

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ РЕСПУБЛИКИ БЕЛАРУСЬ
Белорусский национальный технический университет

Кафедра «Порошковая металлургия,
сварка и технология материалов»

МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ СВАРКИ

Практикум для студентов специальности
1-36 01 06 «Оборудование и технология сварочного производства»

Минск
БНТУ
2018

УДК 621.791:669.14(076.5)(075.8)

ББК 34:641я7

М54

С о с т а в и т е л и:

Ф. И. Пантелеенко, Л. Ф. Керженцева

Р е ц е н з е н т ы:

доктор технических наук, профессор, руководитель научно-производственного центра сварочных технологий и управления качеством ОАО «Стройкомплекс» *Л. С. Денисов*;

доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой «Технология металлов» Белорусского государственного аграрного технического университета *В. М. Капцевич*

М54 **Металловедение** сварки : практикум для студентов специальности 1-36 01 06 «Оборудование и технология сварочного производства» / сост.: Ф. И. Пантелеенко, Л. Ф. Керженцева. – Минск: БНТУ, 2018. – 57 с.

ISBN 978-985-583-199-1.

Практикум может использоваться в учебном процессе при подготовке студентов по специальностям, предусматривающим изучение сварочных технологий. В издании приведена методика макро- и микроскопического анализов сварных соединений. Рассмотрены фазовые превращения в зоне термического влияния сварного соединения при нагреве и охлаждении. Приведен расчет критической скорости образования фаз и структурных составляющих металла сварного шва, позволяющий прогнозировать структуру в зависимости от условий его охлаждения. Практикум соответствует методическим требованиям преподавания дисциплины и может быть использован для самостоятельной работы студентов.

УДК 621.791:669.14(076.5)(075.8)

ББК 34:641я7

ISBN 978-985-583-199-1

© Белорусский национальный
технический университет, 2018

СОДЕРЖАНИЕ

ВВЕДЕНИЕ	4
Лабораторная работа № 1 МАКРОСКОПИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ...	5
Лабораторная работа № 2 МИКРОСКОПИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТАВА ОСНОВНОГО МЕТАЛЛА И СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ.....	14
Лабораторная работа № 3 ИЗУЧЕНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ МЕТАЛЛА СВАРНОГО ШВА	28
Лабораторная работа № 4 ИЗУЧЕНИЕ СТРУКТУРЫ ЗОНЫ ТЕРМИЧЕСКОГО ВЛИЯНИЯ ПРИ СВАРКЕ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ.....	37
Лабораторная работа № 5 ОПРЕДЕЛЕНИЕ СТРУКТУРНОГО СОСТАВА ЗОН СМЕШЕНИЯ В СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЯХ РАЗЛИЧНЫХ СТАЛЕЙ ПО СТРУКТУРНОЙ ДИАГРАММЕ ШЕФФЛЕРА	41
Лабораторная работа № 6 ПОСТРОЕНИЕ СТРУКТУРНОЙ ДИАГРАММЫ МЕТАЛЛА СВАРНОГО ШВА	48
БИБЛИОГРАФИЧЕСКИХ СПИСОК	56

ВВЕДЕНИЕ

Лабораторные работы составлены в соответствии с образовательным стандартом и учебной программой учреждения высшего образования по учебной дисциплине «Металловедение сварки» для специальности 1-36 01 06 «Оборудование и технология сварочного производства».

Предлагаемые для выполнения работы характеризуются разнообразием тематики. Они охватывают ряд вопросов, изучение которых студентами способствует овладению комплексным методологическим подходом к решению задач повышения конструктивной прочности и надежности сварных конструкций.

В практикуме рассмотрены некоторые положения металловедения применительно к условиям сварочного процесса, описаны структурные и фазовые составляющие стали, приведены их иллюстрации и методы количественного анализа структуры; изложены особенности формирования структуры при первичной и вторичной кристаллизации металла сварного шва; описано строение зоны термического влияния и структурообразование, протекающее в этой зоне при нагреве и охлаждении; показано расчетное построение структурной диаграммы металла сварного шва, позволяющее определить диапазон скоростей охлаждения при сварке, обеспечивающий наиболее благоприятное сочетание структурных составляющих в металле шва.

Практикум состоит из шести работ, в которых приводятся основные теоретические сведения, знание которых необходимо для выполнения работы, методика и порядок выполнения работы, требования к составлению отчета.

Лабораторная работа № 1

МАКРОСКОПИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

Цель работы: изучить макроструктуру, основные виды изломов и дефектов сварных соединений.

Общие сведения

Макроскопический анализ (макроанализ) проводится для изучения макроструктуры, дефектов сварного соединения и изломов путем визуального осмотра или при незначительном увеличении (до 30 раз). Макроструктуру сварных соединений исследуют просмотром макрошлифов с травлением или без него [1].

Метод травления в различных растворах кислот основан на различии в травимости бездефектного металла и участков с наличием пор, ликвации, неоднородности структуры и других дефектов. Реактив, активно взаимодействуя с участками, где имеются дефекты и неметаллические включения, протравливает их сильнее и глубже. Поверхность макрошлифа получается рельефной. С помощью реактивов для глубокого травления выявляются даже внутренние дефекты (поры, ликвация, трещины и др.), не выходящие непосредственно на поверхность сварного соединения. Поверхностное травление, проводимое менее агрессивными реактивами, позволяет выявить дефекты на поверхности металла. Так, общую ликвацию углерода, фосфора и серы в сварном соединении позволит оценить обработка макрошлифа реактивом Гейна (8 г хлористого аммиака меди, 100 мл воды).

При взаимодействии шлифа и реактива железо из поверхностного слоя стали переходит в реактив, на его место осаждается медь, которая защищает сталь от дальнейшего воздействия реактива.

Места скопления углерода, серы и фосфора оказываются в меньшей степени защищенными медью и протравливаются сильнее. После удаления под струей воды слоя меди эти участки выглядят темнее (рис. 1.1).

Дефекты сварного шва возникают при нарушении подготовительных работ, режимов, техники сварки и других факторов.

Для каждого класса и вида сварки характерны свои типы дефектов. В сварных соединениях, выполняемых ручной дуговой сваркой

покрытыми электродами, образуются дефекты, связанные с нарушением формы и размеров шва, появлением несплошностей в металле шва, зоне сплавления и зоне термического влияния, неблагоприятным изменением структуры металла, повреждением поверхности свариваемых элементов.

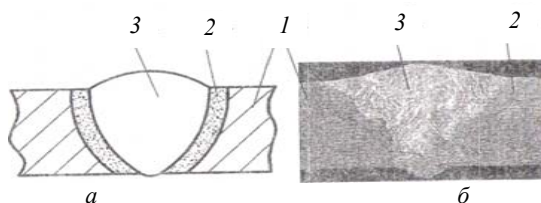


Рис. 1.1. Химическая неоднородность сварного соединения:
а – схема; б – макроструктура:

1 – свариваемые детали; 2 – зона термического влияния (ЗТВ); 3 – сварной шов

Согласно ГОСТ 30242–97 [2] дефекты, образующиеся при ручной дуговой сварке, делятся на шесть групп:

- трещины;
- поры;
- твердые включения;
- несплавления и непровары;
- нарушение формы и размеров шва;
- прочие дефекты.

Наиболее распространенными являются нижеприведенные дефекты [3].

Трещины – это несплошности, вызванные местными разрывами сварного шва и / или прилегающего к нему металла в результате охлаждения или действия нагрузок (рис. 1.2, а). Трещины могут располагаться в металле шва, зоне сплавления и зоне термического влияния. Часто трещины могут присутствовать на дне кратера, который представляет собой раковину в конце валика сварного шва, образовавшуюся в результате усадки расплавленного металла при обрыве дуги (рис. 1.2, б).

По характеру расположения трещины подразделяют:

- на продольные – ориентированные вдоль оси шва;
- поперечные – ориентированные поперек оси шва;
- разветвленные – имеющие ответвления в различных направлениях;
- радиальные – радиально расходящиеся из одной точки.

Микротрещины – трещины, обнаруживаемые только физическими методами при пятидесятикратном и более увеличении.

Поры – это расположенные в сварном шве полости округлой формы, заполненные газами. Поры могут располагаться по объему шва равномерно или в виде скоплений и цепочек. К равномерно распределенной пористости относят и единичные поры; скопление пор – группа пор (три или более), расположенных кучно с расстоянием между ними менее трех размеров большей из пор; цепочка пор (рис. 1.2, *в*) – ряд пор, расположенных в линию вдоль оси шва с расстоянием между ними менее трех размеров большей из пор; **свищи** (см. рис. 1.2, *б*) – трубчатая полость, которая как и пора вызвана выделением газов. Обычно свищи группируются в виде скоплений.

Твердые включения – металлические или неметаллические инородные вещества:

– шлаковые – частицы образующегося при сварке шлака, и попавшие в металл шва;

– оксидные – частицы соединений металла с кислородом (оксиды), оставшиеся в затвердевшем металле;

– металлические – частицы инородного металла, попавшие в металл шва.

Несплавление и непровар. Отсутствие соединения (металлической связи) между металлом сварного шва и основным металлом или между отдельными валиками сварного шва называют *несплавлением*. *Непровар* – несплавление основного металла свариваемых элементов, возникающее вследствие неспособности расплавленного металла сварочной ванны (металла шва) проникнуть в корень соединения (рис. 1.2, *з, д*).

Нарушение формы и размеров шва. К данной группе дефектов относят отклонения формы наружных поверхностей сварного шва, а также геометрии и размеров сварного соединения от установленных значений.

Основными дефектами являются:

– *подрез* – образовавшееся при сварке продольное углубление по наружной границе сплавления шва с основным металлом (рис. 1.2, *е*);

– *наплыв* – избыток наплавленного металла сварного шва, натекший на поверхность основного металла, но не сплавившийся с ним;

– *превышение выпуклости шва* – избыток наплавленного металла на лицевой стороне стыкового и углового швов сверх установленного значения (рис. 1.2, *ж*);

– *превышение проплава* – избыток наплавленного металла на обратной стороне стыкового шва сверх установленного значения (рис. 1.2, з);

– *вогнутость корня шва* – неглубокая канавка (углубление) со стороны корня одностороннего сварного шва, образовавшаяся вследствие усадки расплавленного металла;

– *прожог* – сквозное отверстие в сварном шве, образовавшееся в результате вытекания части металла сварочной ванны;

– *чрезмерная асимметрия углового шва* – чрезмерное превышение размеров одного катета над другим (рис. 1.2, и);

– *линейное смещение* – смещение между двумя свариваемыми элементами, при котором их поверхности располагаются параллельно, но не на требуемом уровне (рис. 1.2, к);

– *угловое смещение* – смещение между двумя свариваемыми элементами, при котором их поверхности располагаются под углом, отличающимся от требуемого угла.

Прочие дефекты:

– *случайная дуга* – местное повреждение поверхности основного металла, примыкающего к сварному шву, возникшее в результате случайного горения дуги;

– *брызги металла* – затвердевшие капли расплавленного присадочного (электродного) металла, прилипшие к поверхности сварного соединения или основного металла (рис. 1.2, л);

– *поверхностные задиры* – повреждение поверхности, вызванное удалением временно приваренного приспособления;

– *неблагоприятная структура металла* – структура металла шва, зоны сплавления и зоны термического влияния, снижающая эксплуатационные свойства сварного соединения;

– *неудовлетворительные механические свойства* – механические свойства сварного соединения (металла шва, зоны сплавления и зоны термического влияния), значения которых не соответствуют требуемым.

Внутренние дефекты сварных соединений, которые могут привести к разрушению детали, выявляются неразрушающими методами контроля.

Макроскопическое строение поверхности разрушения металлов проводят внешним осмотром изломов.

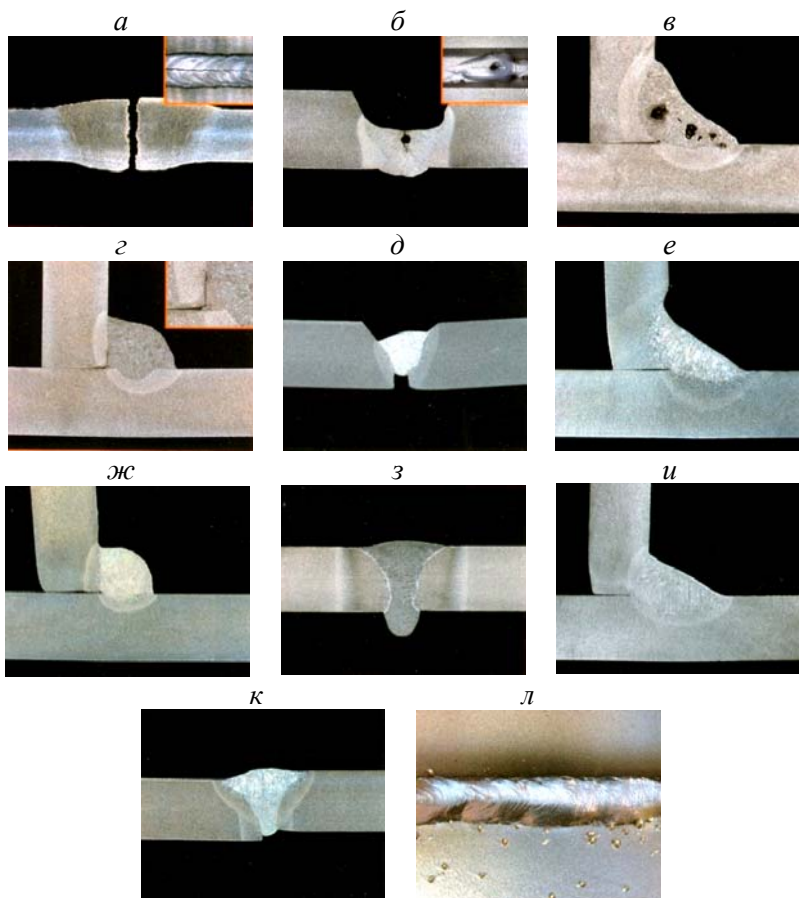


Рис. 1.2. Дефекты сварных соединений:

а – трещины; *б* – кратерные трещины и свищи; *в* – поры; *г* – несплавление; *д* – непровар; *е* – подрез; *ж* – превышение выпуклости шва; *з* – превышение проплава; *и* – несимметричный шов; *к* – смещение кромок; *л* – брызги

В зависимости от механизма разрушения, который может быть вязким, хрупким или смешанным, его макроскопическое строение будет различным.

Макроскопический излом при вязком разрушении (вязкий излом) характеризуется волокнистостью, матовой, сильно шероховатой поверхностью и свидетельствует о значительной пластической деформации, предшествующей разрушению. По виду вязкого излома нельзя

судить о форме и размерах зерен металла (рис. 1.3, а, I, II). При хрупком разрушении (хрупкий излом) поверхность излома имеет кристаллическое строение и характерный блеск (рис. 1.3, б, I, II), поскольку разрушение протекает без заметной пластической деформации. Форма зерен не искажается и на хрупком изломе видны исходные форма и размер зерен металла. При смешанном разрушении поверхность излома состоит из участков обоих типов (рис. 1.3, в, I, II). Чем больше доля вязкой составляющей в изломе, тем выше сопротивление металла разрушению, тем большая деформация предшествует разрушению.

Вид излома является очень важным критерием вязкости металлов при ударных испытаниях. Большинство изломов имеют неоднородное строение. Однородными изломами являются только очень хрупкие изломы металлов (например, излом углеродистых сталей после разрушения при низких температурах).

Хрупкое разрушение наиболее опасно, так как происходит чаще всего при напряжениях ниже предела текучести материала. Кроме того, при хрупком разрушении распространение трещины происходит лавинообразно с большой скоростью, соизмеримой со скоростью распространения звука в металле (около 1800 м/с).

Зарождение и распространение трещины облегчается при низкой температуре, ударных нагрузках, наличии хрупких включений по границам зерен и крупнозернистости металла.

Более детальное микроскопическое изучение изломов проводят специальными методами, например электронно-фрактографическим методом [4, 5]. Это позволяет выявить микроочаги разрушения и структурные составляющие, которые ускоряют, замедляют или не влияют на распространение трещин, а также определить структуры, обладающие большей или меньшей способностью к микролокальной деформации, определяющей сопротивление развитию разрушения.

Изломы могут быть транскристаллитными, когда разрушение происходит по телу кристаллитов (зерен) или межкристаллитными (межзеренными) при разрушении по границам зерен. Последний вид разрушения имеет место при наличии на границах неметаллических включений (фосфиды, сульфиды, оксиды и др.), ослабляющих прочность границ зерен.

Основным признаком вязкого излома при фрактографическом методе исследования является ямочная структура, которая называется также сотовой или ячеистой (рис. 1.3, а, III). Ямки образуются

в вязких металлах, как правило, всегда, когда металл содержит большое количество включений. Ямочная структура излома чаще имеет место при транскристаллитном разрушении (рис. 1.4, *а*), но во многих случаях наличие ямок обнаруживается на межзеренных поверхностях разрушения (рис. 1.4, *б*).

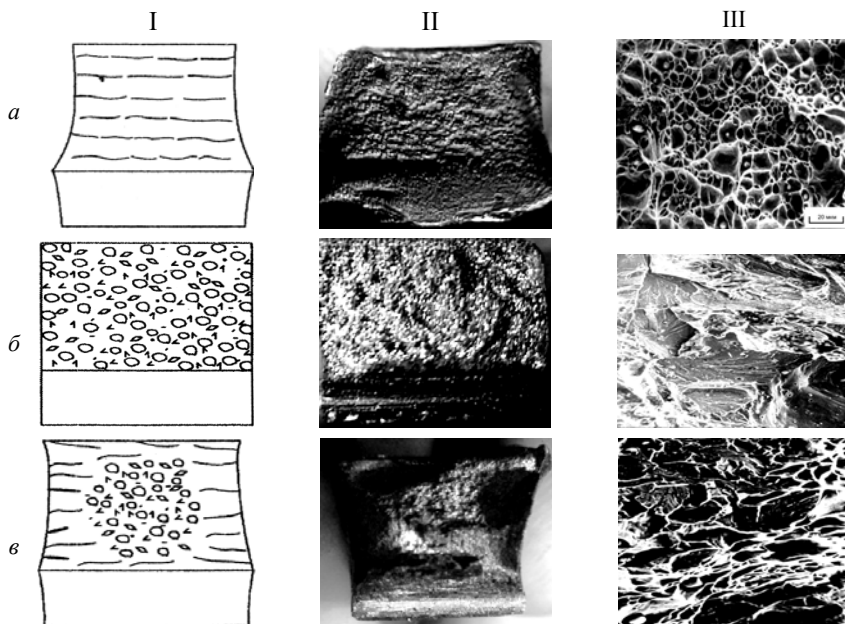


Рис. 1.3. Изломы сталей:

а – вязкий; *б* – хрупкий; *в* – смешанный:

I – схема; II – макроизломы; III – фрактограммы изломов

Основным признаком хрупкого разрушения является образование плоских и гладких фасеток (рис. 1.3, *б*, III). Хрупкое разрушение может иметь как транскристаллитный так и межкристаллитный характер. По поверхностям фасеток транскристаллического хрупкого излома трещины могут распространяться только в пределах данного зерна. По тонким линиям и ступенькам на поверхности разрушения можно определить путь и направление распространения трещин, которые могут образовывать ручьиистые (веерообразные) или перистые узоры (рис. 1.5, *а*). При хрупком разрушении происходит спонтанное распространение трещин от одного зерна к другому через все поперечное сечение образца. Напротив, при ямочном

вязком разрушении образуются отдельные мелкие ветвящиеся трещины и поры, которые, в конце концов, объединяются.

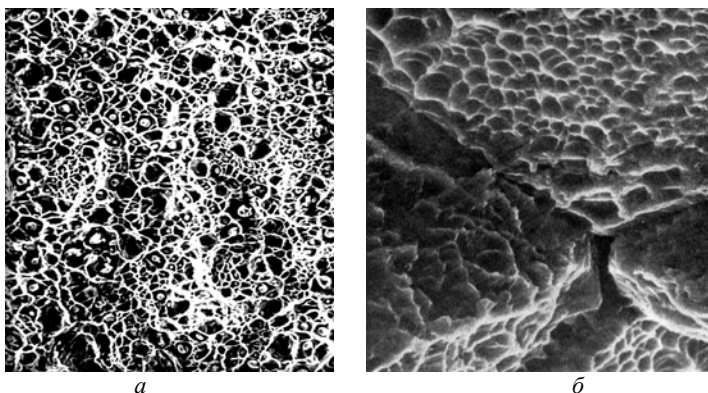


Рис. 1.4. Фрактограммы вязкого транскристаллитного (а) $\times 400$ и межкристаллитного (б) $\times 2000$ изломов стали

Главным признаком межзеренного разрушения является рельеф, соответствующий огранке зерен. В межзеренных хрупких изломах наблюдаются гладкие площадки часто с частицами включений, которые приводят к хрупкости. На этих площадках могут наблюдаться сдвиги в виде складок, четко выявляются границы зерен (рис. 1.5, б). От внутрикристаллитного хрупкого излома такие изломы отличаются отсутствием ручьистого излома.

Смешанный излом имеет признаки как вязкого, так и хрупкого разрушения (см. рис. 1.3, в, III). При фрактографическом анализе проводят качественное и количественное описание изломов: производят измерение линейных размеров ямок, фасеток и другое, а также доли той или иной составляющей (хрупкой, вязкой) от общей площади поверхности излома. Количественное описание изломов можно проводить с помощью учебно-методического комплекса, используя программу количественного анализа.

Результаты макро- или микроанализов изломов образцов могут использоваться для определения минимальной критической температуры эксплуатации сварных соединений [6]. С этой целью проводятся серийные испытания на ударный изгиб при различных температурах и строятся графики в координатах: процент вязкой составляющей в изломе – температура испытания. Критическая

температура будет соответствовать нормативному количеству вязкой составляющей в изломе, которая равна разнице между исходной площадью поперечного сечения образца и долей кристаллической составляющей, занятой гладкими фасетками.

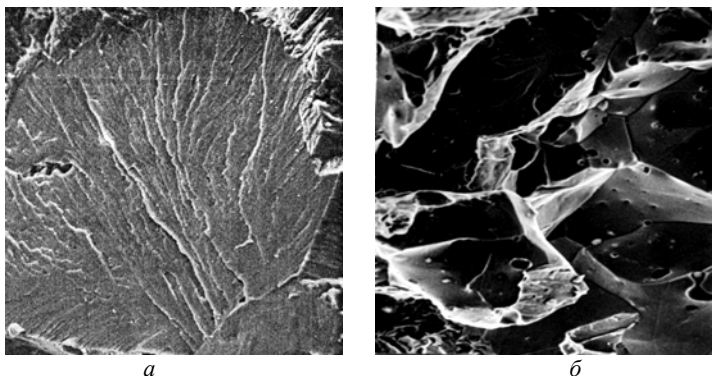


Рис. 1.5. Фрактограммы хрупкого транскристаллитного (*a*) и межкристаллитного (*б*) изломов стали

Например, для целого ряда сварных конструкций процент вязкой составляющей в изломе должен быть не менее 50 %, что соответствует критической температуре хрупкости (T_{50}). Положение T_{50} относительно температуры эксплуатации определяет запас вязкости материала.

Порядок проведения работы

1. Исследовать и зарисовать макроструктуру сварного соединения с химической неоднородностью.
2. Ознакомиться с основными дефектами сварных швов и причинами их возникновения. Описать и зарисовать дефекты.
3. Изучить и зарисовать основные виды макроизломов (вязкий, хрупкий) поверхности образцов.
4. Исследовать фрактограммы поверхности изломов. Определить и дать описание области вязкого, хрупкого и смешанного разрушений.
5. Рассчитать долю хрупкой составляющей от общей площади поверхности излома.
6. Сделать выводы и составить отчет о работе в соответствии с вышеуказанными пунктами.

Лабораторная работа № 2

МИКРОСКОПИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТАВА ОСНОВНОГО МЕТАЛЛА И СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

Цель работы: ознакомиться с механизмом образования, видом и расположением основных фаз и структурных составляющих в структуре стали; изучить фазовый состав, микроструктуру основного металла и сварных соединений, научиться их количественно оценивать.

Общие сведения

Основными фазами в сталях являются:

- аустенит;
- феррит;
- мартенсит;
- карбиды.

Аустенит – твердый раствор внедрения углерода и других примесей в γ -Fe с гранцентрированной кубической решеткой (ГЦК). Предельная растворимость углерода в γ -Fe – 2,14 %. Аустенит появляется в структуре стали при температуре выше A_1 , а полностью переходит в гомогенное состояние в интервале температур A_3 – A_4 . Он обладает высокой пластичностью, ударной вязкостью при относительно невысоких пределах текучести и прочности. Микроструктура аустенита – полиэдрические зерна (рис. 2.1).

Феррит – твердый раствор внедрения углерода и других примесей в α -Fe с объемно-центрированной кубической решеткой (ОЦК). Существуют две его модификации: низкотемпературный α -феррит, содержащий до 0,02 % углерода, и высокотемпературный δ -феррит с предельной растворимостью углерода до 0,01 %. Область существования α -феррита находится ниже температуры A_3 , а δ -феррита – выше температуры A_4 .

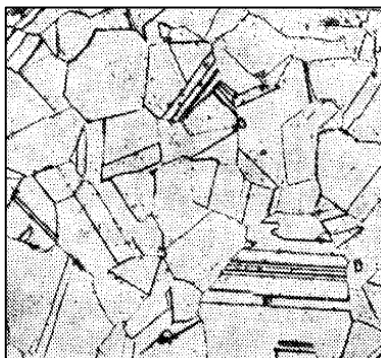


Рис. 2.1. Микроструктура аустенита $\times 250$

Выделение доэвтектоидного феррита при замедленном охлаждении из аустенита начинается на границе γ -зерна путем образования и роста зародышей. В одном аустенитном зерне образуется несколько ферритных зерен. В зависимости от скорости охлаждения металла и содержания углерода могут значительно изменяться размеры образовавшихся из аустенита кристаллов феррита, а также их форма – от равноосной и полигональной до игольчатой [7]. В структуре стали и сварных соединений феррит может выявляться в виде:

- светлых округлых зерен (рис. 2.2, а);
- цепочки зерен, расположенных по границам аустенитных зерен (рис. 2.2, б);
- крупных выделений в виде игл, растущих от границ к центру аустенитных зерен с четко выраженной ориентацией (видманштеттова структура, рис. 2.2, в);
- высокодисперсных выделений игольчатой формы как составляющих бейнитной структуры (рис. 2.2, г).

Мартенсит – пересыщенный твердый раствор углерода в α -Fe с тетрагональной кристаллической решеткой. Превращение аустенита в мартенсит происходит бездиффузионным путем, так как он образуется при низких температурах, когда диффузионные процессы становятся невозможными [8].

Зародыши мартенсита растут в аустените со скоростью звука. Этот рост продолжается до тех пор, пока кристалл не достигнет какого-либо препятствия. Таким препятствием может быть граница зерна аустенита или ранее образовавшаяся пластина мартенсита.

Пластины, возникающие в первую очередь (вблизи точки M_n), проходят через все аустенитное зерно, расчлняя его на отсеки. Через границу зерна матричной фазы мартенситная пластина пройти не может, поэтому максимальный размер мартенситных пластин ограничен размером аустенитных зерен. В отсеках аустенита при понижении температуры образуются новые мартенситные пластины, размер которых уже ограничен размерами отсека матрицы. По мере развития превращения аустенитное зерно расчлняется на более мелкие отсеки, в которых образуются все более мелкие мартенситные пластины (рис. 2.3). При мелком аустенитном зерне, например при малых перегревах в стали выше A_{c3} , пластины мартенсита такие мелкие, что «игольчатое строение» на шлифе не видно, и мартенсит называют бесструктурным (рис. 2.4). Такой мартенсит наиболее желателен.

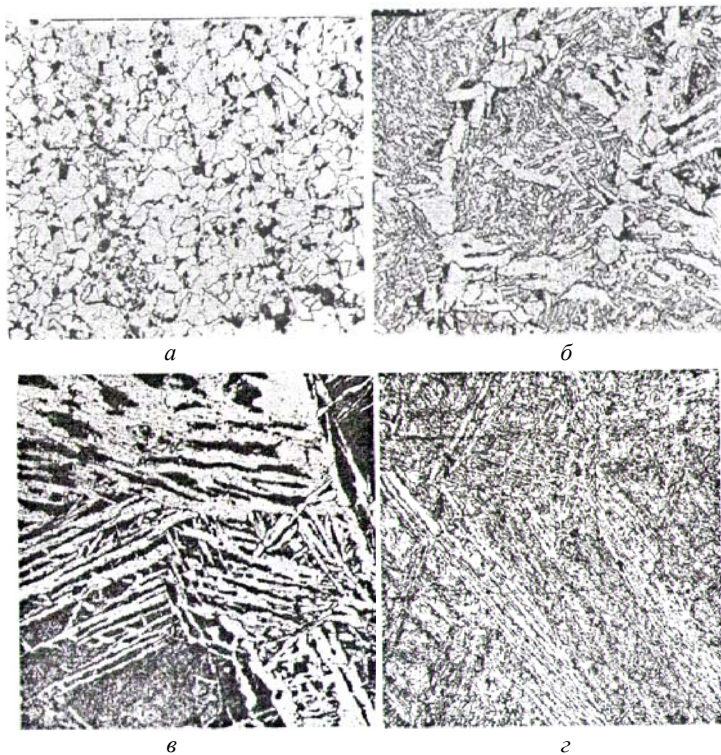


Рис. 2.2. Разновидности феррита:
a – округлые зерна $\times 250$; *б* – цепочки зерен, расположенные по границам аустенитных зерен $\times 500$; *в* – видманштеттова структура $\times 1000$;
г – высокодисперсные выделения игольчатой формы $\times 500$

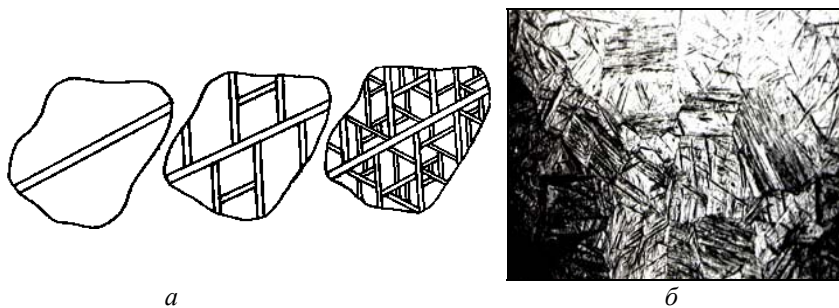


Рис. 2.3 Схема образования (*a*) и вид (*б*) мартенситных пластин разной длины в одном аустенитном зерне $\times 350$

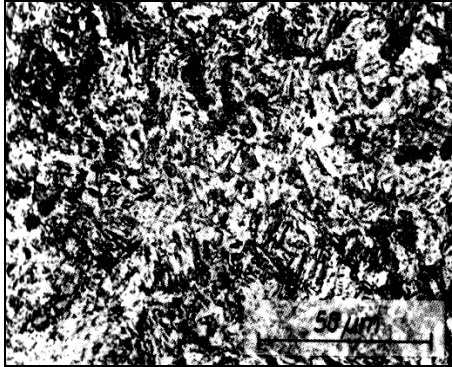
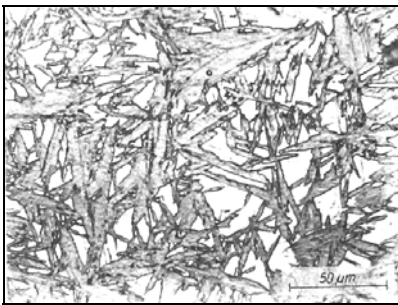


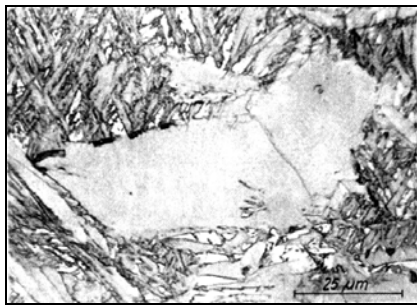
Рис. 2.4. Микроструктура бесструктурного мартенсита

Мартенсит бывает двух типов: пластинчатый и реечный, которые различаются формой, взаимным расположением кристаллов, субструктурой [9].

Пластинчатый мартенсит (который называют также игольчатым, низкотемпературным и двойникованным) – хорошо известный «классический» тип мартенсита, который обнаруживается в закаленных сталях, содержащих более 0,5 % углерода (рис. 2.5, *а*).



а



б

Рис. 2.5. Микроструктура пластинчатого мартенсита (*а*), расположение мартенситной пластины в плоскости шлифа (*б*)

Кристаллы пластинчатого мартенсита представляют собой широкие пластины, имеющие в плоскости шлифа вид игл (рис. 2.5, *б*). Соседние пластины непараллельны одна другой и часто образуют фермоподобные ансамбли (рис. 2.6).

После закалки между пластинами мартенсита при комнатной температуре сохраняется остаточный аустенит (рис. 2.7).

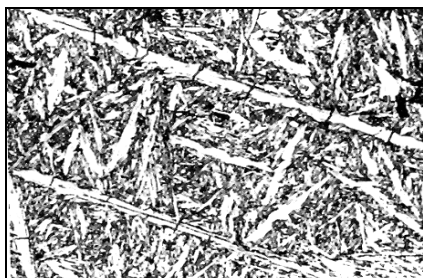


Рис. 2.6. Фермообразное расположение пластин мартенсита в закаленной стали с 0,6 % C $\times 350$



Рис. 2.7. Микроструктура стали с 1,5 % C, закаленной с 1100 °C в воде. Мартенсит (темная фаза) и остаточный аустенит (светлая фаза) $\times 350$

Реечный мартенсит, который называют также пакетным, массивным, высокотемпературным и недвойникованным, широко распространенный морфологический тип, который наблюдается в закаленных низкоуглеродистых и среднеуглеродистых сталях, в основном в конструкционных легированных сталях, содержащих до 0,4 % углерода (рис. 2.8).

Кристаллы этого мартенсита имеют форму тонких реек, вытянутых в одном направлении. Реечные кристаллы расположены параллельно друг другу и образуют плотный пакет, внутри которого соседние рейки разделены мало- или высокоугловыми границами. Ширина реек (пластин) в пределах пакета примерно одинакова и находится в диапазоне от нескольких микрометров до долей микрометра (обычно 0,1–0,2 мкм).

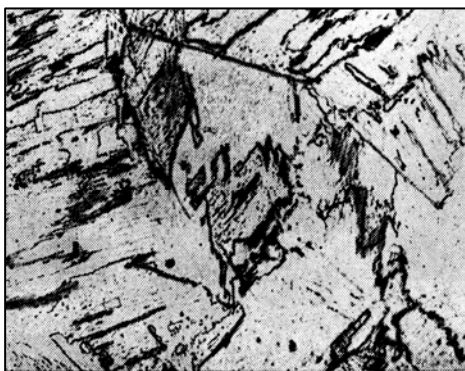


Рис. 2.8 Структура реечного мартенсита $\times 350$

Мартенсит характеризуется высокой твердостью, прочностью и низким сопротивлением хрупкому разрушению.

Карбиды – фазы внедрения, образующиеся при растворении в кристаллической решетке металла значительного количества атомов углерода. При образовании карбида тип кристаллической решетки меняется. Химический состав различных карбидов обычно указывается химическими формулами: MeC , Me_2C , Me_3C , Me_7C_3 , $Me_{23}C_6$. Однако карбиды могут иметь достаточно широкий диапазон химических составов с дефицитом по углероду. Большинство карбидов характеризуются высокой твердостью и являются тугоплавкими.

Наиболее часто они наблюдаются по границам зерен, но могут выделяться и внутри зерна.

Карбид железа называется **цементитом** (Fe_3C). Цементит содержит 6,67 % углерода, имеет сложную ромбическую решетку. При нормальных условиях цементит тверд и хрупок.

Структуры, образующиеся в результате диффузионного или полудиффузионного распада аустенита при сварке, представляют собой механическую смесь феррита и карбидов, т. е. состоят из фаз, имеющих разную концентрацию углерода. В зависимости от формы и размеров выделившихся фаз феррита и цементита различают следующие структуры:

- *перлит*;
- *сорбит*;
- *троостит*;
- *бейнит*.

Перлит, *сорбит* и *троостит* образуются на границах зерен аустенита при его переохлаждении в интервале температур $A_1 - 500$ °С и растут одновременно в виде колоний по направлению от границ к центру аустенитного зерна. Зародышем перлитной колонии является цементит, который возникает в обогащенном углеродом участке (рис. 2.9, а). При росте цементитной пластины вблизи нее аустенитное зерно обедняется углеродом и создаются условия для зарождения путем полиморфного γ (ГЦК)- α (ОЦК) превращения ферритных пластин, которые примыкают к цементитной. При утолщении ферритной пластины, практически не содержащей углерода, он оттесняется в аустенит, в результате чего создаются условия для появления новых цементитных пластин и т. д. (рис. 2.9, б, в). Если от колонии ответвляется пластина с другой ориентацией, то она служит зародышем новой перлитной колонии [10] (рис. 2.9, г, д).

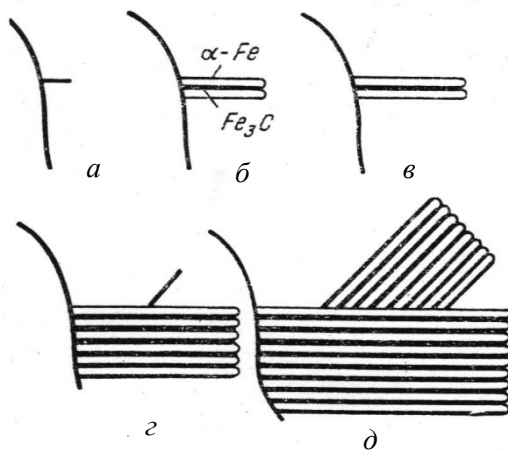


Рис. 2.9. Схема зарождения и роста двух перлитных колоний

Продукты превращения имеют пластинчатое строение (рис. 2.10) и отличаются лишь степенью дисперсности [11].

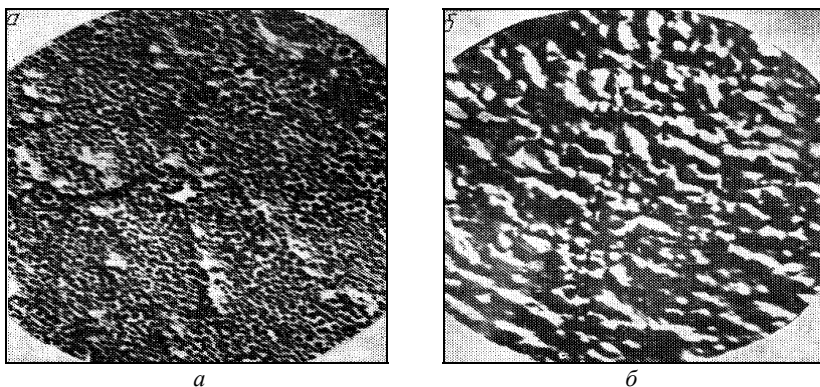


Рис. 2.10. Микроструктура троостита (а) и сорбита (б) отпуска $\times 7500$

Чем больше переохлаждение аустенита, чем ниже температурный интервал его распада, тем выше дисперсность ферритно-карбидной смеси. Повышение дисперсности структурных составляющих приводит к уменьшению толщины пластинок феррита и карбидов и сокращению межпластиночного расстояния, которое в перлите составляет (0,6–1) мкм, сорбите – (0,25–0,3) мкм и троостит – (0,1–0,15) мкм.

С увеличением степени дисперсности твердость, прочность и выносливость стали возрастают, так как они прямо пропорциональны площади поверхности раздела между ферритом и карбидами. При определенных условиях, например при термической обработке по режиму отжига, карбидные включения сфероидизируются; полученная структура называется зернистым перлитом.

Бейнит образуется в результате распада аустенита при температурах, когда самодиффузия железа и диффузия легирующих элементов практически невозможны, а диффузия углерода еще достаточно высока.

Бейнитное превращение является промежуточным между перлитным и мартенситным превращениями. Кинетика превращения и образующиеся структуры имеют черты кинетики и структур, наблюдаемых при диффузионном перлитном и бездиффузионном мартенситном превращениях. Схема бейнитного превращения представлена на рис. 2.11 [9].

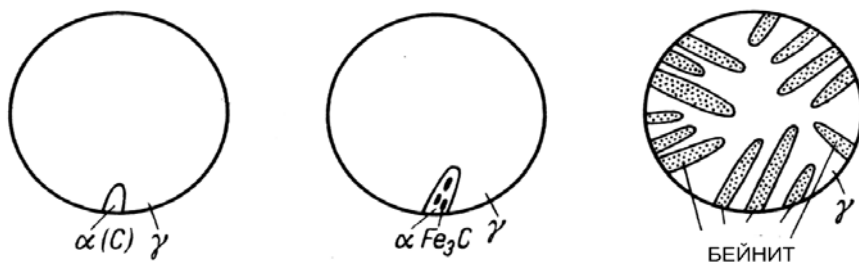


Рис. 2.11. Схема образования бейнита

В результате бейнитного превращения образуется смесь α -фазы (феррита) и карбида, которая называется бейнитом. Карбид в бейните не имеет пластинчатого строения, свойственного перлиту. Карбидные частицы в бейните очень дисперсны, их можно обнаружить только под электронным микроскопом. Феррит имеет иглообразное (пластинчатое) строение.

Различают верхний и нижний бейнит, образующийся соответственно в верхней и нижней части промежуточного интервала температур (условная граница между ними $350\text{ }^{\circ}\text{C}$). Верхний бейнит имеет перистое строение (рис. 2.12, *а*), нижний – иглообразное, мартенситоподобное (рис. 2.12, *б*). Нижний бейнит по виду микроструктуры

бывает трудно отличить от отпущенного мартенсита. Ферритная фаза в бейните является пересыщенным твердым раствором углерода в α -железе. Карбидная фаза в верхнем бейните – цементит, а в нижнем – ϵ -карбид ($\text{Fe}_{2,3}\text{C}$), который заменяется цементитом с увеличением времени выдержки (аналогично отпуску стали). Формирование при сварке и термической обработке бейнитной структуры способствует повышению механических свойств основного металла и сварных соединений по отношению к перлитной структуре. Особенно высокими прочностными и пластическими свойствами обладает металл со структурой нижнего бейнита. Металл со структурой верхнего бейнита имеет более низкие механические характеристики.

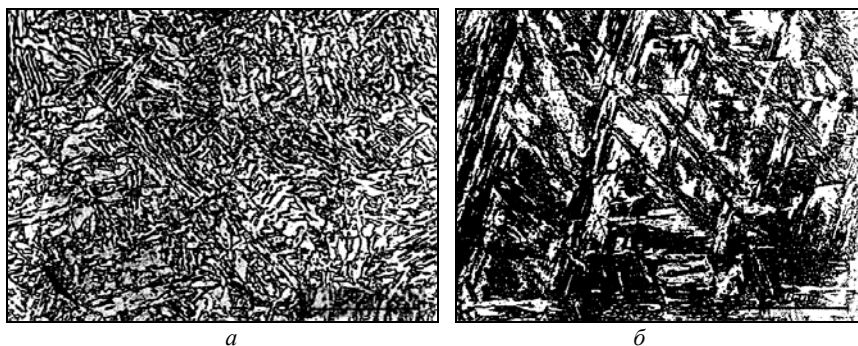


Рис. 2.12. Структура верхнего (а) и нижнего (б) бейнита $\times 350$

В зависимости от скорости охлаждения в сталях формируется бейнито-мартенситная структура с различным содержанием бейнита. Твердость такой структуры зависит от соотношения этих фаз. В доэвтектоидных сталях при определенных сравнительно небольших скоростях охлаждения аустенита возможно образование в структуре феррита.

Таким образом, структурно-фазовый состав, форма и дисперсность выделяющихся фаз существенно влияют на формирование механических и эксплуатационных свойств сварных соединений.

Описание микроструктуры и определение количества фаз и основных структурных составляющих стали осуществляется с помощью качественного и количественного микроанализов. Наиболее простым является сравнительный метод оценки фазового состава

в баллах по эталонным шкалам, приведенным в ГОСТ 8233–56 [12]. Основные шкалы позволяют определить соотношение пластинчатого и зернистого перлита: 10 баллов 0–100% $\times 500$; соотношение мартенсита и троостита – 0–100% $\times 500$; соотношение феррита и перлита – 0–100% $\times 100$.

Для более точной количественной оценки фазового состава в сварных соединениях используют точечный метод Глаголева и линейный метод Розиваля [13]. Возможно также применение компьютерных методов оценки фазового состава.

Точечный метод Глаголева применяется для анализа высокодисперсных структур (троостита, сорбита, карбидной неоднородности и др.). Этот метод сводится к подсчету числа узловых точек сетки окуляр-микрометра, попавших на высокодисперсную фазу (рис. 2.13). Объемное содержание высокодисперсной фазы V_ϕ определяется как

$$V_\phi = \frac{n_\phi}{n} \cdot 100 \%,$$

где n_ϕ – число узловых точек сетки окуляр-микрометра, попавших на высокодисперсную фазу;

n – общее число узловых точек сетки окуляр-микрометра.

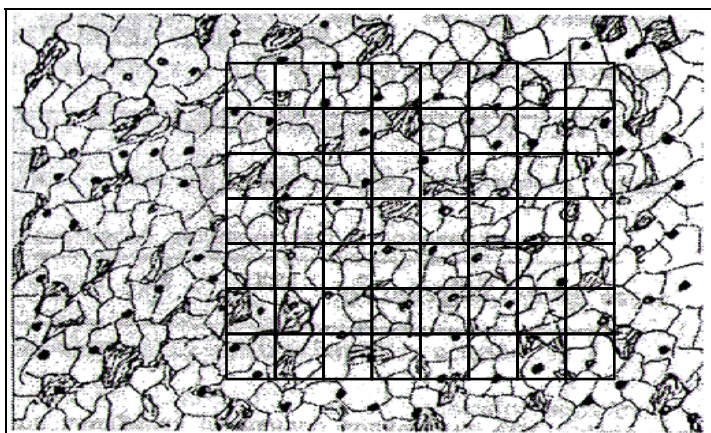


Рис. 2.13. Схема определения фазового состава стали методом Глаголева

Число точек следует подсчитывать в нескольких полях зрения, при этом суммарное число точек в этих полях $n_{\text{общ}}$ должно быть не менее 200:

$$n_{\text{общ}} = \sum_{i=1}^n n_i \geq 200.$$

Суммируя $n_{\text{ф}}$ по всем полям зрения, получим $n_{\text{ф.общ}}$. Относительный объем $V_{\text{ф}}$, занимаемый данной фазой, рассчитывается по формуле

$$V_{\text{ф}} = \frac{n_{\text{ф.общ}}}{n_{\text{общ}}} \cdot 100 \ %.$$

Результаты измерений записываются в табл. 2.1.

Линейный метод Розиваля сводится к измерению и суммированию длин отрезков прямых линий, проходящих через данную фазу или структурную составляющую на определенной длине секущей линии (рис. 2.14). Объемное содержание структурной составляющей $V_{\text{ф}}$ находят по формуле

$$V_{\text{ф}} = \frac{\sum_{i=1}^n l_{\text{ф}}}{L},$$

где $\sum_{i=1}^n l_{\text{ф}}$ – суммарная длина отрезков случайной секущей, прохо-

дящей через данную фазу;

L – длина случайно проведенной секущей.

На практике этот метод используют следующим образом:

1) изображение микроструктуры пересекают прямыми линиями, проходящими через все фазы структуры исследуемого образца (см. рис. 2.14);

2) измеряют и суммируют длины отрезков, проходящих через каждую фазу;

3) полученную сумму длин делят на общую длину секущей линии.



Рис. 2.14. Схема определения фазового состава стали линейным методом Розиваля

Величину отрезков можно измерить по микрофотографии, используя масштабную линейку, а также с помощью микроскопа или непосредственно в поле зрения, используя окуляр-микрометр (окуляр с нанесенными делениями). При этом необходимо, чтобы общее число измерений линейным методом длин отрезков, отсекаемых каждой фазой, было не менее 20–25. В этом случае ошибка измерения не превысит 2–5 %.

Компьютерная оценка фазового состава стали. Современные методы оценки структуры базируются на использовании программных средств обработки изображений микроструктуры. Источником информации для последующей обработки является изображение микроструктуры, полученное путем сканирования фотографии либо шлифа.

При использовании шлифов в программный комплекс входит микроскоп (рис. 2.15), оснащенный цифровой камерой для ввода изображения в компьютер. Процесс обработки изображений основан на сравнении яркости окраски различных фаз, приобретаемой при травлении шлифа.



Рис. 2.15. Металлографический комплекс на базе микроскопа МИИТ для комплексных исследований микроструктуры металлов и сплавов

Порядок выполнения работы

1. Ознакомиться с основными фазами, их формой, взаимным расположением и микротвердостью в структуре стали и сварных соединений. Охарактеризовать и описать полученные структуры.

2. Определить путем сравнения со шлаками ГОСТ 8233–56 структуру и фазовый состав сталей в соответствии с выданными преподавателем индивидуальными заданиями, подтвердив (при необходимости) идентификацию фаз или структурных составляющих измерением микротвердости.

3. Определить количество фаз и структурных составляющих различных сталей линейным методом. Результаты измерений внести в табл. 2.1.

4. Ознакомиться с методикой компьютерной оценки структуры сталей.

5. Рассчитать эквивалент углерода стали по формуле

$$C_{\text{экр}} = C + \frac{\text{Mn}}{6} + \frac{\text{Cr} + \text{Mo} + \text{V}}{5} + \frac{\text{Ni} + \text{Cu}}{15}.$$

Результаты внести в табл. 2.2, используя данные марочника сталей и сплавов [14].

6. Сделать выводы по полученным результатам и установить связь химического, фазового состава, структуры с твердостью и свариваемостью.

Таблица 2.1

Количество фаз и структурных составляющих различных сталей

Марка стали	Фаза, структурная составляющая, % микротвердость, HV	Результаты измерений, %										Среднее арифметическое
		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	
20												
У12												
30ХГСА												
12Х18Н10Т												

Таблица 2.2

Взаимосвязь структурно-фазового состава и свойств сталей

Марка стали	Фазы, структурные составляющие, % микротвердость, HV					Оценка состояния стали	C _{экв}	Выводы о свариваемости стали	Название стали
	Ф	П	А	Карбид	М				
20						Отожж.			
У12						Отожж.			
30ХГСА						Зак.			
12Х18Н10Т						Отожж. (зак.)			

Лабораторная работа № 3

ИЗУЧЕНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ МЕТАЛЛА СВАРНОГО ШВА

Цель работы: изучить микроструктуру металла сварного шва, образующуюся в результате первичной и вторичной кристаллизации.

Общие сведения

Сварной шов формируется при кристаллизации расплава сварочной ванны, содержащего как основной, так и присадочный (при его введении) материалы. При этом происходит первичная (из расплава) и вторичная (в твердом состоянии в связи с полиморфными превращениями) кристаллизации, в ходе которых формируются различные структуры и свойства сварных соединений.

Первичная структура металла шва

Первичная структура металла сварного шва, образующаяся при кристаллизации жидкого расплава в твердое агрегатное состояние, представляет собой *дендриты* или *ячейки*, растущие из *зародышей*, т. е. самостоятельных *центров кристаллизации* [6].

Ячейки – это столбчатые кристаллы, ориентированные в направлении теплоотвода (обратно градиенту температур). Между ячейками находятся разделительные (пограничные) зоны, обогащенные оттесняемыми ячейками примесями (рис. 3.1, *а*).

Дендриты – это древовидные кристаллы со стволом (осью первого порядка), ориентированным в направлении теплоотвода и взаимно перпендикулярными ему осями второго порядка и соответственно им третьего порядка. Оси последующих порядков начинают расти последовательно после исчерпания потенциала роста осей предшествующего более низкого порядка, подобно растущему дереву (рис. 3.1, *б*). Объединенные в более крупные образования ячейки или дендриты, имеющие оси незначительной разориентировки и общие границы, называются *макрокристаллитами*.

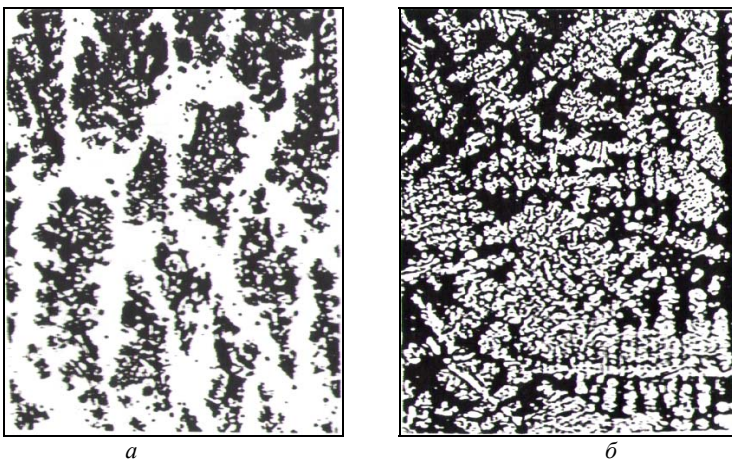


Рис. 3.1. Типы первичной структуры:
a – ячейки, *б* – дендриты

Формирование структуры металла сварного шва, подчиняясь общим закономерностям кристаллизации металлических расплавов, имеет свои особенности, связанные с более сложными условиями протекания кристаллизации в сварочной ванне. В общем случае, для осуществления кристаллизации расплава необходимо его переохлаждение, образование и рост зародышей. Переохлаждение может быть термическим и концентрационным. Термическое переохлаждение связано с теплоотводом в прилегающий холодный металл, концентрационное – с различной растворимостью и распределением примесей в твердой и жидкой фазах (в твердой фазе растворимость меньше, чем в жидкой) и образованием диффузионного слоя с избыточным содержанием примесей (концентрационное уплотнение). Концентрация примесей в нем убывает по экспоненциальной зависимости: от максимальной у фронта кристаллизации (граница раздела между жидким и твердым металлом) до начальной на границе этого слоя с расплавом начального состава (рис. 3.2, *a*) [15].

В соответствии с этим увеличивается равновесная температура ликвидуса ($T_{ж}$) – от минимальной до величины, равной температуре ликвидуса расплава начального состава. Величина действительных температур ($T_{д}$) в этой зоне расплава из-за наличия примесей ниже равновесной ($T_{ж}$), а степень переохлаждения равна ($T_{ж}-T_{д}$) (рис. 3.2, *б*). Толщина диффузионного слоя δ определяется следующей зависимостью:

$$\delta = \frac{D_{\text{ж}}}{V_{\text{кр}}}, \text{ см,}$$

где $D_{\text{ж}}$ – коэффициент диффузии примеси в жидком расплаве, $\text{см}^2/\text{с}$;
 $V_{\text{кр}}$ – скорость кристаллизации, $\text{см}/\text{с}$.

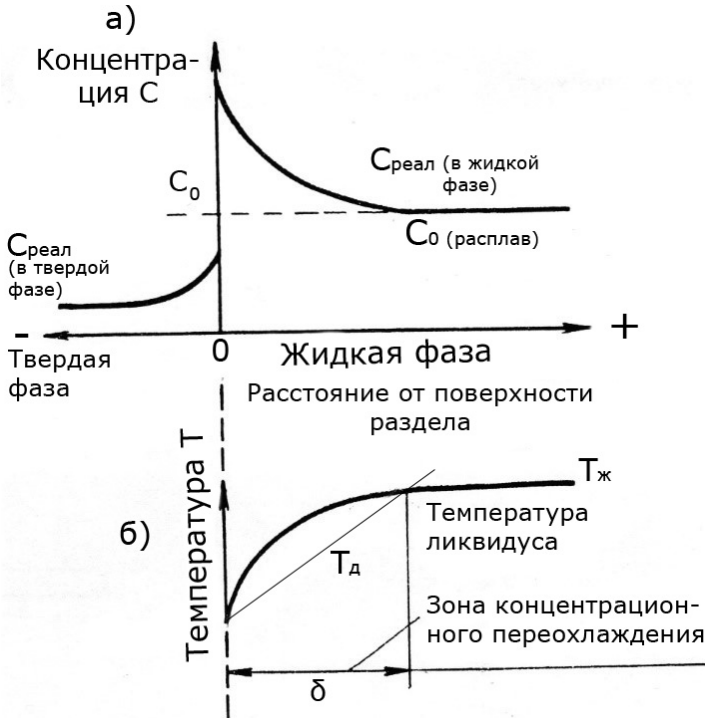


Рис. 3.2. Схема концентрационного переохлаждения:
 а – изменение концентрации примесей в твердой и жидкой фазах;
 б – изменение температуры ликвидуса ($T_{\text{ж}}$) и действительное распределение температур ($T_{\text{д}}$) в расплаве перед фронтом кристаллизации

При сварке одновременно с кристаллизацией происходит введение тепла в сварочную ванну движущимся источником энергии, скорость движения которого определяет скорость перемещения фронта кристаллизации.

При удалении источника тепла и малом объеме расплава тепло интенсивно отводится в прилегающий околосшовный холодный металл (термическое переохлаждение) и скорость кристаллизации увеличивается. Переохлаждение расплава инициирует кристаллизацию расплава и ускоряет ее с ростом степени переохлаждения, в том числе и за счет образования перед фронтом кристаллизации концентрационного уплотнения. Поскольку в сварных швах всегда имеются готовые центры кристаллизации и энергия образования зародышей понижена, требуемое переохлаждение может быть меньшим или необходимость в нем может вообще отсутствовать.

Еще одной особенностью кристаллизации металла шва является его значительный перегрев (температура расплава составляет 1600–2300 °С) и очень малая продолжительность $\tau_{\text{в}}$ нахождения расплава при этих температурах:

$$\tau_{\text{в}} = \frac{L_{\text{в}}}{V_{\text{св}}},$$

где $L_{\text{в}}$ – длина сварочной ванны, см;

$V_{\text{св}}$ – скорость сварки, см/с.

Процесс кристаллизации в таких условиях происходит благодаря дополнительным центрам кристаллизации и зародышеобразования кристаллов – зерна частично оплавленного основного металла, имеющиеся в расплаве нерастворенные частицы неметаллических включений (оксиды, карбиды, нитриды и т. п.), попадающие в сварочную ванну из флюса, шлака, электродного покрытия. Неметаллические включения имеют, как правило, более высокую температуру плавления, чем свариваемый металл, и не успевают в силу быстротечности процессов раствориться в расплаве.

Под действием газодинамических, электромагнитных и гравитационных сил происходит интенсивное перемешивание расплава и распределение тугоплавких частиц по всему объему сварочной ванны.

Характер кристаллизации расплава в значительной мере зависит от градиента температур. Мгновенное состояние расплава и распределение температур в различных сечениях при дуговой сварке плавлением представлено на рис. 3.3 [14].

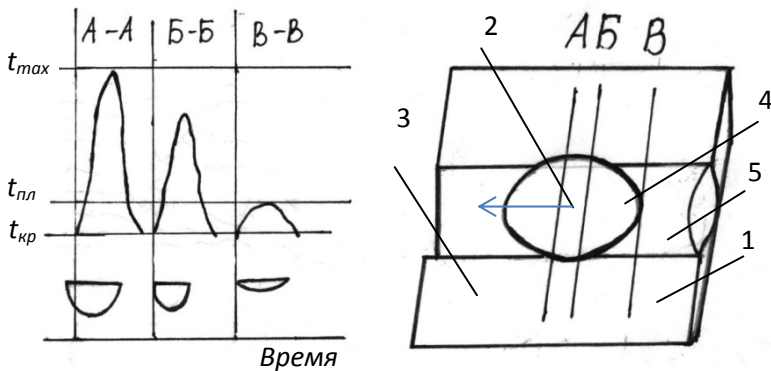


Рис. 3.3. Распределение температур в различных сечениях жидкой ванны при мгновенном прекращении дуговой сварки с присадочным материалом:

1 – свариваемые пластины; 2 – место электрода; 3 – направление сварки; 4 – сварочная ванна; 5 – сварной шов

По мере удаления от оси электрической дуги температура расплава уменьшается от максимальной (примерно 2300 °С) до температуры кристаллизации $t_{кр}$ вблизи кромки основного металла. Температура в сечении А-А, которое проходит через ось электрической дуги, но поперек оси шва, выше, чем в сечениях Б-Б и В-В, находящихся ближе к хвостовой части ванны. Поэтому рост кристаллов от зерен частично оплавленного основного металла происходит интенсивнее в хвостовой части ванны, чем в центральной. В связи с этим кристаллы у хвостовой части ориентированы вдоль оси сварного шва, а кристаллы, растущие с боковых поверхностей, расположены относительно оси шва под определенным углом (рис. 3.4).

Структура металла сварного шва (размер и морфология кристаллитов, угол их наклона относительно оси шва) зависят от многих факторов проведения сварки. В частности, чем выше скорость сварки и, соответственно, выше скорость кристаллизации, тем меньше размеры всех элементов структуры.



Рис. 3.4. Кристаллическое строение сварочной ванны при мгновенном прекращении дуговой сварки

При сравнительно небольшой продолжительности существования расплава сварочной ванны (малый объем ванны, высокая скорость сварки и др.) столбчатые кристаллы могут расти до их столкновения в центре сварного шва (рис. 3.5, *а*). При большой ванне и медленной кристаллизации металла в центральной части шва, в которой отсутствует направление явно ориентированного теплоотвода, образуется зона равноосных кристаллов (рис. 3.5, *б*). При сварке на охлаждаемой металлической подкладке (рис. 3.5, *в*) на ней образуется тонкий слой мелких разориентированных кристаллов, являющихся в дальнейшем зародышами для растущих от них столбчатых кристаллов. В случае многослойной сварки (рис. 3.5, *г*) кристаллы каждого ранее сформировавшегося слоя становятся зародышами для кристаллизации последующих слоев.

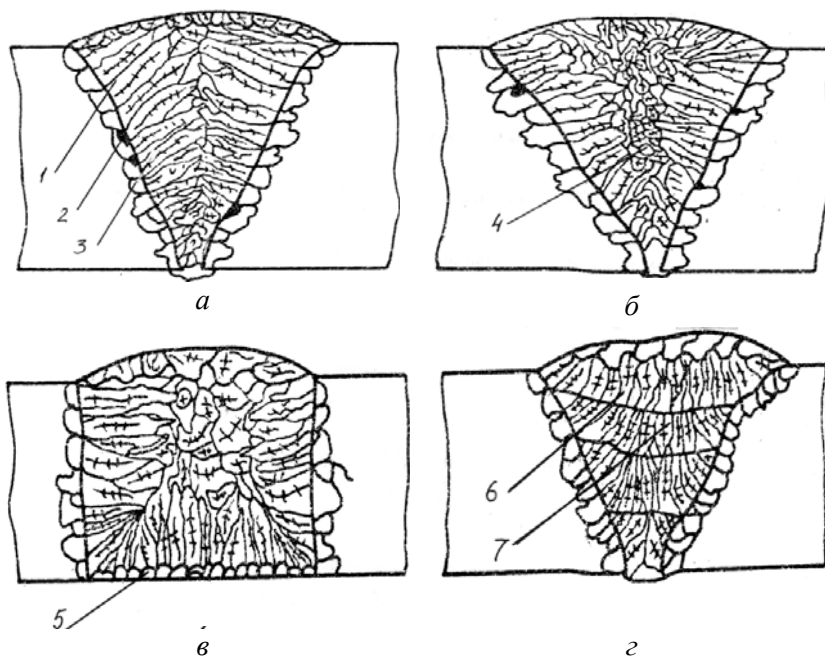


Рис. 3.5. Кристаллическое строение сварного шва в поперечном сечении:
 1 – столбчатые (дендритные) кристаллы; 2 – неметаллические включения;
 3 – оплавленные зерна основного металла; 4 – равноосные кристаллы
 в центре слитка; 5 – мелкие разориентированные кристаллы;
 6, 7 – слои при многослойной сварке

Тип первичной структуры зависит также от теплофизических условий кристаллизации. В случае небольшого концентрационного переохлаждения, малого содержания примесей и большого градиента температур в сварном шве образуется ячеистая структура. Значительное концентрационное переохлаждение (большая концентрация примесей, достаточная ширина слоя) и замедленная скорость кристаллизации (при малом температурном градиенте) создают условия для формирования дендритной структуры.

Промежуточные условия способствуют образованию ячеисто-дендритной первичной структуры. При этом в центре сварного шва, кристаллизующегося последним, жидкая фаза существенно обогащена примесями, и в нем создаются условия для зарождения и роста новых кристаллов, препятствующих росту столбчатых кристаллов. В результате этого формируются равноосные дендриты, имеющие наименьшую ударную вязкость и прочность. Это объясняется наличием усадочных рыхлот между вторичными осями. Ячеисто-дендритная и ячеистая первичные структуры обладают большей плотностью металла шва и, следовательно, большей ударной вязкостью и прочностью.

Увеличение скорости кристаллизации и возрастание вследствие этого степени дисперсности первичной структуры шва (уменьшение ширины осей ячеек и их пограничных зон, ширины осей дендритов и расстояния между ними) способствует повышению механических свойств.

Таким образом, характер и дисперсность первичной структуры оказывают существенное влияние на механические свойства сварного шва.

Вторичная кристаллизация металла сварного шва

Образующаяся в результате кристаллизации из расплава *первичная структура* сварного шва сохраняется до температур полиморфных превращений.

Структура, формирующаяся в твердом состоянии из первичной в результате полиморфных превращений, называется *вторичной*, а процесс превращения – *вторичной кристаллизацией*.

В зависимости от параметров термического цикла сварки, главным образом от скорости охлаждения металла сварного шва, а так-

же химического состава стали, превращение аустенита будет происходить в различных температурных интервалах. Будут образовываться различные структуры: феррит, перлит или более дисперсные феррито-цементитные смеси (сорбит, троостит), бейнит, мартенсит, а также возможны выделения металлоподобных фаз (карбидов, интерметаллидов и др.) и сохранение остаточного аустенита [17]. По мере охлаждения превращение аустенита начинается в областях с наименьшим содержанием легирующих элементов, а заканчивается в областях с наибольшим их содержанием. Неодновременность превращений вызывает повышение внутренних напряжений, иногда вплоть до образования микротрещин.

Те участки аустенита, которые имеют наименьшее содержание легирующих элементов (оси дендритов и ячеек), распадаются в высокотемпературной области с образованием феррита, а участки сварного шва, имеющие повышенную концентрацию легирующих элементов, распадаются с образованием дисперсных феррито-цементитных смесей (перлит, сорбит, троостит), бейнита или мартенсита.

Дисперсность зерен структурно-свободного феррита и его количество существенно зависят от количества и дисперсности микрокристаллов в первичной структуре.

При исследовании вторичной структуры необходимо одновременно анализировать несколько участков сварного шва. Так, например, в сварных швах, выполненных ручной дуговой, полуавтоматической или автоматической сваркой, анализируют (рис. 3.6.) центральную часть шва (1), верхнюю часть шва (2) и часть шва в зоне линии сплавления с основным металлом или подварочным швом (3).

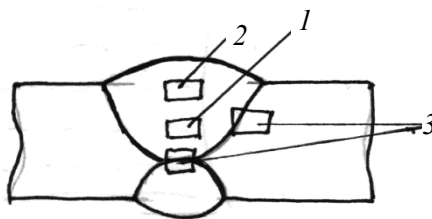


Рис. 3.6 Анализ различных участков сварного шва

Для выявления первичной структуры используются реактивы Оберхоффера или Подгоецкого, позволяющие дифференцировать участки, обогащенные примесями (более светлые) и обедненные примесями (более темные) оси дендритов или ячеек.

Состав реактива Оберхоффера: 3 мл HCl; 0,2 г CuCl₂; 3 г FeCl₃; 0,1 г SnCl₂; 100 мл этилового спирта; 100 мл H₂O.

Состав реактива Оберхоффера: 3 мл HCl; 0,2 г CuCl₂; 3 г FeCl₃; 0,1 г SnCl₂; 100 мл этилового спирта; 100 мл H₂O.

Состав реактива Подгоецкого: 100 мл HCl; 0,25 г CuCl₂; 6 г FeCl₃; 0,1 г SnCl₂; 100 мл этилового спирта; 100 мл H₂O [18].

Порядок выполнения работы

1. Просмотреть под микроскопом набор шлифов с выявленной первичной структурой. Классифицировать первичную структуру изучаемых сварных швов.

2. Просмотреть под микроскопом набор шлифов тех же сварных соединений, но с выявленной вторичной структурой швов. Классифицировать вторичную структуру изучаемых сварных швов.

3. По комплекту фотографий микроструктуры сварных швов, соответствующих различным технологическим вариантам сварки, выполнить количественную оценку вторичной микроструктуры.

Лабораторная работа № 4

ИЗУЧЕНИЕ СТРУКТУРЫ ЗОНЫ ТЕРМИЧЕСКОГО ВЛИЯНИЯ ПРИ СВАРКЕ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

Цель работы: изучить структуру основного металла и зоны термического влияния при сварке низкоуглеродистых сталей.

Общие сведения

Сварка металлов в большинстве случаев выполняется при местном нагреве свариваемого изделия с помощью сварочного источника теплоты. Теплота неравномерно распространяется на участки основного металла, прилегающие к шву. Вблизи действия источника теплоты металл нагревается до более высокой температуры, которая снижается по мере удаления от источника нагрева. Структура и свойства металла существенно зависят от скорости нагрева и условий охлаждения. При быстром нагреве и небольшом времени пребывания металла при температурах выше критических образующиеся структуры могут быть неоднородными. При последующем охлаждении в результате фазовых превращений такие структуры (например, неомогенизированный аустенит в углеродистых сталях) способствуют получению конечной неравновесной структуры.

Зона сварного соединения, прилегающая к металлу шва, в которой под действием тепла происходит изменение структуры и свойств свариваемого металла, называется *зоной термического влияния* (ЗТВ) или *околошовной зоной*. Температура нагрева металла в ЗТВ изменяется от температуры плавления до окружающей температуры. Структура и свойства металла этой зоны, зависящие от его химического состава (в первую очередь содержания углерода), теплофизических свойств и термического цикла сварки, в значительной мере определяют свойства сварных соединений: прочность, пластичность и ударную вязкость. ЗТВ образуется при всех видах сварки плавлением. Ширина ее изменяется в зависимости от способа и режима сварки, состава и толщины основного металла [16, 19].

В соответствии с диаграммой состояния системы $Fe-C$ и максимальной температурой в отдельных точках ЗТВ (рис. 4.1) различаются следующие ее участки: 1–2 – неполного расплавления; 2–3 – перегрева; 3–4 – нормализации; 4–5 – неполной перекристаллизации; 5–6 – рекристаллизации; 6 – синеломкости.

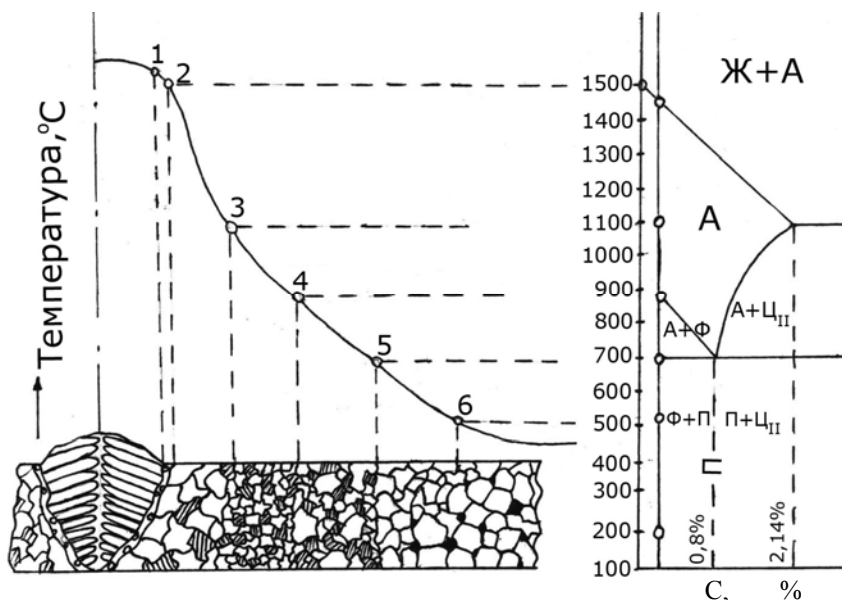


Рис. 4.1. Строение сварного шва при сварке низкоуглеродистых сталей

Участок неполного расплавления (зона сплавления) является переходным от металла шва к основному, его часто называют переходной зоной. Он представляет собой узкую полоску основного металла, которая в процессе сварки нагревается в интервале температур ниже линии ликвидуса, но выше солидуса, и состоит из частично расплавленного основного металла. На этом участке, находящемся в твердо-жидком состоянии, протекает диффузия некоторых элементов между сварным швом и основным металлом. Поэтому переходная зона отличается по химическому составу как от основного, так и от наплавленного металла. На этом участке имеет место значительный рост зерен, скопление примесей, в результате чего он имеет пониженную прочность и пластичность, что в ряде случаев существенно влияет на работоспособность сварной конструкции.

Участок неполного расплавления имеет небольшую ширину (0,1–0,4 мм) и для сталей с малым интервалом температур ликвидуса и солидуса резко разделяет металл шва от нерасплавившегося при сварке основного металла и называется границей или линией сплавления.

Участок перегрева ограничивается температурными границами: со стороны шва – температурой участка неполного расплавления, а со стороны основного металла – температурой примерно 1100 °С. На этом участке при сварочном нагреве металл претерпевает полиморфное α - γ -превращение. По мере перегрева металла выше температуры A_{c3} аустенитное зерно интенсивно растет.

При охлаждении происходит обратное γ - α -превращение, при котором из крупного исходного зерна аустенита образуется крупнозернистая вторичная ферритно-перлитная структура. Тип этой структуры зависит от состава металла и термического цикла сварки. Для перегретой стали характерно образование видманшеттовой структуры, отличающейся направленностью ферритных зерен (см. л. р. № 2). Эта структура наиболее часто образуется у стали, подвергнутой газовой и электрошлаковой сварке, реже – при дуговой сварке. Крупнозернистая структура снижает механические свойства, особенно пластичность и сопротивление хрупкому разрушению, что часто оказывает решающее влияние при оценке свариваемости данной стали. Ширина этого участка изменяется от 1 до 3 мм.

Участок нормализации охватывает металл, нагретый в процессе сварки от температуры немного выше A_{c3} до температуры 1100 °С. На этом участке характер структурных превращений аналогичен превращениям, происходящим на участке перегрева. Отличие заключается в том, что α - γ -превращение протекает при незначительном перегреве выше A_{c3} , и поэтому зерно практически не увеличивается. При охлаждении исходного зерна аустенита образуется конечная мелкозернистая ферритно-перлитная структура, отличающаяся достаточно высоким комплексом механических свойств (прочностью, пластичностью и вязкостью). Эти свойства обычно выше свойств основного металла, не подвергавшегося нагреву при сварке. Ширина этого участка изменяется от 1,2 до 4 мм в зависимости от способа и режима сварки.

Участок неполной перекристаллизации охватывает металл, подвергшийся нагреву в интервале температур A_{c1} - A_{c3} .

В этом интервале температуры существуют одновременно две фазы: аустенит, который появился в результате частичного α - γ -превращения, и феррит. В связи с этим металл данного участка для низкоуглеродистых и низколегированных сталей после охлаждения характеризуется своеобразной структурой. Мелкие

зерна феррита и перлита, прошедшие перекристаллизацию, располагаются вокруг старых, более крупных зерен феррита, оставшихся без изменений [19]. Механические свойства металла этого участка, состоящего из резко различных по размерам зерен, понижены.

Участок рекристаллизации наблюдается при сварке стали, подвергавшейся холодной пластической деформации (ковка, штамповка, прокатка, гибка и т. д.). В результате деформации металл наклепывается (упрочняется) и приобретает вытянутую зернистую структуру (текстуру). На этом участке при температуре от $0,4 T_{пл}$ до A_{c1} ($\sim 450-725$ °С) происходит процесс рекристаллизации, который заключается в зарождении на границах деформированных неравноосных зерен новых равноосных зерен, растущих за счет исчезновения старых. В результате рекристаллизации структура этого участка состоит из равноосных зерен феррита и перлита. Металл приобретает большую пластичность, но снижается его прочность. Если до сварки металл не подвергался пластической деформации (например, литые сплавы), процесс рекристаллизации не имеет места.

Участок синеломкости охватывает температурный интервал $100-500$ °С, при котором появляются синие цвета побежалости на поверхности металла. Этот участок в процессе сварки не претерпевает видимых структурных изменений, однако в нем протекают процессы выделения из твердого раствора (феррита) нитридов, карбидов, т. е. процессы старения. В результате этого при сварке низкоуглеродистых сталей с повышенным содержанием газов наблюдается снижение ударной вязкости и пластичности, что может способствовать развитию трещин на этом участке ЗТВ.

Порядок проведения работы

1. Изучить микроструктуру металла шва.
2. Изучить микроструктуру основного металла вдали от линии сплавления.
3. Изучить микроструктуру металла участков ЗТВ, начиная с линии сплавления.
4. Зарисовать изученные микроструктуры ЗТВ и указать по каким признакам различают характерные участки ЗТВ.
5. Указать причины образования и особенностей структуры каждого из участков ЗТВ.
6. Составить письменный отчет о работе.

Лабораторная работа № 5

ОПРЕДЕЛЕНИЕ СТРУКТУРНОГО СОСТАВА ЗОН СМЕШЕНИЯ В СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЯХ РАЗЛИЧНЫХ СТАЛЕЙ ПО СТРУКТУРНОЙ ДИАГРАММЕ ШЕФФЛЕРА

Цель работы: изучить структурную диаграмму Шеффлера для высоколегированных сталей и определить пригодность присадочных материалов для сварки различных сталей.

Общие сведения

Согласно ГОСТ 5632–72 [20] «к высоколегированным сталям условно отнесены сплавы, массовая доля железа в которых более 45 %, а суммарная массовая доля легирующих элементов не менее 10 %, считая по верхнему пределу при массовой доле одного из элементов не менее 8 % по нижнему пределу». Высоколегированные стали применяются практически во всех производственных отраслях. В зависимости от основных свойств, такие стали делятся на три большие группы:

1) *коррозионностойкие* (нержавеющие) – обладающие стойкостью против электрохимической и химической коррозии (атмосферной, почвенной, щелочной, кислотной, солевой), межкристаллитной коррозии, коррозии под напряжением и др.;

2) *жаростойкие* (окалиностойкие) – обладающие стойкостью против химического разрушения поверхности в газовых средах при температурах выше 550 °С, работающие в ненагруженном или слабонагруженном состоянии;

3) *жаропрочные* – способные работать в нагруженном состоянии при высоких температурах в течение определенного времени и обладающие при этом достаточной жаростойкостью.

Многие стали могут относиться одновременно к нескольким группам.

Указанные высоколегированные стали являются низкоуглеродистыми с различной системой легирования, что определяется назначением и требованиями к рабочим свойствам. Основными легирующими элементами являются хром и никель. Остальные легирующие элементы подразделяются на две группы:

1) *ферритностабилизирующие* – Mo, W, V, Nb, Ti, Si и др., повышающие количество феррита в структуре стали, аналогично хрому;

2) *аустенитностабилизирующие* – С, Со, Мп, N, которые наряду с никелем повышают устойчивость аустенита.

В зависимости от соотношения легирующих элементов по структуре, получаемой после высокотемпературного нагрева и последующего охлаждения на воздухе, стали условно подразделяются на следующие классы [6, 21]:

1) *ферритный* – имеющий структуру феррита (08X17Г, 15X25Г, 15X28);

2) *мартенситный* – имеющий структуру мартенсита (08X13, 15X11МФ, 18X11МНФБ);

3) *аустенитный* – имеющий структуру аустенита (08X18Н10, 45X14Н14В2М);

4) *аустенитно-ферритный* – имеющий структуру аустенита и феррита с широким диапазоном изменения соотношения структурных составляющих (08X22Н6Г, 09X17Н7Ю);

5) *мартенситно-ферритный* – содержащий в структуре, кроме мартенсита, не менее 10 % феррита (15X6С10);

б) *аустенитно-мартенситный* – имеющий структуру аустенита и мартенсита, количество которых изменяется в широких пределах.

Структурный класс стали зависит, прежде всего, от ее химического состава. Влияние состава на тип структуры высоколегированных сталей показывает диаграмма Шеффлера (рис. 5.1) [3, 21]. Диаграмма выражает зависимость структуры сталей от эквивалентов никеля $Ni_{\text{эКВ}}$ и хрома $Cr_{\text{эКВ}}$, которые рассчитываются по следующим формулам:

$$Ni_{\text{эКВ}} = \% Ni + 30 \cdot \% C + 0,5 \cdot \% Mn + 12 \cdot \% N,$$

$$Cr_{\text{эКВ}} = \% Cr + \% Mo + 1,5 \cdot \% Si + 0,5 \cdot \% Nb + 3,5 \cdot \% Ti.$$

При отсутствии азота в составе стали в расчете $Ni_{\text{эКВ}}$ коэффициент перед марганцем будет равным не 0,5, а 1,5.

Никелевый эквивалент характеризует суммарное воздействие аустенитно-стабилизирующих элементов, хромовый – ферритно-стабилизирующих, содержащихся в стали. Рассчитанные значения $Ni_{\text{эКВ}}$ и $Cr_{\text{эКВ}}$ откладываются на оси ординат и оси абсцисс соответственно. Точки пересечения попадают в ту или иную фазовую область, позволяющую определить структурный класс стали.

Диаграмму Шеффлера можно также использовать для определения структурного и фазового состояния металла в зоне сплавления при сварке сталей различными присадочными материалами (рис. 5.2).

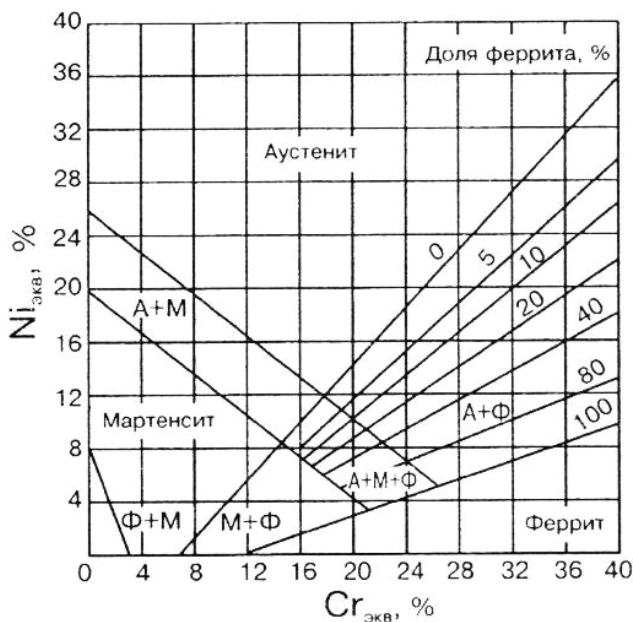


Рис. 5.1. Структурная диаграмма Шеффлера для высоколегированных сталей

Состав, структура металла в этой зоне и его свойства зависят от состава свариваемой стали и присадочного материала, степени проплавления. Используя эту диаграмму, можно судить о пригодности к сварке разнородных сталей.

Например [16] в качестве свариваемой стали используется низколегированная сталь. Присадочным является материал типа 08X18N10. В соответствии с усредненным составом, рассчитанным с помощью $Ni_{экв}$ и $Cr_{экв}$, свариваемая сталь имеет ферритно-мартенситную структуру (т. 1), присадочная сталь – аустенитную (т. 2). Прямая, соединяющая т. 1 и 2, характеризует структуру всех промежуточных сплавов, которые могут образовываться при смешении свариваемой и присадочной сталей в различных их соотношениях. Такими структурами являются аустенитная, аустенитно-мартенситная, мартенситная, ферритно-мартенситная. Чем больше

в сплаве смешения свариваемой стали, тем ближе он на прямой к т. 1, и чем больше присадочного металла, тем сплав ближе к т. 2.

Структурная диаграмма Шеффлера для высоколегированных сталей

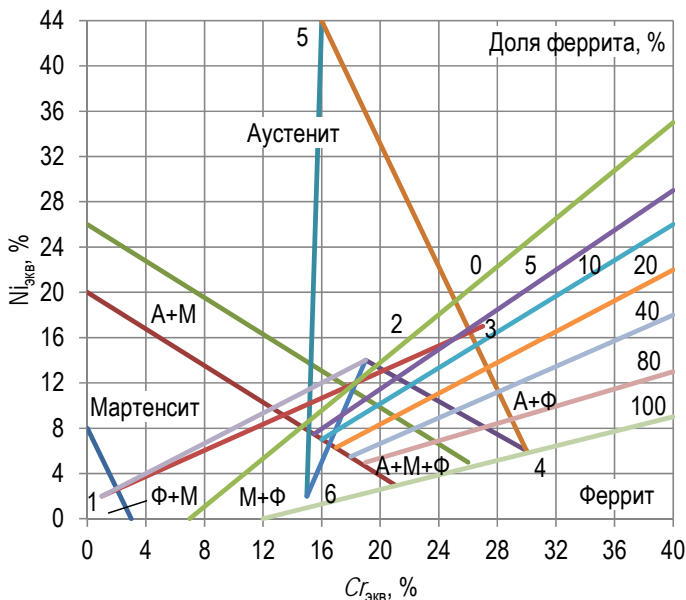


Рис. 5.2. Диаграмма Шеффлера и ее использование для определения структуры сварного шва

Основная часть зоны смешения будет иметь аустенитно-мартенситную структуру, небольшие участки, примыкающие к свариваемой стали, будут чисто мартенситными, а небольшие участки, примыкающие к шву, – чисто аустенитными.

Аналогичные структуры в зоне сплавления образуются при сварке различных низко-, среднеуглеродистых, низко- и среднелегированных сталей присадочными материалами типа 08X18H10, поскольку положение т. 1 для этих сталей не изменяется и всегда находится в нижней угловой области. В сплавах с мартенситно-аустенитной структурой мартенсита тем больше, чем выше степень проплавления и доля участия свариваемой стали. При проплавлении до 20 % зона сплавления близка к чисто аустенитной, при проплавлении более 50 %

зона сплавления близка к чисто мартенситной. Применение присадочного материала 08X18H10 для сварки низко- и среднелегированных сталей зависит от марки этих сталей, режимов сварки, условий эксплуатации сварного изделия и других факторов. При небольшом содержании углерода в свариваемых сталях и ограниченной степени проплавления в зоне сплавления образуется мартенсит с невысокой хрупкостью в сочетании с пластичным аустенитом. В этом случае возможно применение присадочного материала. Для сталей с большим количеством хрупкого мартенсита этот материал применять не следует. Для сварки стали с повышенным содержанием углерода (более 0,15 % С) использование этого материала вообще недопустимо, так как образующийся в зоне сплавления высокоуглеродистый хрупкий мартенсит резко снижает пластичность металла, повышает твердость и при наличии сварочных и других напряжений усиливает его склонность к появлению холодных трещин.

В качестве присадочного для таких сталей целесообразно применять материал X25H13, имеющий аустенитно-ферритную структуру (т. 3). В зоне сплавления образуется аустенитно-ферритная (степень проплавления 20–30 %) и аустенитная структуры. При высокой степени проплавления (более 40 %) в этой зоне может появиться небольшое количество низкоуглеродистого мартенсита, оказывающего незначительное влияние на хрупкость сварного соединения.

При сварке высокохромистых ферритных сталей с 25–27 % Cr (т. 4) аустенитными сталями независимо от $Ni_{эжв}$ (т. 2,5) в зоне смешения образуются только аустенитно-ферритная структура (линии 4–2 и 4–5). При сварке сталей с 13 % Cr (например 12X13 мартенситно-ферритного класса) (т. 6) в переходных сплавах (линии 6–2 и 6–5) формируется аустенитно-мартенситно-ферритная структура. В обоих случаях содержание Ni существенно не влияет на структуру зоны смешения.

Диаграмма Шеффлера позволяет определить структуру легированных сталей, способствующую появлению трещин при сварке (рис. 5.3). В области I, охватывающую аустенитную, аустенитно-мартенситную, мартенситную и аустенитно-ферритную (примерно до 12 % феррита) структуры сталей, возникает опасность возникновения *горячих трещин*, которые зарождаются при высоких температурах в процессе кристаллизации металла и могут развиваться при последующем охлаждении. В большинстве случаев они образуются при

сварке сталей аустенитного класса. Эти трещины могут появляться в металле шва и ЗТВ. Склонность к образованию горячих трещин в металле шва связана со значительными растягивающими напряжениями, вызванными низкой теплопроводностью сталей и значительной усадкой при затвердевании металла, а также формированием крупнозернистой столбчатой структуры и загрязнением границ зерен примесями в стали (сера, фосфор и др.). Появление горячих трещин в ЗТВ связано с частичным оплавлением участков основного металла, примыкающих ко шву, за счет образования легкоплавких эвтектик.

Структурная диаграмма Шеффлера

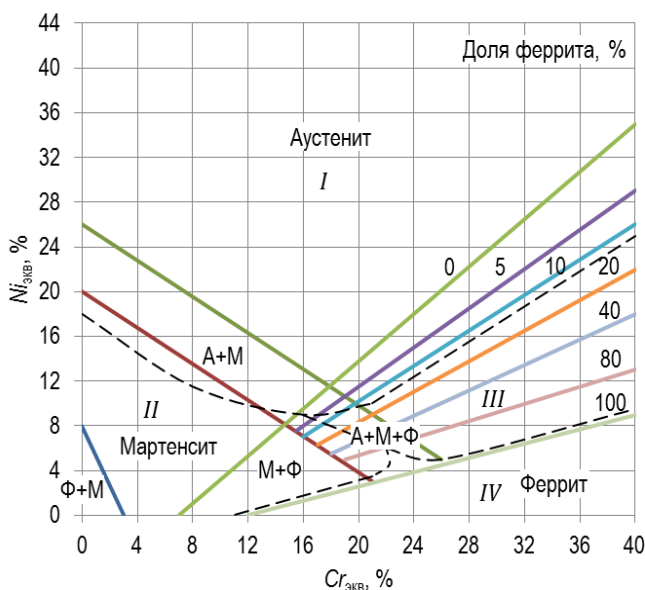


Рис. 5.3. Прогнозирование образования трещин при сварке с помощью диаграммы Шеффлера

В области II, охватывающей мартенситную, мартенситно-ферритную и частично аустенитно-мартенситно-ферритную структуры, могут образоваться **холодные трещины**, которые возникают по окончании сварки, когда температура в зоне сварного соединения оказывается ниже 150–250 °С. Эти трещины появляются в основном в ЗТВ. В металле шва они образуются в том случае, если после сварки

в шве имеются закалочные структуры – мартенсит и бейнит. Такие структуры в сочетании со сварочными и структурными напряжениями, особенно на участке перегрева в ЗТВ, отличаются хрупкостью и низкой сопротивляемостью к образованию и распространению трещин. Кроме того, в процессе сварки происходит насыщение расплавленного металла водородом, который диффундирует из металла шва в основной, причем в ЗТВ вблизи линии сплавления содержание водорода повышено. Это может привести к образованию водородного «пузыря», который может быть источником появления трещины [3].

В области III, охватывающей стали с частично аустенитно-мартенситно-ферритной, аустенитно-ферритной и ферритной структурами, имеет место дополнительное повышение хрупкости ЗТВ при длительном ее нагреве вследствие возможного выделения хрупкой интерметаллидной σ -фазы (FeCr) и развития 475-градусной хрупкости.

В области IV, в сталях с ферритной структурой при нагреве в процессе сварки более 900 °С происходит рост ферритного зерна, что приводит к образованию крупнозернистой структуры вблизи зоны сплавления, отличающейся низкой пластичностью и вязкостью. Это снижает деформационную способность сварных соединений.

Порядок выполнения работы

1. Изучить структурную диаграмму Шеффлера для высоколегированных сталей.
2. Используя диаграмму, определить структурное состояние металла в зоне сплавления различных свариваемых сталей и присадочных материалов. Варианты заданий представлены в табл. 5.1.
3. Сделать выводы о целесообразности использования данных присадочных материалов для сварки различных сталей.

Таблица 5.1

Варианты заданий

Вариант	1		2		3		4		5	
Свариваемая сталь	Низколегированная сталь		Низколегированная сталь		12X13	12X13	08X17T	08X17T	15X28	15X28
Присадочная сталь	08X22 Н6Т	20X23 Н18	20X25Н 20С2	06ХН28 МДТ	08X1 8Н10	20X23 Н18	08X18 Н10	20X23 Н18	08X18 Н10	20X23 Н18

Лабораторная работа № 6

ПОСТРОЕНИЕ СТРУКТУРНОЙ ДИАГРАММЫ МЕТАЛЛА СВАРНОГО ШВА

Цель работы: прогнозирование структурно-фазового состава металла сварного шва в зависимости от условий его охлаждения

Общие сведения

Структурно-фазовое состояние металла сварного соединения существенно зависит от химического состава сварного шва и условий сварочного процесса. Процесс сварки плавлением связан с локальным нагревом и ускоренным охлаждением. Основными параметрами термического цикла, влияющими на структурообразование металла сварного шва, являются максимальная температура нагрева, скорости нагрева и охлаждения в различных температурных интервалах термического цикла сварки.

Максимальная температура нагрева зоны сварного шва значительно превышает температуру плавления, обеспечивает формирование объема жидкого металла и способствует практически полному растворению структурных составляющих исходного материала.

Однако процесс их растворения носит диффузионный характер и протекает во времени. Поэтому при быстро протекающем нагреве, малых степенях перегрева и малой продолжительности существования сварочной ванны неметаллические включения, в том числе и наиболее тугоплавкие карбиды (Cr_7C_3 , WC , VC , Mo_2C и др.), могут сохраниться.

На ветви охлаждения термического цикла металла сварного шва можно выделить два основных температурных интервала, каждый из которых характеризуется своей величиной средней скорости охлаждения. Первый интервал соответствует высокотемпературной области выше $1450\text{--}900\text{ }^\circ\text{C}$.

Этот интервал определяет процесс формирования легированных карбидов в аустените. В зависимости от его продолжительности могут создаваться или не создаваться условия для образования специальных карбидов.

Особенностью процесса выделения карбидов в сварном шве является то, что для ряда карбидов (Ti, V, Nb, W, Fe) этот процесс начинается еще в жидком состоянии и активно продолжается до начала распада аустенита. Некоторые карбиды (Cr, Mo) выделяются из твердой фазы (аустенита).

Последовательность выделения карбидов из сложнолегированного аустенита зависит от карбидообразующей способности легирующих элементов и выглядит следующим образом: Ti, Zr, Ta, Nb, V, Cr, W, Mo.

Процесс образования карбида происходит после достижения определенной концентрации углерода, соответствующей составу карбида.

В зависимости от содержания карбидообразующего элемента в сплаве объем выделяющейся карбидной фазы может значительно изменяться. Вместе с ним будет изменяться и время, необходимое для протекания этого процесса. Чем быстрее идет охлаждение, тем меньшее количество углерода и карбидообразующего элемента сможет перейти в карбид.

Второй температурный интервал располагается ниже 900 °C и имеет важное значение для последующего превращения аустенита. Оно может протекать при скоростях охлаждения выше критической по мартенситному механизму, несколько меньше критической с образованием бейнитно-мартенситной смеси и медленном охлаждении с распадом на ферритно-перлитную смесь [6].

Поскольку образование структурно-фазовых составляющих в матрице сварного шва связано с протеканием диффузии углерода между аустенитом и образующейся из него фазой за критическую скорость охлаждения ($\omega_{кр}^{0,1}$) принимают такие условия, при которых в 1 % твердого раствора между исходной и образующейся фазами диффундирует (перемещается) не более 0,1 % углерода. Значения критической скорости охлаждения обеспечивают создание в матрице сплава разницы концентраций в пределах 0,1 %, т. е. процессы диффузии практически приостановлены. Критические скорости для стали с различным содержанием углерода представлены в табл. 6.1.

Таблица 6.1

Значения критической скорости $\omega_{кр}^{0,1}$ для сталей
с различным содержанием углерода

Критическая скорость охлаждения, °C/с	Среднее содержание углерода в аустените, % вес.									
	0,1	0,3	0,5	0,7	0,9	1,1	1,3	1,5	1,7	1,9
	294	77	79	41	227	380	635	970	1392	1910

Снижение скорости охлаждения приводит к развитию диффузионных процессов. Образование феррита и перлита связано с формированием областей со строго определенной концентрацией, равной 0,02 % С и 0,8 % С соответственно. Достижение этих концентраций углерода в 1 % твердого раствора характеризует критические скорости образования феррита или перлита.

Для феррита

$$\omega_{кр}^{\phi} = \frac{\omega_{кр}^{0,1} \cdot 0,1}{C_{и} - 0,02}, \quad (6.1)$$

где $\omega_{кр}^{\phi}$ – критическая скорость образования феррита, °C/с;

$C_{и}$ – исходная концентрация углерода в аустените, %;

0,02 – концентрация углерода в феррите, %.

Для перлита

$$\omega_{кр}^{\pi} = \frac{\omega_{кр}^{0,1} \cdot 0,1}{0,8 - C_{и}}, \quad (6.2)$$

где 0,8 – концентрация углерода в перлите, %.

Уменьшение скорости охлаждения приводит к увеличению количества феррита или перлита по следующей зависимости:

$$\Phi, \Pi = \frac{\omega_{кр}^{\phi, \pi}}{\omega_{8-5}},$$

где Φ, Π – содержание феррита или перлита в структуре, %;

ω_{8-5} – скорость охлаждения металла сварного шва в интервале температур 800–500 °C.

Последовательность выделения феррита или перлита определяется величиной их критической скорости охлаждения. При содержании углерода до 0,4 % первым из аустенита выделяется феррит. При исходной концентрации углерода в металле сварного шва выше 0,4 % процесс распада аустенита начинается с образования перлита.

Формирование бейнита зависит от выделения цементита из твердого раствора аустенита с концентрацией углерода ниже 0,8 %. Скорость выделения 1 % цементита из аустенита ($\omega_{\text{ц}}^{\text{б}}$) сталей с различной концентрацией углерода представлена в табл. 6.2.

Таблица 6.2

Значения критических скоростей выделения цементита в бейните для сталей с различным содержанием углерода

Критические скорости охлаждения, °C/c	Среднее содержание углерода в аустените, % вес.						
	0,1	0,2	0,3	0,4	0,5	0,6	0,7
$\omega_{\text{ц}}^{\text{б}}$	0,3	0,5	0,6	0,5	0,4	0,2	0,1

Критическая скорость формирования 1 % бейнита определяется по формуле

$$\omega_{\text{кр}}^{\text{б}} = \frac{\text{Ц} \cdot \omega_{\text{ц}}^{\text{б}}}{0,01} = \frac{\omega_{\text{ц}}^{\text{б}} \cdot 6,67}{(C - 0,02) \cdot 0,01}, \quad (6.3)$$

где 6,67 – концентрация углерода в цементите, %.

Количество образовавшегося бейнита (Б) при скоростях охлаждения меньше критической скорости его образования при данном содержании углерода в стали определяется следующим образом:

$$Б = \frac{\omega_{\text{кр}}^{\text{б}}}{\omega}$$

Легирование стали изменяет критическую скорость $\omega_{\text{кр}}^{0,1}$ и скорость диффузии углерода в аустените. Элементы, способствующие образованию аустенита (аустенизаторы), замедляют диффузию углерода, способствующие образованию феррита (ферритизаторы), – ускоряют.

Скорость выделения различных фаз в легированном аустените:
– для феррита

$$\omega_{\text{кр}}^{\text{ф}} = \frac{(\omega_{\text{кр}}^{0,1} + \frac{\sum N_i \Delta\omega}{0,01}) \cdot 0,1}{(C_{\text{и}} - 0,02)}; \quad (6.4)$$

– для перлита

$$\omega_{\text{кр}}^{\text{п}} = \frac{(\omega_{\text{кр}}^{0,1} + \frac{\sum N_i \Delta\omega}{0,01}) \cdot 0,1}{(0,8 - C_{\text{и}})}; \quad (6.5)$$

– для бейнита

$$\omega_{\text{кр}}^{\text{б}} = \frac{(\omega_{\text{и}}^{\text{б}} + \sum N_i \Delta\omega) \cdot 6,67}{0,01(C_{\text{и}} - 0,02)}, \quad (6.6)$$

где N_i – атомная доля легирующего элемента в аустените: $N_i = (C_i \cdot K_{\text{пер}}) \cdot 0,01$;

C_i – весовое содержание легирующего элемента в стали, % вес;

$K_{\text{пер}}$ – переводной коэффициент для различных легирующих элементов (табл. 6.3);

$\Delta\omega$ – изменение скорости диффузии углерода в аустените, содержащем 1 ат % легирующего элемента (табл. 6.4);

0,1 – разница концентрации углерода в 1 % аустенита при образовании феррита, %;

$C_{\text{и}}$ – исходная концентрация углерода в аустените, т. е. в стали.

Таблица 6.3

Значения переводных коэффициентов
для различных легирующих элементов

Элемент	C	Cr	Mo	W	V	Nb	Ta	Ti
$K_{\text{пер}}$	4,65	1,07	0,58	0,3	1,1	0,59	0,31	1,17

Таблица 6.4

Изменение скорости диффузии углерода в аустените, содержащем 1 ат % легирующего элемента

Изменение скорости диффузии, °C/с	Среднее содержание углерода в аустените, % вес.									
	0,1	0,3	0,5	0,7	0,9	1,1	1,3	1,5	1,7	1,9
Mn	-3,0	-3,9	-8,1	-13,6	-20,3	-28,4	-37,8	-48,4	-60,4	-73,6
Ni	-2,7	-3,5	-7,2	-12,1	-18,1	-25,3	-33,7	-43,2	-53,9	-65,7
Cr	-3,1	-4,1	-8,5	-14,3	-21,3	-29,8	-39,6	-50,8	-63,3	-77,2
Si	0,5	0,6	1,3	2,2	3,3	4,7	6,2	8,0	9,9	12,1
Mo	1,1	1,5	3,1	5,2	7,8	10,8	14,4	18,5	23,1	28,1
W	2,8	3,7	7,7	12,9	19,3	27,0	35,9	46,0	57,3	69,9

Расчет критической скорости образования фаз можно использовать для прогнозирования структурно-фазового состояния металла сварного шва с учетом влияния температурно-временных условий его охлаждения. Этот расчет производится следующим образом:

1. В зависимости от содержания углерода свариваемого металла по табл. 6.1 определяется значение критической скорости $\omega_{кр}^{0,1}$. С учетом легирующих элементов расчет проводится по формуле 6.6.

2. Найденная величина критической скорости $\omega_{кр}^{0,1}$ позволяет найти критические скорости выделения феррита, перлита и бейнита в углеродистых (6.1, 6.2, 6.3) и легированных (6.4, 6.5, 6.6) сталях.

3. Критические скорости выделения структурных составляющих позволяют определить состав металла сварного шва при различных скоростях охлаждения по соответствующим формулам.

4. С помощью полученных данных может быть построена структурная диаграмма металла сварного шва заданной стали, которая показывает изменение фазового состава металла шва в зависимости от условий его охлаждения. На горизонтальной оси откладывается средняя скорость охлаждения в диапазоне температур от температуры плавления до 200 °C. Ось строится в логарифмических координатах, чтобы охватить весь диапазон скоростей охлаждения, характерных для зоны сварного шва. На вертикальной оси откладываются в процентном соотношении структурные составляющие по мере их появления и формирования в сварном шве при изменении скорости его охлаждения. Структурная диаграмма позволяет определить диа-

пазон скоростей охлаждения при сварке, обеспечивающий наиболее благоприятное сочетание структурных составляющих в металле шва.

В качестве примера приведем расчет структур, формирующихся в зоне сварного шва стали Ст5Гпс [6]. Химический состав металла сварного шва следующий: C = 0,3 %, Mn = 0,88 %, Si = 0,14 %.

Критическая скорость охлаждения, при которой процесс диффузии практически приостановлен, для сталей с C = 0,3 % согласно табл. 6.1 составляет 77 °C/с. Легирование стали Si и Mn изменяет эту скорость до 73,7 °C/с (6.6).

Найденная величина критической скорости позволяет найти критические скорости выделения феррита и перлита.

Для феррита

$$\omega_{\text{кр}}^{\text{ф}} = \frac{\omega_{\text{кр}}^{0,1} \cdot 0,1}{C_u - 0,02} = \frac{73,7 \cdot 0,1}{0,3 - 0,02} = 26,3 \text{ } ^\circ\text{C/с};$$

для перлита

$$\omega_{\text{кр}}^{\text{п}} = \frac{\omega_{\text{кр}}^{0,1} \cdot 0,1}{0,8 - C_u} = \frac{73,7 \cdot 0,1}{0,8 - 0,3} = 14,7 \text{ } ^\circ\text{C / с}.$$

С учетом наличия легирующих элементов критическая скорость формирования 1 % бейнита рассчитывается по формуле

$$\begin{aligned} \omega_{\text{кр}}^{\text{б}} &= \frac{(\omega_{\text{кр}}^{\text{б}} + \sum N_i \Delta\omega) \cdot 6,67}{0,01(C_u - 0,02)} = \\ &= \frac{(0,6 + (0,88 \cdot 1,015 \cdot (-3,9) + 0,14 \cdot 1,99 \cdot 0,6) \cdot 0,01) \cdot 6,67}{0,01 \cdot (0,3 - 0,02)} = 1350 \text{ } ^\circ\text{C / с}. \end{aligned}$$

Состав металла сварного шва при разных скоростях охлаждения определяется:

$$\Phi, \text{ П, Б} = \frac{\omega_{\text{кр}}^{\text{ф, п, б}}}{\omega}.$$

При скорости охлаждения:

- $\omega = 1 \text{ }^\circ\text{C/c}$ – 26 % феррита, 15 % перлита, остальное бейнит;
- $\omega = 10 \text{ }^\circ\text{C/c}$ – 3 % феррита, 2 % перлита, 95 % бейнит;
- $\omega = 50 \text{ }^\circ\text{C/c}$ – 27 % бейнита, остальное мартенсит;
- $\omega = 100 \text{ }^\circ\text{C/c}$ – 14 % бейнита, остальное мартенсит.

Структурная диаграмма металла сварного шва стали Ст5Гпс при разных условиях его охлаждения представлена на рис. 6.1

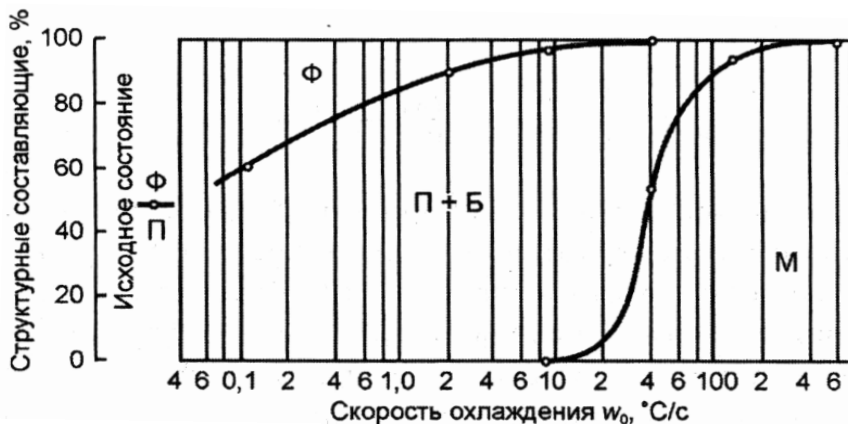


Рис. 6.1. Структурная диаграмма металла сварного шва стали Ст5Гпс при разных условиях его охлаждения [6]

Порядок выполнения работы

1. Определить значения критических скоростей охлаждения для различных структурных составляющих металла сварного шва.
2. Рассчитать структурный состав металла сварного шва для различных скоростей охлаждения в пределах заданного диапазона.
3. Построить структурную диаграмму металла сварного шва.
4. Определить диапазон скоростей охлаждения, обеспечивающих формирование требуемого структурного состава.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Упрочнение и восстановление поверхностей деталей. Лабораторный практикум : учебное пособие / К. В. Буйкус [и др.]; под ред. Ф. И. Пантелеенко. – Минск: БНТУ, 2010. – 344 с.
2. Дефекты соединений при сварке плавлением. Классификация, обозначения и определения : ГОСТ 30242–97. – Введ. 23.04.97. – Минск: изд-во стандартов, 2004. – 11 с.
3. Жизняков, С. Н. Ручная дуговая сварка. Материалы. Оборудование. Технология / С. Н. Жизняков, З. А. Сидлин. – Киев: Эко-технология, 2006. – 368 с.
4. Энгель, Л. Растровая электронная микроскопия. Разрушение. Справочник / Л. Энгель, Г. Клингем. – Москва: Металлургия, 1979. – 167 с.
5. Ефименко, Л. А. Фрактография поверхности разрушения / Л. А. Ефименко, С. Н. Платова, Л. А. Виноградова. – Москва: ГАНГ, 1996. – 20 с.
6. Ефименко, Л. А. Металловедение и термическая обработка сварных соединений : учебное пособие / Л. А. Ефименко, А. К. Прыгаев, О. Ю. Елагина. – Москва: Логос, 2007. – 456 с.
7. Металлография железа : в 3 т. – Москва: Металлургия, 1972. – Т. 2 : Структура сталей (с атласом микрофотографий). – 284 с.
8. Гуляев, А. П. Металловедение : учебник для вузов / А. П. Гуляев. – 6-е изд., перераб. и доп. – Москва: Металлургия, 1986. – 544 с.
9. Schumann, H. Metallographie / H. Schumann. – Leipzig: Dt. Verl. Fur Grundstoffind, 1990. – 764 p.
10. Новиков, И. И. Теория термической обработки металлов / И. И. Новиков. – Москва: Металлургия, 1986. – 480 с.
11. Худокормова, Р. Н. Материаловедение. Практикум : учебное пособие / Р. Н. Худокормова, Ф. И. Пантелеенко, Д. А. Худокормов. – Минск: Новое знание; ИНФРА-М, 2014. – 311 с.
12. Сталь. Эталоны микроструктуры : ГОСТ 8233–56. – Введ. 01.07.57. – Москва: изд-во стандартов, 2004. – 12 с.
13. Салтыков, С. А. Стереометрическая металлография / С. А. Салтыков. – Москва: Металлургия, 1976. – 271 с.
14. Марочник сталей и сплавов / под ред. А. С. Зубченко. – Москва: Машиностроение, 2001. – 671 с.

15. Хорн, Ф. Атлас структур сварных соединений / Ф. Хорн. – Москва: Металлургия, 1977. – 288 с.
16. Лившиц, Л. С. Металловедение сварки и термическая обработка сварных соединений / Л. С. Лившиц, А. Н. Хакимов. – 2-е изд., перераб. и доп. – Москва: Машиностроение, 1989. – 336 с.
17. Лаборатория металлографии / Е. В. Панченко [и др.]; под ред. Б. Г. Лившица. – Москва: Металлургия, 1965. – 439 с.
18. Коваленко, В. С. Металлографические реактивы. Справочник / В. С. Коваленко. – Москва: Металлургия, 1981. – 120 с.
19. Металлографические исследования сварных соединений. Руководство к лабораторным работам по дисциплине «Теория сварочных процессов» / М. П. Шалимов, О. В. Пилипова. – Екатеринбург: УГТУ-УПИ, 2003.
20. Стали высоколегированные и сплавы коррозионностойкие, жаростойкие и жаропрочные. Марки : ГОСТ 5632–72. – Введ. 01.01.75. – Москва: изд-во стандартов, 1997. – 61 с.
21. Гольдштейн, М. И. Специальные стали : учебник для вузов / М. И. Гольдштейн, С. В. Грачев, Ю. Г. Векслер. – Москва: Металлургия, 1985. – 408 с.

Учебное издание

МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ СВАРКИ

Практикум для студентов специальности
1-36 01 06 «Оборудование и технология сварочного производства»

С о с т а в и т е л и:

ПАНТЕЛЕЕНКО Федор Иванович
КЕРЖЕНЦЕВА Людмила Федоровна

Редактор *Т. В. Грищенкова*
Компьютерная верстка *Е. А. Беспанской*

Подписано в печать 17.09.2018. Формат 60×84 ¹/₁₆. Бумага офсетная. Печать цифровая.
Усл. печ. л. 3,37. Уч.-изд. л. 2,64. Тираж 100. Заказ 220.

Издатель и полиграфическое исполнение: Белорусский национальный технический университет.
Свидетельство о государственной регистрации издателя, изготовителя, распространителя
печатных изданий № 1/173 от 12.02.2014. Пр. Независимости, 65. 220013, г. Минск.