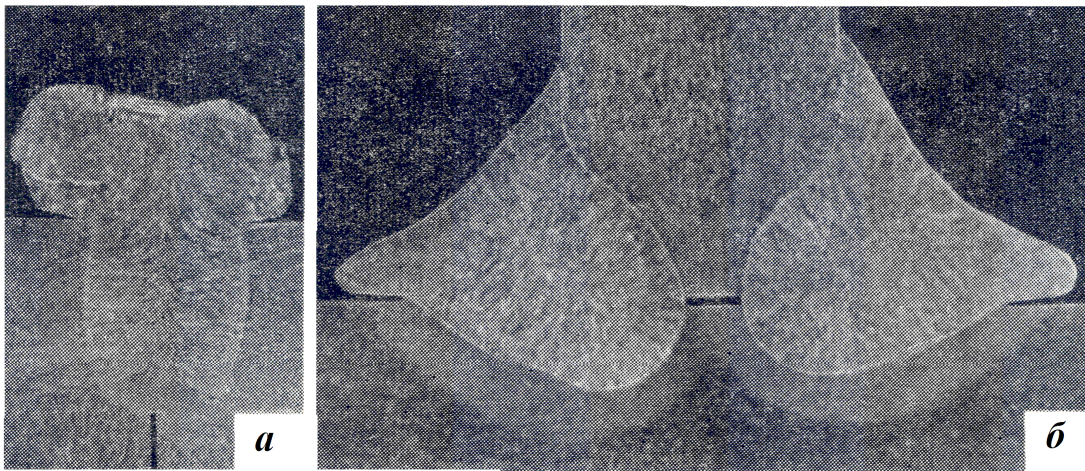


Рис. 5.17. Наплав при сварке шва: *а* – стыкового; *б* – углового

Прожоги. Прожогом сварного шва называют дефект в виде сквозного отверстия в сварном шве, образованном в результате вытекания части металла сварочной ванны. Прожоги возникают при избыточной силе тока, увеличении зазора между свариваемыми кромками, изменении положения (наклона) электрода или изделия и неплотном прилегании флюсовой подкладки к свариваемым листам. Начальной стадией прожога является провисание металла шва при односторонней сварке (рис. 5.18).

Кратеры. Углубление, образующееся в конце валика под действием давления дуги и объемной усадки металла шва. На участке кратера шов имеет уменьшенное сечение, и в кратере, как правило, наблюдаются усадочные рыхлости, иногда переходящие в трещины. При ручной электродуговой сварке кратер образуется в конце участка шва, сваренного каждым отдельным электродом. Не рекомен-

дуются выводить кратер на поверхность основного металла, эта операция может привести к образованию подрезов и ожогов.

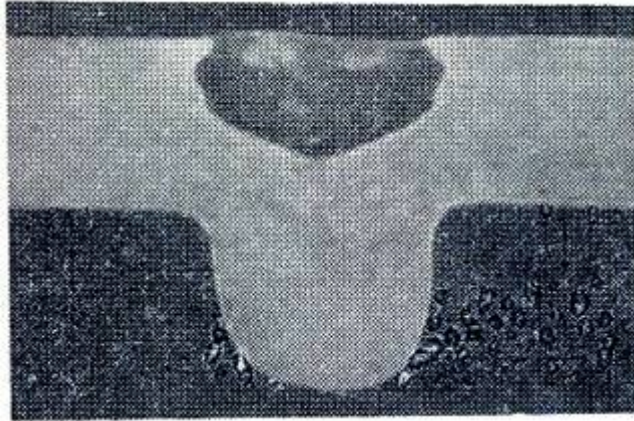


Рис. 5.18. Провисание шва

Шлаковые включения. Дефекты в виде вкраплений шлака в сварные швы. Эти дефекты расположены в металле шва как у границы сплавления, так и между отдельными слоями или в вершине провара. При многопроходной дуговой сварке шлаковые включения иногда встречаются на участках, где недостаточно тщательно выполняется очистка поверхности предыдущего слоя от шлаковой корки. Шлаковые включения относятся к внутренним дефектам шва.

Ожоги. Ожогами называют небольшие участки подвергнувшегося расплавлению металла на основном металле вне сварного шва. Эти участки обладают пониженной пластичностью. Ожоги относят к внешним дефектам. Причиной возникновения ожогов является процесс освобождения конца электрода от обмазки в результате возбуждения дуги при контакте поверхности, находящегося под напряжением держателя с изделием и при выводе кратера за пределы шва на основной металл.

Неравномерность ширины шва. Изменение ширины шва сопровождается изменением глубины проплавления, что часто приводит к непровару. Ширина шва обычно изменяется в результате резких колебаний напряжения дуги или скорости сварки.

5.5. Контрольные вопросы

1. На какие группы делятся дефекты сварных соединений в зависимости от причины их возникновения?

2. Какие дефекты называют кристаллизационными трещинами?
3. Назовите факторы, определяющие стойкость металла шва против кристаллизационных трещин.
4. Каким образом решается задача снижения уровня растягивающих напряжений при сварке?
5. Как влияет химический состав металла шва на стойкость против образования кристаллизационных трещин?
6. Как влияет коэффициент формы сварного соединения на стойкость против образования трещин?
7. Назовите причины образования горячих трещин.
8. В чем разница между отколом и отрывом в сварном соединении?
9. В чем сущность закалочной и водородной гипотез образования холодных трещин?
10. Назовите самый простой способ борьбы с возникновением холодных трещин.
11. Какой дефект называют свищом?
12. Назовите причины образования шлаковых каналов.
13. Какой дефект называют «рыбий глаз»?
14. Укажите разницу между непроваром, подрезом и зоной несплавления.
15. При каких условиях образуются кратеры, ожоги и шлаковые включения?

6. ПОВРЕЖДЕНИЯ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

6.1. Условия образования повреждений

Эксплуатационные повреждения сварных соединений обычно связаны с одновременным действием ряда факторов, которые в первом приближении могут быть выделены в три основные группы:

- наличие в изделии концентраторов напряжений, вызванных дефектами формы стыка (неснятое усиление шва, применение подкладных колец или замка в корне шва, резкий переход сечения свариваемых элементов в районе стыка), технологическими дефектами (трещины, поры и шлаковые включения), возникшими при изготовлении изделия, и образованием начальных, стабильно растущих трещин из-за усталости, ползучести или коррозии;
- высокая степень напряженности стыка от действия рабочих, термических и остаточных напряжений;
- несоответствие свойств материала конструкции или металла отдельных зон сварного соединения требуемому уровню в результате использования некачественных или несоответствующих техническим условиям сварочных материалов, отклонений от оптимальных режимов сварки и термической обработки.

Для паросиловых установок сварными соединениями, в которых наиболее вероятны эксплуатационные повреждения из-за одновременного проявления действия трех указанных выше факторов, являются:

- кольцевые стыки труб с литыми или коваными фасонными элементами (коленами, тройниками), корпусами арматуры и цилиндров турбин;
- кольцевые стыки камер с днищами;
- кольцевые стыки тройников типа «труба в трубу»;
- угловые соединения труб поверхностей нагрева с камерами, дренажных отводов с паропроводами и труб у неподвижных опор;
- продольные стыки труб паропроводов.

В указанных соединениях наиболее вероятно концентрация напряжений из-за резкого изменения формы в районе стыка. Для них характерен повышенный уровень рабочих и компенсационных напряжений изгиба из-за расположения вблизи участков повышен-

ной жесткости, какими являются фасонные элементы и корпуса. Условия их сварки наиболее сложные, а проведение термической обработки вызывает затруднения.

В зависимости от условий эксплуатации повреждения могут явиться следствием проявления одного из нескольких следующих механизмов разрушения:

- хрупкого разрушения при гидравлических испытаниях или пуске из холодного состояния вследствие хладноломкости;
- хрупкого высокотемпературного разрушения при температурах выше 450 °С в условиях ползучести;
- усталостного разрушения в условиях высокого или малоциклового нагружения, преимущественно под воздействием термических напряжений;
- коррозионного разрушения под воздействием агрессивной водной среды.

Перечисленные выше трещины отличаются друг от друга по условиям их образования, расположению и морфологическим признакам (межзеренному или внутризеренному характеру разрушения).

Образованию трещин в процессе эксплуатации могут способствовать зародышевые дефекты, возникшие при изготовлении изделия на заводе или при сварке при условиях монтажа. Ими могут быть шлаковые включения или поры и, что наиболее опасно, трещины, возникающие на разных стадиях сварки. Трещины, появившиеся на стадии изготовления, можно отличить от эксплуатационных по месту их образования, морфологическим признакам и толщине слоя окарины.

6.2. Хрупкие разрушения вследствие хладноломкости

Трещины этого типа обычно развиваются при умеренных (до 150 °С) температурах во время гидравлических испытаний и пусков или остановов из холодного состояния при номинальных напряжениях ниже предела текучести. Они в основном начинаются в металле шва или в околошовной зоне (рис. 6.1) от концентраторов напряжений (подрезов, непроваров, сварочных трещин и т. д.).



Рис. 6.1. Излом сварного соединения вследствие хладноломкости

Затем трещины могут развиваться по всем участкам сварного соединения, переходя в отдельных случаях в основной металл. Они могут располагаться как вдоль, так и поперек шва. Отличительные металлографические признаки трещин хладноломкости – внутризеременный характер и их ветвистость.

Причиной появления указанных трещин является смещение порога хладноломкости в сторону положительных температур в результате нарушения установленного технологического режима сварки и термической обработки изделия, а также охрупчивания металла при длительной высокотемпературной эксплуатации. Вероятность разрушения по механизму хладноломкости особенно велика при действии ударных нагрузок.

Склонность сварных соединений к хладноломкости вызывается отсутствием отпуска после сварки либо нарушением его режима (занижение температуры, уменьшение времени выдержки). В этих случаях значения твердости металла шва, в первую очередь верхней его части, превышают нормативные, а в структуре участка неполной перекристаллизации зоны термического влияния отчетливо видны характерные плотные темнотравящиеся участки, расположенные по границам зерен.

Образованию трещин хладноломкости способствует также допускаемый в отдельных случаях перегрев сварного соединения при отпуске выше температуры, соответствующей критической точке A_{C_3} (рис. 6.2).



Рис. 6.2. Структура металла шва после перегрева выше температуры A_{C_3} , $\times 100$

Признаком таких сварных соединений является отсутствие характерных участков, составляющих зону влияния, что отчетливо видно при визуальном осмотре поперечного шлифа после травления.

Меры предупреждения трещин хладноломкости – корректировка режимов сварки и термической обработки с целью устранения допущенных отступлений, а также удаление или предупреждение образования недопустимых сварочных дефектов, являющихся концентраторами напряжений.

6.3. Трещины, возникающие при температурах выше 450 °С

Эти трещины образуются в условиях ползучести и являются основным видом повреждений сварных соединений хромомолибденованадиевых сталей в паросиловых установках. С повышением

температуры эксплуатации свыше 545 °С и особенно свыше 565 °С вероятность их появления заметно возрастает.

В зависимости от места расположения и условий образования они делятся на два типа:

- трещины на участках пониженной длительной пластичности сварного соединения (околошовная зона и шов), условно называемые «локальными»;
- трещины в «мягкой» прослойке зоны термического влияния или шва.

«Локальные» разрушения. Трещины этого типа образуются чаще всего в околошовной зоне (участок перегрева) сварного соединения. В ряде случаев они появляются и в металле шва на участках с крупностолбчатой структурой.

Рассматриваемые трещины возникают и могут быть выявлены на всех стадиях эксплуатации оборудования. На начальной стадии работы они в большинстве случаев развиваются от зародышевых трещин, возникших при термической обработке узла и не выявленных при контроле на заводе и предприятии. В отдельных случаях трещины этого вида из околошовной зоны переходят далее в «мягкую» прослойку зоны термического влияния.

Обычно «локальные» разрушения зарождаются на наружной поверхности, начинаясь от подрезов и других поверхностных дефектов, однако они могут возникнуть также из-за технологических дефектов в сечении шва. Трещины в околошовной зоне чаще всего имеют кольцевой характер и удалены от границы сплавления не более чем на 1 мм. В металле шва трещины такого типа в верхних слоях и в корне (при наличии в нем концентратора), как правило, ориентированы произвольно.

Основным признаком при металлографическом исследовании трещин является четкая ориентировка их по границам первичного аустенитного зерна и гладкие края (рис. 6.3, *а, б*). На ранних стадиях возникновения повреждения представляют собой поры и клиновидные трещины (рис. 6.3, *в*). Трещины типа «локальных» следует отличать от горячих трещин, образующихся в процессе сварки. Последние также имеют межзеренный характер, но обычно располагаются по границам кристаллитов структуры затвердевания.

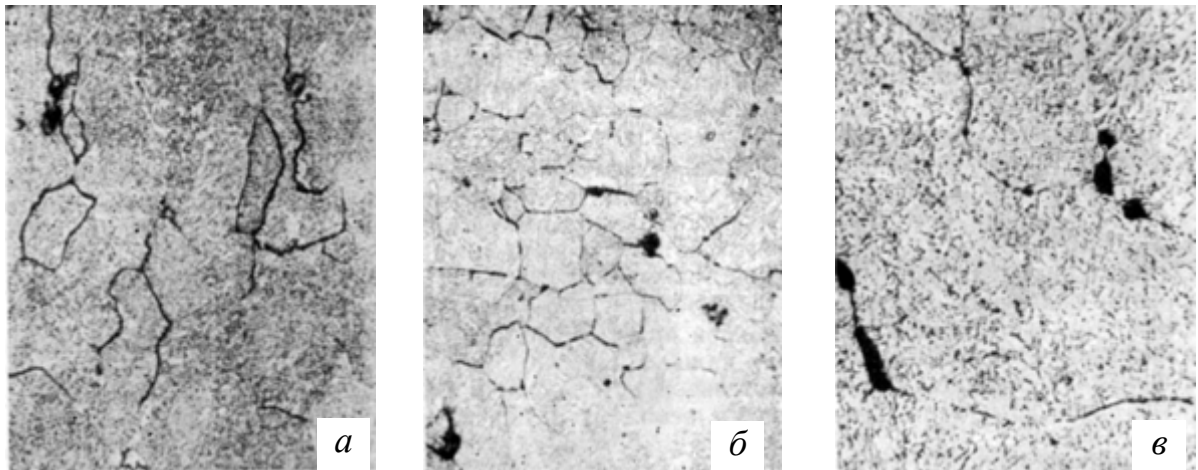


Рис. 6.3. Межзеренные трещины при «локальном» разрушении:
а – в металле шва ($\times 100$); *б* – в околошовной зоне ($\times 100$);
в – в металле шва ($\times 500$)

Стойкость сварных соединений против разрушений типа «локальных» значительно повышается при использовании основного металла, имеющего прочностные свойства, отвечающие нижнему или среднему уровню значений по соответствующим техническим условиям.

Трещины в «мягкой» прослойке. Трещины этого типа образуются в участках сварного соединения, имеющих пониженное сопротивление ползучести (в «мягких» прослойках). Такими участками в первую очередь являются участки доотпуска и неполной перекристаллизации в зоне термического влияния, характеризующиеся мелкозернистым строением. «Мягкой» прослойкой может быть и металл шва, если он благодаря структуре или легированию имеет сопротивление ползучести меньше, чем основной металл. Особенностью этих повреждений является то, что они возникают в сварных соединениях, выполненных без отступления режимов сварки и термообработки. Твердость таких сварных соединений находится в пределах нормы. Рассматриваемые трещины образуются, как правило, в местах конструктивных концентраторов напряжений (штуцерные и тройниковые соединения, стыковые соединения труб разной толщины, соединения типа «труба – литье»).

Повреждения в «мягкой» прослойке начинаются обычно на наружной поверхности и имеют кольцевой характер, причем раскрытие трещин с поверхности значительное.

В зоне термического влияния трещины располагаются на расстоянии 2–4 мм от границы сплавления, в большинстве случаев на участках с мелким зерном.

Трещины расположены по границам зерен, что особенно хорошо видно по многочисленным надрывам, сопутствующим магистральной трещине (рис. 6.4).

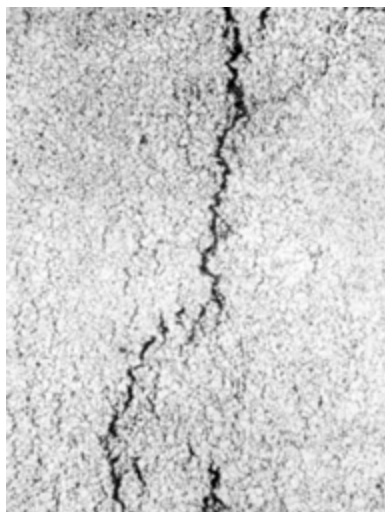


Рис. 6.4. Межзеренный характер трещины в зоне термического влияния, $\times 100$

Как магистральная, так и сопутствующие трещины имеют окисленные края, а в некоторых случаях – значительный слой окалины. В отдельных случаях трещины в «мягкой» прослойке развиваются из трещин типа «локальных», расположенных в околошовной зоне.

Если «мягким» является шов, то трещины в нем располагаются обычно вблизи границы сплавления и могут иметь ступенчатый «пилообразный» характер (рис. 6.5, *а*). Это связано с чередованием в металле шва крупнозернистых и мелкозернистых (перекристаллизованных) участков. На участках с разной величиной зерна трещина может менять направление. На участках крупного зерна трещины идут по границам зерен (рис. 6.5, *б*, *в*), напоминая по виду «локальные» трещины. На участках перекристаллизации металла шва трещины по характеру распространения аналогичны наблюдаемым на участках мелкого зерна и неполной перекристаллизации зоны термического влияния.

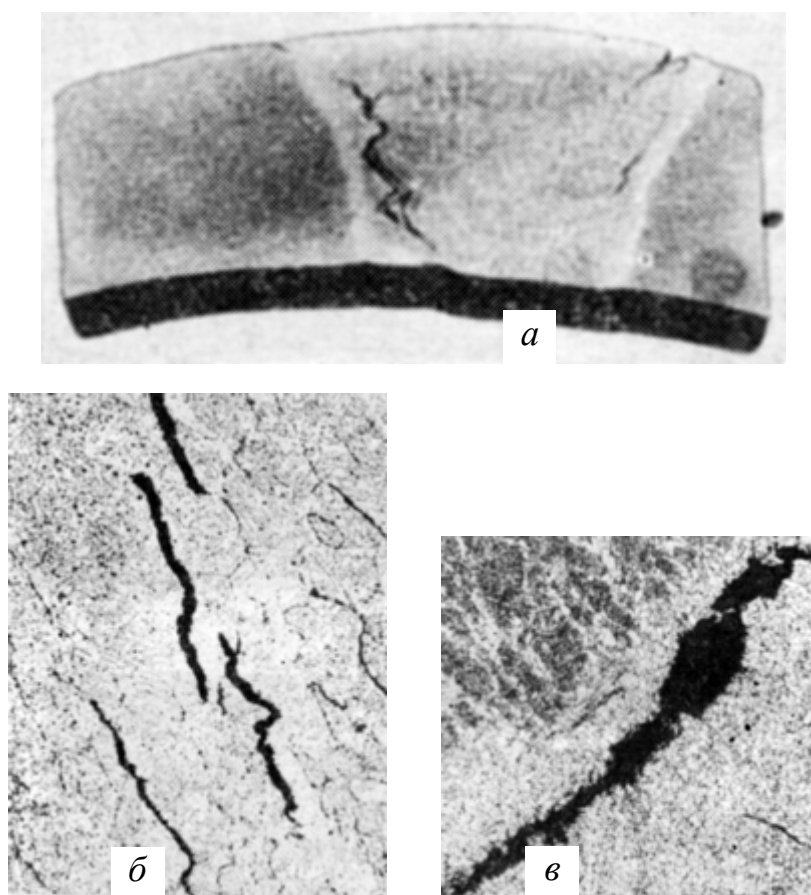


Рис. 6.5. Трещины в «мягкой» прослойке шва: *а* – вид излома; *б* – трещины и поры на участках крупностолбчатой структуры шва, $\times 100$; *в* – трещина на участке межзеренной структуры перекристаллизации в шве, $\times 100$

Причина образования трещин в «мягкой» прослойке – действие напряжений, превышающих допустимые. Факторами, способствующими возникновению таких повреждений, являются конструктивные недостатки, связанные с изменением сечения в районе стыка или нарушением условий эксплуатации (защемления, нарушения трассировки, неправильная работа опор и подвесок и т. п.).

Вероятность их появления увеличивается при прочности основного металла, соответствующей верхнему пределу нормативных значений. Особенностью данных повреждений является возможность многократного повторения повреждений на одном и том же участке в том случае, если после первого повреждения источник повышенных напряжений не был устранен.

Меры предупреждения повреждений – уменьшение внешних нагрузок за счет наладки паропровода, изменения его конструкции,

изменения конструкции напряжений, а также снижения концентрации напряжений путем зачистки, создания плавных переходов в местах соединения деталей разных толщин.



Рис. 6.6. Общий вид разрушенного сварного соединения

На электростанциях нередко случаи разрушения сварных соединений паропроводов в процессе длительной эксплуатации. Так, например, в «Кузбассэнерго» на Томь-Усинской ГРЭС произошло повреждение сварного соединения главного паропровода, изготовленного из стали 12Х1МФ типоразмером 325 на 43 мм, отработавшего 160 тыс. ч при давлении 14,0 МПа и температуре 545 °С.

Главный паропровод в рабочем состоянии был заземлен подвеской паропровода горячего промперегрева и параллельно расположенным паропроводом.

Сварное соединение стыковало прямой участок и гиб. Кольцевая трещина располагалась со стороны прямого участка по зоне термического влияния. Протяженность трещины – одна треть длины окружности сварного соединения, максимальное раскрытие 2,0 мм (рис. 6.6).

Трещина развивалась в зоне термического влияния на расстоянии 2,0–3,0 мм от линии сплавления по участку мелкого зерна от наружной поверхности к внутренней, характер развития трещины – межзеренный (рис. 6.7).



Рис. 6.7. Характер развития трещины

Края магистральной трещины окислены, наблюдаются множественные микронадрывы. Со стороныгиба на расстоянии до 3,0 мм от линии сплавления в зоне термовлияния – межзеренное растрескивание. Микроструктура участка неполной перекристаллизации – феррито-карбидная.

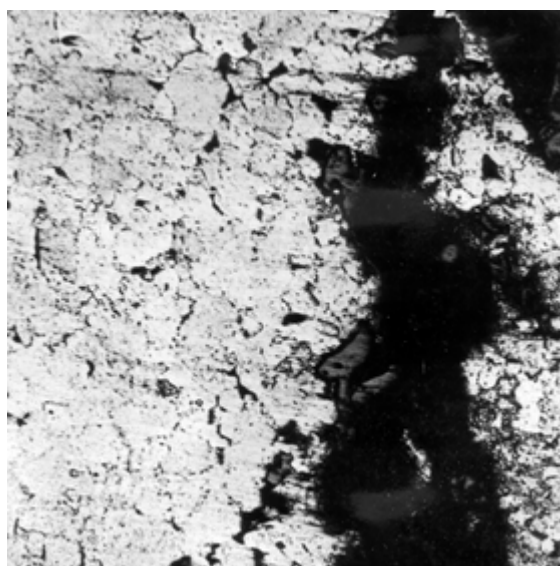


Рис. 6.8. Характер развития трещины и микропоры

В этой зоне вдоль фронта распространения трещины обнаружено большое количество микропор, расположенных преимущественно по границам зерен (рис. 6.8). Характер микроструктуры свидетельствует о полном распаде бейнитной составляющей. Механические характеристики металла трубы на нижнем пределе требований ТУ 14-3-460-75 для стали 12Х1МФ, агиба несколько ниже требований ТУ. На внутренней поверхности трубы в зоне расточки под подкладное кольцо обнаружены трещины коррозионно-термической усталости.

Разрушение сварного соединения произошло по «мягкой» прослойке – в зоне с пониженным сопротивлением ползучести (зоне мелкого зерна и неполной перекристаллизации) при незначительном превышении уровня действующих напряжений [18].

6.4. Усталостные и коррозионно-усталостные повреждения

Усталостные повреждения в сварных соединениях паросиловых установок обычно связаны с термической усталостью и возникают в результате многократного воздействия высоких термических напряжений при забросах конденсата или недопустимо высоких скоростях прогрева и охлаждения. Быстрому развитию их способствует коррозионное воздействие водной среды, поэтому в большинстве случаев выявляемые трещины можно классифицировать как коррозионно-усталостные повреждения.

Трещины указанного типа обычно возникают на внутренней поверхности (рис. 6.9) в зонах конструктивных или технологических концентраторов (в местах приварки штуцеров, у подкладных колец, в местах перехода от проточенного участка к необработанной поверхности трубы).

Они образуются в местах присоединения отводов к предохранительным клапанам, дренажным и импульсным линиям, а также в стыковых сварных соединениях паропроводов, расположенных вблизи этих мест. В сварных соединениях трещины, вызванные термической усталостью, могут располагаться как вдоль, так и поперек шва. Термическое растрескивание на внутренней поверхности часто имеет вид сетки (рис. 6.10).

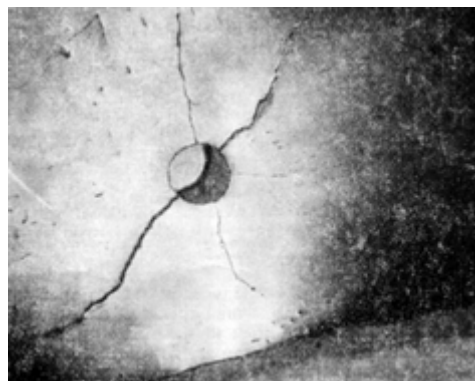


Рис. 6.9. Усталостная трещина с внутренней поверхности трубы

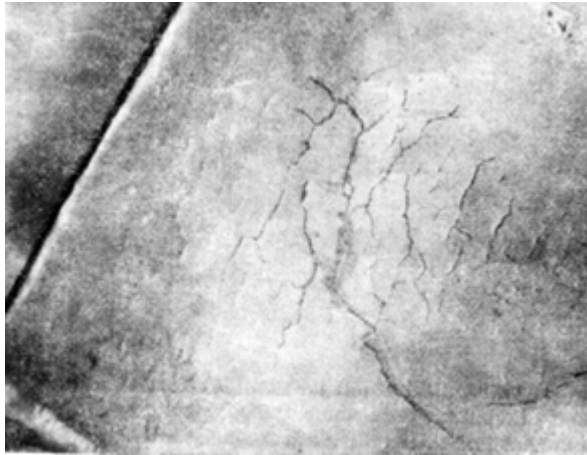


Рис. 6.10. Сетка усталостных трещин на внутренней поверхности трубы

Об усталостном характере разрушения можно судить по виду излома, на котором выявляются две зоны: одна – собственно усталости с концентрическими кольцами, другая – статического долома. При анализе изломов необходимо обращать внимание на степень окисленности их, имея в виду, что начальные участки трещины имеют более сильное окисление.

Наряду с трещинами термической усталости в сварных соединениях могут наблюдаться усталостные трещины, обусловленные изменением внутреннего давления и внешних нагрузок (например, при вибрации паропровода). Они обычно начинаются на наружной поверхности концентраторов в вершине угловых швов, в местах приварки вспомогательных элементов или штуцеров. В ряде случаев их образованию и ускоренному развитию способствуют зародышевые трещины, возникшие при сварке.

Общий признак коррозионно-усталостных трещин при металлографическом анализе – их внутризеренный характер (рис. 6.11). Меры их предупреждения связаны с устранением причин, вызывающих высокие амплитуды переменных напряжений, или снижением концентрации напряжений путем создания более плавных переходов в зоне сопряжения свариваемых элементов.

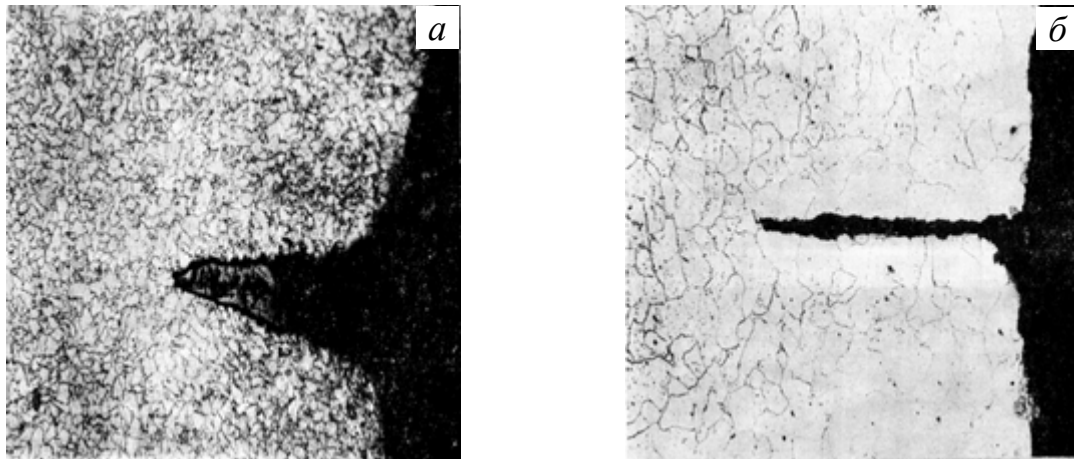


Рис. 6.11. Характер усталостных трещин, $\times 100$ (слева направо):
 а – в месте расположения проточки под подкладное кольцо;
 б – в месте наличия сетки трещин

6.5. Разрушения сосудов и барабанов котлов высокого давления по сварным соединениям

В условиях длительной эксплуатации объектов повышенной опасности нередко случаи разрушения сосудов высокого давления. Так, например, на Кемеровском ПО «Азот» произошло разрушение днища реактора разложения окислов азота.

Трещина развивалась по днищу реактора в зоне подварок ручной электродуговой сваркой основного металла днища и в зоне термического влияния шва приварки днища к обечайке реактора. Приварка днища к обечайке проведена на заводе-изготовителе автоматической сваркой. Участок шва в районе трещины подвергался исправлению ручной электродуговой сваркой также на заводе-изготовителе, шов выполнен с нарушением требований ГОСТ 5264 и НТД завода-изготовителя.

Анализ излома показал, что при разрушении образовалось четыре трещины, которые в своем развитии слились в одну. Кроме того, в местах ремонтных заварок на кольцевом шве обнаружены локальные разрушения по линии сплавления между основным металлом и валиками, заваренными ручной электродуговой сваркой (рис. 6.12).

Характер развития всех четырех трещин одинаков. Они развивались от концентраторов напряжений, где и расположены фокусы изломов.



Рис. 6.12. Локальные разрушения по линии сплавления

Из фокусов изломов расходятся мелкие рубцы по направлению развития трещин, далее рубцы значительно укрупняются, становятся грубее, приобретая вид «заноз» в зоне долома (рис. 6.13). Извилистый характер развития трещин связан, по-видимому, с изменением напряженного состояния в металле при разрушении.

Металлографическим исследованием установлено, что в сечениях шлифов, вырезанных из различных зон исследованного объекта, по степени травимости обнаружены три слоя. Травление проводили электролитически в 10%-ном растворе щавелевой кислоты. Микроструктуру изучали при увеличениях до 1000 раз. Толщина слоя с наружной поверхности достигает 5–6 мм, с внутренней – 4–5 мм.

Характер микроструктуры в верхнем и нижнем слоях – аустенитная дуплекс-структура, величина зерна соответствует баллу 4–8 ГОСТ 5639. В среднем слое дуплекс-структура с зерном, соответствующим баллу 1–6 ГОСТ 5639. В среднем слое обнаружена значительная загрязненность неметаллическими включениями сульфидно-силикатного типа, соответствующая баллу 5–6 шкалы ГОСТ 1778.

В зонах ремонтных заварок кольцевого шва содержание феррита достигает 6–9 %. Выделения ферритной фазы сливаются в общую сетку. На всех исследованных шлифах, вырезанных из ремонтных зон, по линии сплавления между основным металлом и подваркой, выполненной ручной электродуговой сваркой, выявлены микротрещины, развивающиеся по границам зерен (рис. 6.14). Основной металл обладает пониженной пластичностью и ударной вязкостью, в зоне термического влияния ручной электродуговой сварки – повышенная микротвердость металла.



Рис. 6.13. Зона встречи трещин

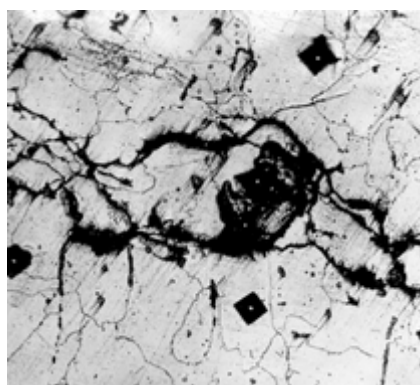


Рис. 6.14. Микротрещины по границам зерен ($\times 150$)

Авторами установлено, что разрушение днища реактора вызвано образованием и развитием трещин от концентраторов напряжений в процессе эксплуатации при рабочих параметрах среды (концентраторы напряжений – брызги металла от сварки, ремонтные подварки основного металла и металла шва после автоматической сварки, невыбранные дефекты с внутренней поверхности).

Пониженная ударная вязкость и пластичность металла листа, значительная загрязненность металла неметаллическими включениями способствовали ускорению разрушения.

В отечественной энергетике котельные агрегаты ПК-10 являются одними из первых котлов высокого давления, отработавших максимальный срок службы. В настоящее время в России эксплуатируется 48 котлов ПК-10. Часть из них имеют барабаны, изготовленные из специальной молибденовой стали, склонной к механическому старению. В этих барабанах на ряде электростанций России были

выявлены повреждения, развивающиеся в процессе эксплуатации, вызванные конструктивными, технологическими и эксплуатационными причинами.

В 2002 году на Южно-Кузбасской ГРЭС был выполнен комплекс стандартных работ по техническому диагностированию барабана согласно требованиям действующих директивных документов с применением ультразвуковой и магнитопорошковой дефектоскопии. Кроме того, при проведении технического диагностирования использован разработанный авторами спектрально-акустический метод и комплексный критерий предельного состояния (ККПР) [19].

Барабан котла ПК-10 изготовлен в 1950 г. Марка стали барабана – специальная молибденовая сталь по ТУ 198 УЗТМ. Число часов эксплуатации – 316 тыс. Количество пусков – 665. Параметры среды: расчетное давление – 10,78 МПа (110 кгс/см^2); температура насыщения – 316 °С.

Методами неразрушающего контроля в основных швах барабана выявлены дефекты, которые получили развитие в процессе эксплуатации. Дефекты развивались в наплавленном металле, не выходя на поверхность швов, по всей их длине вдоль оси. Условная глубина дефектов составляла до 60 % от толщины стенки барабана. В результате исследования пробы металла, вырезанной из сварного соединения на глубину 35 мм от внутренней поверхности барабана, было установлено, что дефекты имеют характер трещин. В наплавленном металле обнаружены многочисленные поры, что свидетельствует о низком качестве сварки основных швов барабана на заводе-изготовителе.

Структура шва на глубине 35 мм от внутренней поверхности состоит из феррито-бейнитной смеси без выделения избыточного феррита. Подобная структура характерна для швов, выполненных при пониженной погонной энергии и заниженной температуре подогрева.

Трещина в сечении шва развивается по наплавленному металлу внутри зерен через несколько валиков сварного соединения. На отдельных участках трещина проходит через дефекты типа пор неправильной формы (рис. 6.15). Уступы могли образоваться при гидравлическом испытании давлением, превышающим рабочее, – $1,25 P_{\text{раб}}$ (рис. 6.16).

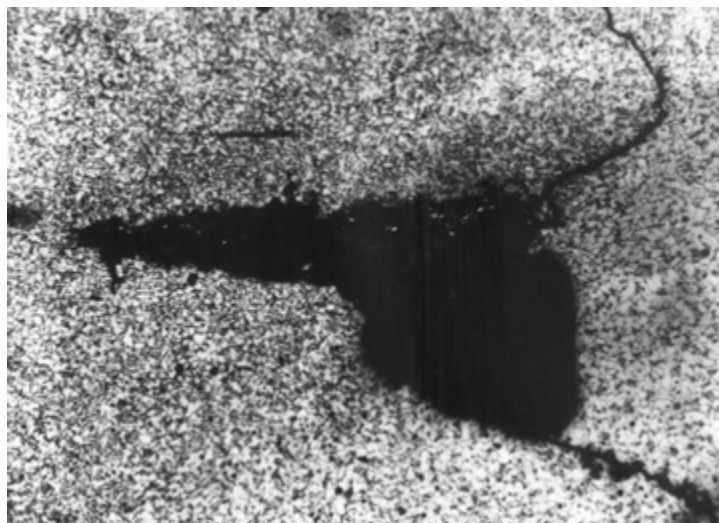


Рис. 6.15. Развитие микротрещин от пор ($\times 150$)

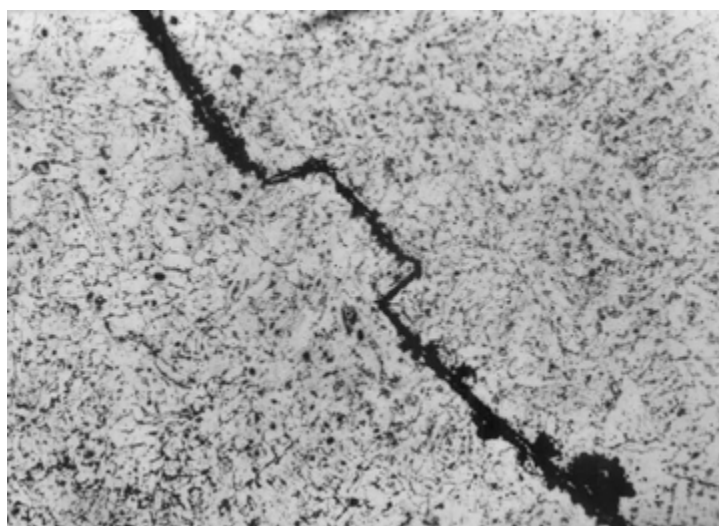


Рис. 6.16. Ступенчатое развитие трещины в наплавленном металле ($\times 200$)

Вероятной причиной появления трещины является смещение порога хладноломкости в сторону положительных температур в результате нарушения технологического режима сварки и термической обработки сварных соединений основных швов барабана, а также охрупчивания металла при длительной высокотемпературной эксплуатации. Учитывая опыт ремонта барабанов котлов, представленный в специальной литературе [20, 21, 22], и требования действующей нормативно-технической документации [20], была разработана технология ремонта [23] основных швов барабана и выполнен их ремонт. Дефектов после ремонта не обнаружено.

6.6. Контрольные вопросы

1. Назовите основные факторы, вызывающие образование эксплуатационных повреждений в сварных соединениях.
2. В каких сварных соединениях паросиловых установок наиболее вероятна концентрация напряжений из-за резкого изменения формы в районе стыка, приводящая к разрушению?
3. Какие выявлены механизмы разрушения сварных соединений в зависимости от условий эксплуатации?
4. Какие существуют характерные признаки трещин хладноломкости?
5. Каковы меры предупреждения трещин хладноломкости?
6. Назовите два типа трещин, возникающих при эксплуатации сварных соединений при температурах свыше 450 °С.
7. Каковы характерные признаки «локальных разрушений» сварных соединений?
8. Какие основные признаки и причины образования трещин по «мягкой» прослойке?
9. Какие основные признаки усталостных и коррозионно-усталостных повреждений сварных соединений?
10. Каковы меры предупреждения усталостных и коррозионно-усталостных разрушений?
11. Назовите основные причины разрушения днища реактора (ПО «Азот»).
12. В чем заключается причина образования трещин в металле барабана котла ПК-10?

7. ПЕРСПЕКТИВЫ РАЗВИТИЯ МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ И ТЕХНОЛОГИИ СВАРКИ

Современное материаловедение выходит на качественно новый виток своего развития. Разработка наноструктурных материалов и нанотехнологий выявила ограниченность существующих одноуровневых подходов механики и теории дислокаций и потребовала создания новой методологии описания деформируемого твердого тела как многоуровневой системы. Основопологающим механизмом пластической деформации подобных систем является локальное структурное превращение материала в локальных зонах концентраторов напряжений различного масштаба.

Создание новой методологии описания деформируемого твердого тела как многоуровневой системы позволяет представить перспективы развития экспертизы промышленной безопасности, технического диагностирования и оценки остаточного ресурса основного металла и сварных соединений ТУОПО. Самовосстановление структурно-фазового состояния поверхностных слоев, как основного металла, так и сварных соединений при наличии эксплуатационных дефектов, – одна из актуальнейших задач современного материаловедения. Процесс самовосстановления может осуществляться под непосредственным контролем акустическими методами (АЭ, спектрально-акустический и т. д.), которые ускоренно развиваются в последнее время. Интенсивное развитие технологий получения интеллектуальных материалов (самовосстанавливающихся) и восстановление структурно-фазового состояния длительно работающих материалов позволит свести к минимуму число техногенных катастроф из-за выработки ресурса. Самособирающиеся структуры можно использовать для придания высокой коррозионной стойкости, жаростойкости и т. д. оборудованию, эксплуатирующемуся в сложных напряженных условиях. Проектирование интеллектуальных материалов является важнейшей технической задачей и главной экономической возможностью нанотехнологий.

Согласно общему мнению Американского и Немецкого сварочных обществ, процессы сварки, резки и нанесения покрытий в будущем станут наиболее предпочтительными и распространенными способами создания самого широкого ассортимента конкурентоспособных материалов и изделий [26]. «Одной из главнейших час-

тей производственного процесса становятся новые экономичные технологии, обеспечивающие сочетание высокой производительности и качества. В будущем неотъемлемой составной частью проектирования технологий станет применение методов моделирования». Все большие значения будут приобретать профессионализм и квалификация персонала.

Одной из важнейших стратегических задач нашей экономики является разработка и создание материалов для новых областей применения. Предполагается, что к 2020 г. в промышленности потребуется заменить до 95 % материалов ныне применяемых. Научные исследования направлены в настоящее время не только на создание материалов с оптимальным сочетанием свойств, но и на разработку так называемых спроектированных материалов (материалов с заранее заданными свойствами).

Сталь останется в будущем одним из самых распространенных материалов, только в конце прошлого века на рынке появилось более 1000 новых марок сталей.

Легкие металлы и сплавы все более широко применяют в промышленности (от автомобильной до медицинской). Разработаны металлические пеноматериалы, которые получают смешиванием алюминиевого порошка с низкой температурой плавления с гидридом титана. Расширяется использование магниевых сплавов и материалов на основе интерметаллидов титана с высокой температурной стабильностью. Для соединения материалов этой группы применяют плазменную сварку и сварку трением с перемешиванием.

Композиционные материалы с матрицей из легких металлов. В качестве матрицы применяют в основном алюминий, магний, титан. Как сами материалы, так и их технологии сварки находятся в стадии разработки, но ясно, что оптимальным процессом соединения композиционных материалов с матрицей из легких металлов будет являться дуговая сварка неплавящимся и плавящимся электродами в защитных газах.

Полимерные материалы и полимеры, упрочненные волокнами. Области распространения полимерных материалов постоянно расширяются. Лидерами на рынке производства полимеров являются США (36 %) и Япония (31 %). Для упрочнения полимеров обычно используют стекловолокна и углеродные волокна. До настоящего времени для соединения полимеров широко применялась ультра-

звуковая сварка. Новое направление – это сварка микроволновой энергией. Полимерные трубы часто сваривают струей горячего газа и использованием нагревательного элемента. В последнее время начали применять сварку трением, сварку инфракрасными лучами и лазерную.

Керамические и наноматериалы. Керамические материалы находят в мировой практике все большее применение. Резко возросло применение керамики в медицине. Для производства конструкций из наноматериалов разрабатываются новые процессы соединения, которые не влияют или влияют незначительно на свойства этих материалов. Последние разработки в авиационной промышленности в значительной мере нацелены на использование сварных конструкций. В этом случае экономия достигается в результате отказа от клепки и связанных с ней соединений элементов конструкций внахлестку.

Новые разработки и развитие технологии сварки. В дополнение к развитию широко применяемых технологий сварки существенный прогресс был достигнут в лазерной сварке и резке. Однако в ближайшем будущем дуговая сварка сохранит свое ведущее положение. Все большее значение будет приобретать сварка трением с перемешиванием и диффузией. Процесс используется в судостроении и авиапромышленности для изготовления панелей и профилей с большими поперечными сечениями и длиной сварного шва до 14 м. При этой сварке сводятся к минимуму остаточные сварочные напряжения и деформации (здесь нагрев основного металла ограничен зоной, непосредственно примыкающей к сварному шву).

Электронно-лучевая сварка усилит свои позиции при соединении высокоактивных материалов. Перспективное направление – создание «гибридных» технологий. Типичным примером является сварка алюминиевых профилей лазерным лучом и микроплазменной дугой. «Гибридные» технологии применяют для сварки хрупких материалов (стекло, керамика).

В будущем предполагается развитие следующих направлений [26]:

- существующие сварочные процессы будут заменяться на новые;
- будет развиваться периферийное оборудование (датчики, приводы, системы управления производственными процессами);

- с развитием технического и математического обеспечения будет развиваться моделирование, влияние которого на технологию соединений пока непредсказуемо;

- разработка новых материалов приведет к появлению новых способов их соединения;

- развитие робототехники будет способствовать дальнейшей автоматизации процессов соединения материалов.

Основные тенденции в разработке сварочных материалов:

- разработка порошковых проволок для конструкционных и коррозионностойких сталей;

- разработка материалов с улучшенными характеристиками теплоустойчивости и коррозионностойкости;

- разработка материалов с низким содержанием водорода.

Настоящее методическое пособие написано с целью детального изучения студентами физико-химических процессов, происходящих при сварке и термической обработке, изучения причин зарождения различных типов дефектов, их классификации. Знания, полученные при изучении материала, изложенного в настоящем пособии, являются научно-технической базой для освоения, понимания и разработки различных физических неразрушающих и разрушающих методов выявления дефектов и проведения контроля качества сварных соединений. Описание методов контроля качества сварных соединений изложено в учебном пособии «Методы неразрушающих и разрушающих испытаний сварных соединений».

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Новожилов, Н. М. Основы металлургии дуговой сварки в газах. – М. : Машиностроение, 1997. – 231 с.
2. Федосеев, Б. А. К вопросу о сегрегации легирующих элементов / Б. А. Федосеев [и др.] // Сварочное производство. – 1982. – № 11. – С. 2–4.
3. Лифшиц, Л. С. Металловедение сварки и термическая обработка сварных соединений / Л. С. Лифшиц, А. Н. Хакимов. – М. : Машиностроение, 1989. – 331 с.
4. Фаерман, А. И. Анализ затрат на термическую обработку сварных конструкций // Сварочное производство. – Л. : Наука, 1967. – 266 с.
5. Винокуров, В. А. Отпуск сварных конструкций для снижения напряжений. – М. : Машиностроение, 1973. – 236 с.
6. Стеклов, О. И. Прочность сварных конструкций в агрессивных средах. – М. : Машиностроение, 1976. – 321 с.
7. Новиков, И. И. Теория термической обработки. – М. : Металлургия, 1974. – 400 с.
8. Земзин, В. Н. Жаропрочность сварных соединений. – Л. : Металлургия, 1972. – 359 с.
9. Гуляев, А. П. Чистая сталь. – М. : Металлургия, 1975. – 276 с.
10. Конева, Н. А. Дислокационные субструктуры и их трансформация при усталостном нагружении / Н. А. Конева [и др.] // Изв. вузов. Физика. – 2002. – № 3. – С. 87–99.
11. Лихачев, А. В. Структурно-аналитическая теория прочности / А. В. Лихачев, В. Г. Малинин. – СПб. : Наука, 1993. – 471 с.
12. Пискаленко, В. В. Эволюция структурно-фазового состояния и механических свойств котельных сталей / В. В. Пискаленко [и др.]. – Новокузнецк, 2002. – 207 с.
13. Хирш, П. Электронная микроскопия тонких кристаллов / П. Хирш [и др.]. – М. : Мир, 1968. – 574 с.
14. Смирнов, А. Н. Субструктура, внутренние поля напряжений и проблема разрушения паропроводов из стали 12Х1МФ / А. Н. Смирнов, Э. В. Козлов. – Кемерово : Кузбассвузиздат, 2004. – 210 с.
15. Прохоров, Н. Н. Физические процессы в металлах при сварке. – М. : Металлургия, 1976. – 698 с.

16. Тайц, Н. Ю. Технология нагрева стали. – М. : Metallurgy, 1962. – 435 с.

17. Технология электрической сварки металлов и сплавов сплавлением / под. ред. Б. Е. Патона. – М. : Машиностроение, 1974. – 788 с.

18. Смирнов, А. Н. Диагностирование технических устройств опасных производственных объектов / А. Н. Смирнов, Б. Л. Герике, В. В. Муравьев. – Новосибирск : Наука, 2003. – 244 с.

19. Патент 2231057 Российская Федерация. Способ неразрушающего контроля степени поврежденности металлов эксплуатируемых элементов теплоэнергетического оборудования / А. Н. Смирнов, Н. А. Хапонен.

20. Основные положения по обследованию и технологии ремонта барабанов котлов высокого давления из стали 16ГНМ, 16ГНМА и 22К. – М. : Союзтехэнерго, 1978. – 38 с.

21. Смоленков, Ф. Б. Ремонт наплавкой и термообработка барабана котла ПК-10 / Ф. Б. Смоленков [и др.] // Сварочное производство. – 1996. – № 9. – С. 26–27.

22. Анохов, А. Е. Ремонтная сварка парового котла ТГМЕ-206 с применением местной термической обработки / А. Е. Анохов, В. М. Механиков, П. М. Корольков // Сварочное производство. – 2000. – № 11. – С. 34–36.

23. Смирнов, А. Н. Опыт ремонта барабана из специальной молибденовой стали котлоагрегата ПК-10 / А. Н. Смирнов, В. Л. Князьков, Н. М. Макаров // Электрические станции. – 2003. – № 6. – С. 17–22.

24. ИСО 6520–82. Классификация дефектов швов при сварке металлов плавлением (с пояснениями).

25. ГОСТ 30242–97. Дефекты соединений при сварке металлов плавлением. Классификация, обозначение и определения.

26. Введение в специальность : учеб. пособие для вузов / В. А. Фролов, В. В. Пешков, А. Б. Коломенский, В. А. Казаков. – М. : Интермет Инжиниринг, 2004. – 296 с.

П. 1. ДЕФЕКТЫ СОЕДИНЕНИЙ ПРИ СВАРКЕ МЕТАЛЛОВ ПЛАВЛЕНИЕМ

Дефекты при сварке металлов плавлением образуются вследствие нарушения требований нормативных документов к сварочным материалам, подготовке, сборке и сварке соединяемых элементов, термической и механической обработке сварных соединений и конструкции в целом.

В Российской Федерации с 1 января 2003 года введен впервые в действие ГОСТ 30242–97 в качестве государственного стандарта, который устанавливает классификацию, определения и условные обозначения дефектов швов, зон термического влияния и основного металла при сварке металлов плавлением.

Классификация дефектов

Согласно ГОСТ 30242–97 дефекты классифицированы на шесть следующих групп:

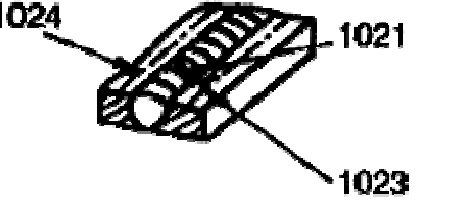
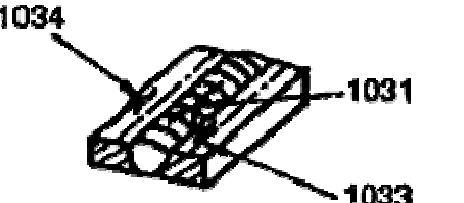

- трещины;
- полости, поры;
- твердые включения;
- несплавления и непровары;
- нарушение формы шва;
- прочие дефекты, не включенные в вышеперечисленные группы.


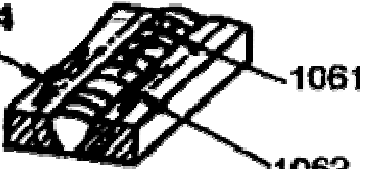
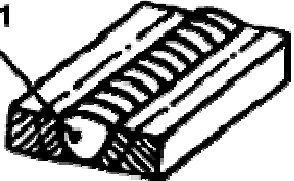
Наименование, определение и обозначение дефектов

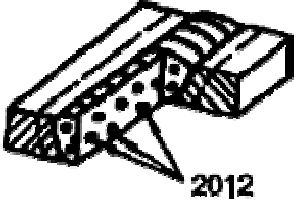
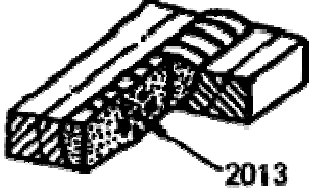
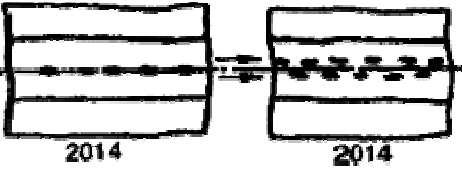
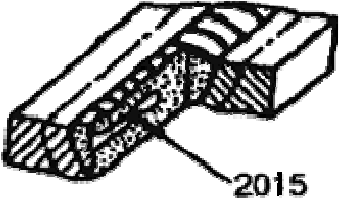
Наименование, определение и обозначение дефектов представлены в таблице приложения, где приведены:

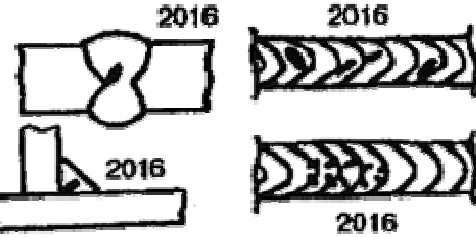
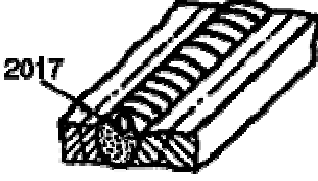
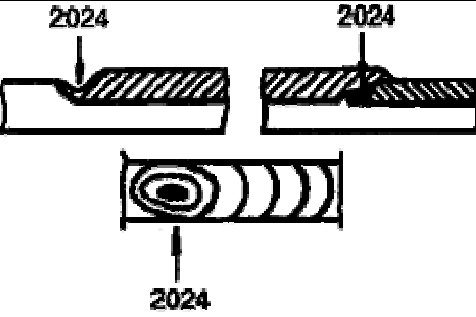
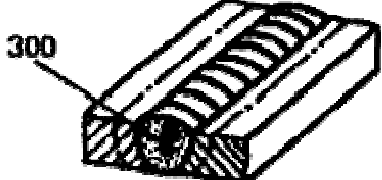
- в графе 1 – трехзначное цифровое обозначение каждого дефекта или четырехзначное цифровое обозначение его разновидностей;
- в графе 2 – буквенное обозначение дефекта, используемое в сборниках справочных радиограмм Международного института сварки (МИС);
- в графе 3 – наименование дефекта на русском, английском и французском языках;
- в графе 4 – определение и/или поясняющий текст;
- в графе 5 – рисунки, дополняющие определение при необходимости.

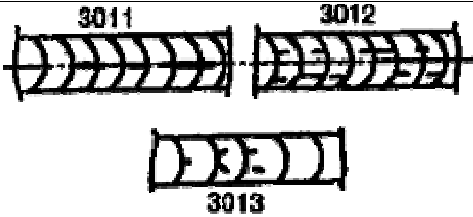
Обозначение дефекта		Наименование дефекта	Определение и/или пояснение дефекта	Рисунки сварных швов и соединений с дефектами
цифровое	используемое МИС			
Группа 1. Трещины				
100	Е	Трещины en cracks fr fissures	Несплошность, вызванная местным разрывом шва, который может возникнуть в результате охлаждения или действия нагрузок	
1001		Микротрещина en microfissure (micro-crack) fr microfissure	Трещина, имеющая микроскопические размеры, которую обнаруживают физическими методами не менее чем при пятидесятикратном увеличении	
101	Еа	Продольная трещина en longitudinal crack fr fissure longitudinale	Трещина, ориентированная параллельно оси сварного шва Она может располагаться: в металле сварного шва; на границе сплавления; в зоне термического влияния; в основном металле	<p>Зона термического влияния</p>
1011				
1012				
1013				
1014				





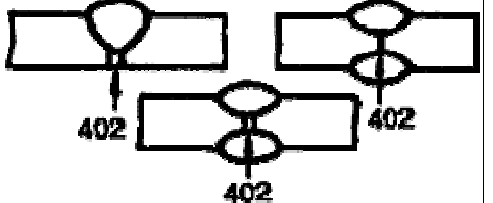
<p>102</p> <p>1021</p> <p>1023</p> <p>1024</p>	<p>Ев</p>	<p>Поперечная трещина</p> <p>en transverse crack</p> <p>fr fissure transversale</p>	<p>Трещина, ориентированная поперек оси сварного шва</p> <p>Она может располагаться:</p> <p>в металле сварного шва;</p> <p>в зоне термического влияния;</p> <p>в основном металле</p>	
<p>103</p> <p>1031</p> <p>1033</p> <p>1034</p>	<p>Е</p>	<p>Радиальные трещины</p> <p>en radiation cracks</p> <p>fr fissures rayonnantes</p>	<p>Трещины, радиально расходящиеся из одной точки</p> <p>Они могут быть:</p> <p>в металле сварного шва;</p> <p>в зоне термического влияния;</p> <p>в основном металле</p> <p>Примечание. Трещины этого типа, расходящиеся в разные стороны, известны как звездоподобные трещины</p>	
<p>104</p> <p>1045</p> <p>1046</p> <p>1047</p>	<p>Ес</p>	<p>Трещина в кратере</p> <p>en crater cracks</p> <p>fr fissure de cratère</p>	<p>Трещина в кратере сварного шва</p> <p>Она может быть:</p> <p>продольной;</p> <p>поперечной;</p> <p>звездообразной</p>	

105	Е	Раздельные трещины en group of disconnected cracks fr réseau de fissures marbrees	Группа трещин Они могут располагаться:	1054 
1051			в металле сварного шва;	
1053			в зоне термического влияния;	
1054			в основном металле	
106	Е	Разветвленные трещины en branching cracks fr fissures ramifiées	Группа трещин, возникших из одной трещины	1064 
1061			Они могут располагаться:	
1063			в металле сварного шва;	
1064			в зоне термического влияния;	
			в основном металле	
Группа 2. Поры				
200	А	Газовая полость en gas cavity fr soufflure	Полость произвольной формы, образованная газами, задержанными в расплавленном металле, которая не имеет углов	
2011	Аа	Газовая пора en gas pore fr soufflure sphéroidall	Газовая полость обычно сферической формы	2011 

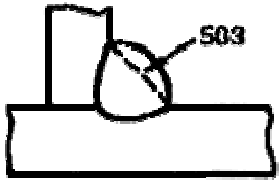
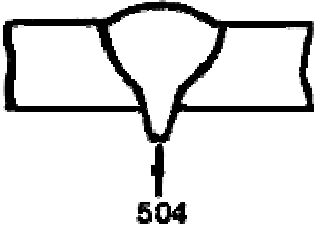
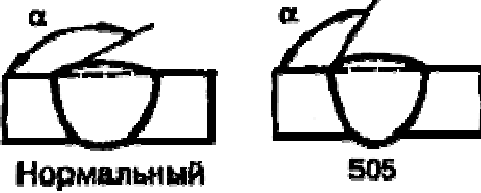


2012		<p>Равномерно распределенная пористость</p> <p>en uniformly distributed porosity</p> <p>fr soufflures sphéroïdales uniformément réparties</p>	<p>Группа газовых пор, распределенных равномерно в металле сварного шва. Следует отличать от цепочки пор (2014)</p>	
2013		<p>Скопление пор</p> <p>en localized (clustered)</p> <p>fr nid de soufflures</p>	<p>Группа газовых полостей (три или более), расположенных кучно с расстоянием между ними менее трех максимальных размеров большей из полостей</p>	
2014		<p>Цепочка пор</p> <p>en linear porosity</p> <p>fr soufflures alignées (ou en chapelet)</p>	<p>Ряд газовых пор, расположенных в линию, обычно параллельно оси сварного шва, с расстоянием между ними менее трех максимальных размеров большей из пор</p>	
2015	Ab	<p>Продолговатая полость</p> <p>en elongated cavity</p> <p>fr soufflure allongée</p>	<p>Несплошность, вытянутая вдоль оси сварного шва. Длина несплошности не менее чем в два раза превышает высоту</p>	


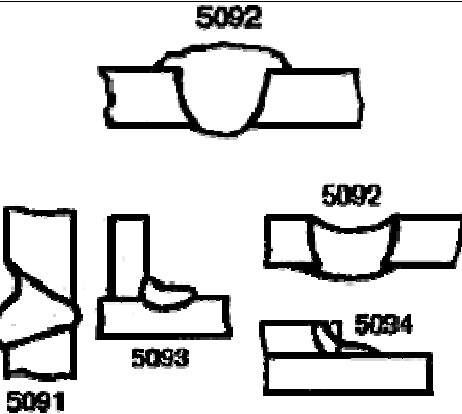
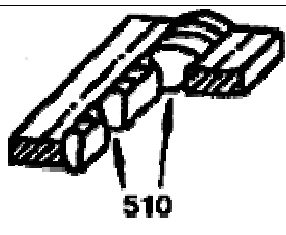
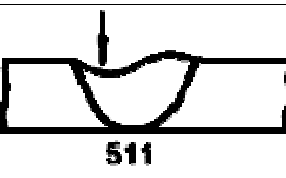
2016	Ab	Свищ en worm-hole fr soufflure vermiculaire	Трубчатая полость в металле сварного шва, вызванная выделением газа. Форма и положение свища определяются режимом затвердевания и источником газа. Обычно свищи группируются в скопления и распределяются елочкой	
2017		Поверхностная пора en surface por fr piqûre	Газовая пора, которая нарушает сплошность поверхности сварного шва	
202	R	Усадочная раковина en shrinkage cavity fr retassure	Полость, образующаяся вследствие усадки во время затвердевания	
2024	K	Кратер en crater pipe fr retassure de cratère	Усадочная раковина в конце валика сварного шва, не заваренная до или во время выполнения последующих проходов	
Группа 3. Твердые включения				
300		Твердое включение en solid inclusion fr inclusion solide	Твердые инородные вещества металлического или неметаллического происхождения в металле сварного шва. Включения, имеющие хотя бы один острый угол, называются остроугольными включениями	

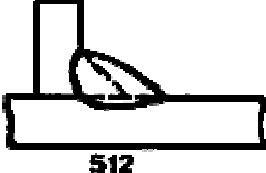
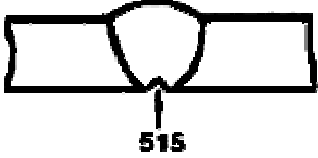
301 3011 3012 3013	Ba	Шлаковое включение en slag inclusion fr inclusion de laitier	Шлак, попавший в металл сварного шва. В зависимости от условий образования такие включения могут быть: линейными; разобщенными; прочими	
302 3021 3022 3023	G	Флюсовое включение en flux inclusion fr inclusion de flux	Флюс, попавший в металл сварного шва В зависимости от условий образования такие включения могут быть: линейными; разобщенными; прочими	См. 3011-3013
303	J	Оксидное включение en oxide inclusion fr inclusion d'oxyde	Оксид металла, попавший в металл сварного шва во время затвердевания	
304 3041 3042 3043	H	Металлическое включение en metallic inclusion fr inclusion métallique	Частица инородного металла, попавшая в металл сварного шва. Различают частицы из: вольфрама; меди; другого металла	

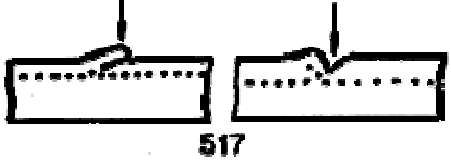
Группа 4. Несплавление и непровар				
401		Несплавление en lack of fusion (incomplete fusion) fr manque de fusion (collage)	Отсутствие соединения между металлом сварного шва и основным металлом или между отдельными валиками сварного шва	 4011  4012  4013  4013
4011		Примечание. В некоторых странах употребляют термины collage noir и collage blanc в зависимости от того, имеются или отсутствуют в местах несплавления оксидные включения	Различают несплавления: по боковой стороне;	
4012			между валиками;	
4013			в корне сварного шва	
402	D	Непровар (неполный провар) en lack of penetration (incomplete pénétration) fr manque de pénétration	Несплавление основного металла по всей длине шва или на участке, возникающее вследствие неспособности расплавленного металла проникнуть в корень соединения	 402

Группа 5. Нарушение формы шва				
500		Нарушение формы en imperfect shape fr forme défectueuse	Отклонение формы наружных поверхностей сварного шва или геометрии соединения от установленного значения	
5011	F	Подрез непрерывный en continuous undercut fr caniveau continu	Углубление продольное на наружной поверхности валика сварного шва, образовавшееся при сварке	
5012	F	Подрез прерывный en intermittent undercut fr morsure: caniveau discontinu		
5013		Усадочная канавка en shrinkage groove fr caniveau à la racine	Подрез со стороны корня одностороннего сварного шва, вызванный усадкой по границе сплавления (см. также 512)	
502		Превышение выпуклости стыкового шва en excess weld metal fr surepaisseur excessive	Избыток наплавленного металла на лицевой стороне стыкового шва сверх установленного значения	

503		Превышение выпуклости en excessive convexity fr convexité excessive	Избыток наплавленного металла на лицевой стороне углового шва (на всей длине или на участке) сверх установленного значения	
504		Превышение проплава en excessive penetration fr excès de pénétration	Избыток наплавленного металла на обратной стороне стыкового шва сверх установленного значения	
5041		Местное превышение проплава en local excess penetration fr excès local de pénétration	Местный избыточный проплав сверх установленного значения	
505		Неправильный профиль сварного шва en incorrect weld profile fr défaut de raccordement	Угол α между поверхностью основного металла и плоскостью, касательной к поверхности сварного шва, менее установленного значения	
506		Наплав en overlap fr débordement	Избыток наплавленного металла сварного шва, напекший на поверхность основного металла, но не сплавленный с ним	
507		Линейное смещение en linear misalignment fr défaut d'alignement	Смещение между двумя свариваемыми элементами, при котором их поверхности располагаются параллельно, но не на требуемом уровне	

508	<p>Угловое смещение</p> <p>en angular misalignment</p> <p>fr deformation angulaire</p>	<p>Смещение между двумя свариваемыми элементами, при котором их поверхности располагаются под углом, отличающимся от требуемого</p>	
<p>509</p> <p>5091</p> <p>5092</p> <p>5093</p> <p>5094</p>	<p>Натек</p> <p>en sagging</p> <p>fr effondrement</p>	<p>Металл сварного шва, осевший вследствие действия силы тяжести и не имеющий сплавления с соединяемой поверхностью. В зависимости от условий это может быть:</p> <p>натек при горизонтальном положении сварки;</p> <p>натек в нижнем или потолочном положении сварки;</p> <p>натек в угловом сварном шве;</p> <p>натекание в шве нахлесточного соединения</p>	
510	<p>Прожог</p> <p>en burn through</p> <p>fr trou</p>	<p>Вытекание металла сварочной ванны, в результате которого образуется сквозное отверстие в сварном шве</p>	
511	<p>Неполностью заполненная разделка кромок</p> <p>en incompletely filled groove</p> <p>fr manque d'épaisseur</p>	<p>Продольная непрерывная или прерывистая канавка на поверхности сварного шва из-за недостаточности присадного металла при сварке</p>	

512		<p>Чрезмерная асимметрия углового шва</p> <p>en excessive asymmetry of fillet weld</p> <p>fr défaut de symétrie de soudure d'angle</p>	<p>Чрезмерное превышение размеров одного катета над другим</p>	
513		<p>Неравномерная ширина шва</p> <p>en irregular width</p> <p>fr largeur irrégulière</p>	<p>Отклонение ширины от установленного значения вдоль сварного шва</p>	
514		<p>Неровная поверхность</p> <p>en irregular surface</p> <p>fr surface irrégulière</p>	<p>Грубая неравномерность формы поверхности усиления шва по длине</p>	
515		<p>Вогнутость корня шва</p> <p>en root concavity</p> <p>fr retassure á la racine</p>	<p>Неглубокая канавка со стороны корня одностороннего сварного шва, образовавшаяся вследствие усадки (см. также 5013)</p>	
516		<p>Пористость в корне сварного шва</p> <p>en root porosity</p> <p>fr rochage</p>	<p>Наличие пор в корне сварного шва вследствие возникновения пузырьков во время затвердевания металла</p>	

517		Возобновление en poor re-start fr mauvaise reprise	Местная неровность поверхности в месте возобновления сварки	
Группа 6. Прочие дефекты				
600		Прочие дефекты en miscellaneous imperfections fr défauts divers	Все дефекты, которые не могут быть включены в группы 1–5	
601		Случайная дуга en stray arc fr coup d'arc	Местное повреждение поверхности основного металла, примыкающего к сварному шву, возникшее в результате случайного горения дуги	
602		Брызги металла en spatter fr projection (ou perles)	Капли наплавленного или присадочного металла, образовавшиеся во время сварки и прилипшие к поверхности затвердевшего металла сварного шва или околошовной зоны основного металла	
6021		Вольфрамовые брызги en tungsten spatter fr projection de tungstène	Частицы вольфрама, выброшенные из расплавленной зоны электрода на поверхность основного металла или затвердевшего металла сварного шва	

603		Поверхностные задиры en torn surface fr déchirure locale ou arrachement local	Повреждение поверхности, вызванное удалением временно приваренного приспособления	
606		Утонение металла en under-flushing fr moulage excessif	Уменьшение толщины металла до значения менее допустимого при механической обработке	

II. 2. МЕТОДИЧЕСКИЕ РЕКОМЕНДАЦИИ ПО ИССЛЕДОВАНИЮ ПОВРЕЖДЕННЫХ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

Результаты анализа повреждений сварных соединений оформляются по произвольной форме, но с учетом выполнения требований настоящих методических рекомендаций. При исследовании необходимо учитывать весь комплекс факторов, оказывающих влияние на зарождение и развитие разрушения.

2.1. Общая характеристика повреждения

Данные о повреждении должны включать его дату, сведения о типе технического устройства, характеристику сварного соединения с указанием его размеров и рабочих параметров.

Необходимо привести данные об уровне рабочих напряжений по результатам нормативного расчета и сведения о дополнительных, не учитываемых при нормативном расчете напряжениях.

При описании сварного соединения необходимо предоставить схему узла с привязкой поврежденного участка к расположению опор, подвесок и других элементов.

Должны быть представлены сведения об основном металле и сварных соединениях (по данным сертификата, химического анализа, стилоскопирования).

Необходимо дать сведения о технологическом процессе изготовления сварного узла на заводе или монтажа с указанием марки свариваемых материалов, метода и режима сварки, температуры подогрева и термической обработки.

Следует дать заключение о соответствии технологического процесса сварки требованиям нормативных документов.

При анализе повреждений нужно дать описание условий его обнаружения (аварийный останов, визуальный и измерительный контроль, неразрушающий контроль и др.), привести сведения о сроке эксплуатации при рабочих параметрах, количестве циклов (пусков и остановов), привести данные предыдущей экспертизы

(неразрушающего контроля, результатов измерения твердости, выявленных дефектах и др.).

2.2. Визуальный контроль

По результатам контроля указывается:

расположение повреждения относительно оси шва (продольное, поперечное);

место расположения трещин (шов, зона термического влияния), расстояние от линии сплавления, наличие усиления шва;

расположение повреждения по периметру (по «часам» в случае цилиндрических устройств);

расположение повреждения относительно конструктивных и технологических концентраторов (проточек, переходов, подрезов сварных соединений и т. д.);

размеры повреждения (длина, ширина в месте максимального раскрытия);

место расположения очага (зона начала разрушения) излома по периметру и в характерных участках (шов, ЗТВ) сварного соединения;

наличие на поверхности трещин, сопутствующих магистральной, их характер;

наличие видимой деформации в зонах, прилегающих к поврежденному участку (утонение стенок, изменение формы сечения, загнутые края и т. д.).

Описание результатов визуального контроля обязательно должно быть дополнено схемой и фотографиями, иллюстрирующими расположение повреждения и характер излома с указанием необходимых размеров.

До ремонта сварного соединения необходимо провести контроль твердости металла шва и околошовной зоны, а также измерение твердости на кромках разрыва переносным твердомером. Кроме того, необходимо измерить твердость основного металла с обеих сторон сварного соединения на расстоянии 30–50 мм от линии сплавления. Результаты контроля твердости необходимо сравнить с допускаемыми значениями. Для анализа результатов исследования необходимо построить графики распределения твердости в сечении поперек и по высоте шва.

При вырезке поврежденного сварного соединения газовой резкой расстояние от поверхности реза до края трещины должно быть не менее 20 мм. Для анализа макро- и микроструктуры, измерения твердости и микротвердости по сечению необходимо вырезать темплеты (участки металла шва и основного металла). Вырезка темплетов проводится из очага разрушения и из концевых участков трещин, темплеты необходимо вырезать и из основного металла. Для обоснованного выбора мест изготовления шлифов (вырезки темплетов) целесообразно протравить вырезанное сварное соединение целиком в 50%-ном растворе соляной кислоты ($T = 70\text{--}80\text{ }^{\circ}\text{C}$) для снятия окалины и выявления дефектов, сопутствующих основному и ранее не обнаруженных при визуальном контроле.

2.3. Металлографический анализ

Металлографический анализ шлифов, изготовленных из вырезанных темплетов, включает в себя:

- макроисследование для выявления дефектов сварки и сборки, их связей с трещиной и проверка соответствия формы и размеров шва требованиям НТД;
- микроисследование основного металла, металла шва и зоны термического влияния сварного соединения для контроля соблюдения выполнения установленной (аттестованной) технологии сварки и режима термической обработки;
- микроисследование поврежденного участка (в зоне развития трещины) с целью определения механизма образования магистральной трещины (усталость, ползучесть, термическая усталость, коррозионно-термическая усталость и т. д.).

Травление шлифов для выявления макро- и микроструктуры проводят различными реактивами.

Макроструктуру сварных швов выявляют химическим травлением при комнатной температуре в реактиве, содержащем 200 г хлорного железа, 300 мл азотной кислоты и 100 мл воды, либо в 10–15%-ном водном растворе азотной кислоты.

Микроструктуру сварных швов выявляют травлением при комнатной температуре в 4%-ном растворе азотной кислоты в этиловом спирте либо в 4%-ном растворе пикриновой кислоты в этиловом спирте.

При металлографическом исследовании уточняется характер расположения трещины в разных зонах соединения и ее морфологические признаки (ветвистость, межзеренный или внутризеренный характер) с целью определения механизма разрушения.

2.4. Контроль твердости на темплетях

Измерение твердости темплетов проводится с целью установления распределения механических характеристик сварного соединения на различных участках по его периметру. Измерение твердости производится в корневой, средней и верхней частях сварного соединения как на поврежденных, так и на неповрежденных участках с охватом металла шва и зоны термического влияния.

В случае отклонения результатов единичных замеров от средних более чем на 50 единиц необходимы дополнительные измерения в зоне максимальных отклонений. При замерах рекомендуется обращать внимание на корневые и верхние слои металла шва и околошовной зоны, где вероятнее всего получение максимальных величин твердости.

При получении результатов измерения твердости сварного соединения в пределах значений $\pm 10\%$ от верхней границы либо ниже нижней границы регламентированных значений необходимо проводить испытания на ударную вязкость (ГОСТ 6996). По полученным значениям оценивают ремонтпригодность сварного соединения.

2.5. Результаты обследования, заключение о причинах повреждения и возможности ремонта сварного соединения

При анализе результатов исследования (обследования) сварного соединения необходимо выявить причину, условия происхождения повреждения и основные факторы, способствующие зарождению и развитию трещины. Должно быть обращено внимание на связь повреждений с конструктивными и технологическими концентраторами и уровнем действующих в сварном соединении рабочих, термических, остаточных и компенсационных напряжений, включая и неучитываемые при нормативном расчете. Обязательно следует оценивать влияние дополнительных динамических и ударных нагрузок.

Особое внимание следует уделять причинам изменения свойств металла различных зон сварного соединения в результате применения несоответствующих сварочных материалов, отступления от установленных режимов сварки и термической обработки.

При формулировании характера и причины повреждения необходимо указать механизм образования и развития трещины. С учетом результатов исследования поврежденного сварного соединения необходимо дать рекомендации о мерах по устранению данного повреждения, объеме и методах контроля аналогичных сварных соединений в целях предотвращения разрушений на подобных узлах технических устройств.

Смирнов Александр Николаевич

Металловедение сварки и дефекты металла

Учебное пособие

Редактор З. М. Савина

Подписано в печать 25.11.2008. Формат 60×84/16

Бумага офсетная. Отпечатано на ризографе. Уч.-изд. л. 8,50

Тираж 300 экз. Заказ.....

ГУ КузГТУ. 650000, Кемерово, ул. Весенняя, 28

Типография ГУ КузГТУ. 650000, Кемерово, ул. Д. Бедного, 4 А