А.Н. Зайцев

МАТЕРИАЛЫ И ИХ ПОВЕДЕНИЕ ПРИ СВАРКЕ

ЧАСТЬ 1

МЕТАЛЛУРГИЯ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ (ОБЩИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ И ОСОБЕННОСТИ)

Сетевое научное издание

© А.Н. Зайцев, 2021

© ИД «Академия Естествознания»

© АНО «Академия Естествознания»

ISBN 978-5-91327-679-7

Москва
2021

УДК 621.791.7

ББК 34

317

Рецензент

Медведев А.Ю. – доктор технических наук, доцент,
ФГБОУ ВО «Уфимский государственный авиационный
технический университет», г. Уфа, Республика Башкортостан

317

Зайцев А.Н.

Материалы и их поведение при сварке. Конспект лекций.
Часть 1. Металлургия и металловедение сварных соединений
(общие закономерности и особенности). – М.: Издательский
дом Академии Естествознания, 2021. – 152 с.

ISBN 978-5-91327-679-7

DOI 10.17513/np.449

Конспект лекций предназначен для студентов, изучающих курс «Материалы и их поведение при сварке» по направлению подготовки бакалавров 15.03.01 «Машиностроение» в высших учебных заведениях.

Первая часть конспекта «Металлургия и металловедение сварных соединений (общие закономерности и особенности)» содержит необходимый материал по разделам курса, касающимся общих закономерностей и особенностей металлургии и металловедения сварного соединения, в том числе: кристаллического строения и кристаллизации; диффузионных процессов в металлах при сварке; характеристики свариваемых и вспомогательных материалов; металлургических процессов при сварке; свариваемости различных конструкционных материалов; равнопрочности сварных швов; основных механических и эксплуатационных свойств сварных соединений и методов их определения.

Доступный язык изложения, а также большое количество иллюстраций позволят студентам эффективно подготовиться к выполнению расчетно-графических работ, сдаче зачетов и экзаменов.

ISBN 978-5-91327-679-7

© Зайцев А.Н., 2021

© ИД «Академия Естествознания»

© АНО «Академия Естествознания»

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ	5
ГЛАВА 1. КРИСТАЛЛИЧЕСКОЕ СТРОЕНИЕ МЕТАЛЛОВ И КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ.....	6
1.1. Физическое строение и свойства металлов.....	6
1.2. Плавление и кристаллизация металла сварочной ванны.....	12
1.3. Диаграммы состояния при кристаллизации сплава в сварном соединении	21
1.4. Связь между фазовым составом и механическими свойствами сплавов	34
ГЛАВА 2. ДИФФУЗИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ В МЕТАЛЛАХ ПРИ СВАРКЕ	39
2.1. Механизмы диффузии	39
2.2. Самодиффузия и гетеродиффузия	40
2.3. Виды диффузии	40
2.4. Основные законы диффузии	41
2.5. Диффузионные процессы в формировании структурно-фазового состояния в металлах при сварке.....	43
ГЛАВА 3. ХАРАКТЕРИСТИКА СВАРИВАЕМЫХ И ВСПОМОГАТЕЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ	47
3.1. Классификация конструкционных материалов.....	47
3.2. Классификация и маркировка сталей	49
3.3. Углеродистые конструкционные стали	51
3.4. Низколегированные и среднелегированные стали	55
3.5. Титановые сплавы.....	63
3.6. Алюминий и его сплавы.....	64
3.7. Магниевого сплавы.....	66
3.8. Сплавы на основе меди	67
3.9. Неметаллические свариваемые материалы	69
3.10. Вспомогательные материалы, применяемые при сварке	70
ГЛАВА 4. МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ ПРИ СВАРКЕ	80
4.1. Основные металлургические процессы, протекающие при сварке плавлением	81
4.2. Обеспечение стабильности процессов в сварочной ванне	89
4.3. Особенности металлургических процессов при различных способах сварки	97

ГЛАВА 5. СВАРИВАЕМОСТЬ РАЗЛИЧНЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ	101
5.1. Свариваемость сталей	101
5.2. Классификация сталей по свариваемости	103
5.3. Дефекты сварных соединений	109
5.4. Трещины при сварке. Механизм образования и методы устранения	110
5.5. Свариваемость титановых сплавов	121
5.6. Свариваемость алюминиевых и магниевых сплавов	122
ГЛАВА 6. РАВНО ПРОЧНОСТЬ СВАРНЫХ ШВОВ	125
6.1. Равнопрочность сварного соединения	125
6.2. Примеры расчета сварного соединения с учетом равнопрочности	125
ГЛАВА 7. ОСНОВНЫЕ МЕХАНИЧЕСКИЕ И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ. МЕТОДЫ ИХ ОПРЕДЕЛЕНИЯ	128
7.1. Основные механические и эксплуатационные свойства металлов.....	128
7.2. Методы определения механических свойств сварных соединений	129
7.3. Эксплуатационные свойства сварного соединения	140
7.4. Механические свойства сварных соединений при повышенных температурах и методы их испытаний	142
7.5. Механические свойства сварных соединений при переменных нагрузках. Усталостная выносливость.....	145
СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ	148

ВВЕДЕНИЕ

Основными процессами, определяющими формирование и свойства сварных соединений, являются **металлургические** и **металловедческие** процессы.

Знание этих процессов необходимо для рационального построения технологии сварки и получения заданных свойств сварных соединений.

Настоящий конспект лекций является компилятивной работой, построенной на основе известных научных, учебных и учебно-методических публикаций, представленных в разделе «Литература» в соответствии с Рабочей Программой учебной дисциплины «Материалы и их поведение при сварке» по направлению подготовки бакалавров 15.03.01 «Машиностроение» (прикладной бакалавр).

ГЛАВА 1

КРИСТАЛЛИЧЕСКОЕ СТРОЕНИЕ МЕТАЛЛОВ И КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ

1.1. Физическое строение и свойства металлов

Строение атомов металлов

Элементарной комплексной основой элементов, и в том числе металлов, является атом, состоящий из электрически положительно заряженного ядра и отрицательно заряженных электронов, вращающихся на разном расстоянии от ядра

Атомное ядро – массивное и положительно заряженное – расположено в центральной части атома. Основные частицы, из которых оно состоит, – **протоны** и **нейтроны**. Они связаны ядерными силами.

Сумма отрицательных зарядов всех электронов данного атома равна положительному заряду ядра. Таким образом, в целом атом электрически нейтрален, а числовая величина заряда ядра составляет Ze , где e – элементарный заряд электрона, Z – число электронов. Величина Z – это атомный номер элемента и одна из характеристик, определяющая кратность заряда ядра элементарным зарядам.

Одна из главных отличительных особенностей элементов – разница в заряде их ядра. Однако многообразие химических и физических свойств элементов, и в том числе способность атомов к соединению друг с другом с образованием связи, определяется разницей в электронном строении.

Электроны в атомах находятся на разном расстоянии от ядра: это определяет их энергетический уровень и прочность связи с ядром. Естественно, что чем ближе находятся противоположно заряженные ядро и электроны, тем сильнее они притягиваются друг к другу.

Кроме разного расстояния электронных оболочек от ядра, состояние электронов определяется теми орбитами, по которым они вращаются. Эти орбиты могут быть круговыми с ядром в центре и эллиптическими с разной степенью эллиптичности. Да и сама ориентировка орбит в пространстве может быть различной. Наряду с этим сам электрон вращается вокруг своей оси, и направление этого вращения может быть у разных электронов противоположным.

Среди многих показателей, связанных с особенностями атомно-го строения металлов, для сварки наибольшее значение имеют следующие:

- *прочность связи наиболее легко отделяемых электронов внешней оболочки с ядром или ионом;*
- *тип и прочность связи (ионной, ковалентной, полярной, металлической) между атомами;*
- *показатель свободной энергии поверхности.*

В атоме электроны внешней оболочки наименее прочно связаны с ядром, что обусловлено как наибольшим удалением этих электронов от ядра, так и экранирующим влиянием силовых полей электронов промежуточных оболочек. Известно также, что прочность связи электронов внешней оболочки с ядром тем больше, чем выше степень заполнения внешнего электронного уровня электронами. При полностью укомплектованных внешних уровнях связь этих электронов с атомами настолько велика, что они практически не могут отделиться и принять участие в электронном обмене, необходимом для образования сварных или химических соединений. Поэтому элементы с полностью достроенной внешней электронной оболочкой являются инертными.

Например, для образования сварного соединения при сварке давлением необходимо, чтобы между атомами свариваемых поверхностей, сближенных на определенное расстояние, установился электронный обмен. Только в этом случае может образоваться надежное неразъемное соединение.

Для установления между свариваемыми поверхностями электронного обмена необходимо, чтобы наименее прочно связанные с ядром электроны внешних электронных оболочек были способны отделиться от своего атома и перейти на внешнюю электронную оболочку атома другой свариваемой поверхности или же атомы обеих свариваемых поверхностей были способны «владеть» одновременно какими-то электронами внешних оболочек обоих атомов. Таким образом произойдет объединение атомов свариваемых поверхностей и образуется прочная связь.

В твердом состоянии все металлы и металлические сплавы обладают кристаллическим строением со строго определенным расположением атомов.

При сварке однородных металлов, которые имеют идентичные кристаллические решетки, способность к соединению определяется

в основном рассмотренными закономерностями электронного строения атомов данного металла.

При сварке разнородных металлов большое значение приобретает их атомно-кристаллическое строение. Чем меньше различие атомно-кристаллического строения металлов, тем легче они соединяются при сварке. Близость атомно-кристаллического строения соединяемых металлов означает близость энергетического состояния их атомов. А это значит, что атомы одного свариваемого металла способны энергетически благоприятно располагаться в кристаллической решетке другого свариваемого металла. Признаком такой близости является близость атомных радиусов и близость типов и параметров кристаллических решеток.

Кристаллическое строение металла

Кристаллические тела состоят из множества мелких зерен – кристаллитов, внутри которых атомы расположены закономерно, образуя в пространстве правильную кристаллическую решетку. В идеальной кристаллической решетке атомы находятся на определенных расстояниях друг от друга и располагаются в определенных местах. Такое упорядоченное расположение атомов отличает кристаллическое тело от аморфного.

Кристаллическое строение металла – это закономерное и однотипное расположение атомов данного элемента, образующих кристаллическую решетку. У металлов распространены 3 типа решеток: ОЦК, ГЦК и ГПУ (рис. 1.1).

У некоторых металлов кристаллическая решетка может меняться в зависимости от температуры. Это связано с изменением энергетического состояния атомов при нагреве и охлаждении.

Способность материала образовывать несколько кристаллических структур (модификаций) одинакового состава называют **полиморфизмом¹**, или **аллотропией**. Различные модификации одного и того же вещества называют аллотропическими модификациями и обозначаются буквами греческого алфавита, например, α , β , γ , δ и др. Буквой α обозначают модификацию металла, существующего при самой низкой температуре. Следующие буквы относятся к модификациям с более высокой температурой.

¹ Явление полиморфизма в железе было открыто Д.К. Черновым в 1868 г.

Рис. 1.1. Кристаллические решетки:
 a – объемно-центрированная кубическая (ОЦК);
 b – гранецентрированная кубическая (ГЦК);
 c – гексагональная плотноупакованная (ГПУ) [6]

Например, железо ниже температуры 911°C имеет о.ц.к. решетку и обозначается Fe (a). Выше 911°C железо перестраивается в г.ц.к.

Температурным полиморфизмом обладают около тридцати металлов (Fe , Ti , Co , Be).

Для кристаллических решеток различных металлов характерно различное расстояние между атомами, которые образуют базовую геометрическую фигуру. Эти расстояния называют параметрами решетки.

Атомы одного металла способны энергетически благоприятно располагаться в решетке другого металла при наличии близости параметров решетки и их соответствия.

Несовершенства (дефекты) кристаллической решетки

Реальные металлы всегда имеют **дефекты кристаллической решетки**. Они определяют механические свойства металлов, их способность сопротивляться воздействию внешних сил.

Дефекты кристаллического строения подразделяют по геометрическим признакам на точечные (нуль-мерные), линейные (одномерные) и поверхностные (двумерные).

Точечные дефекты. Эти дефекты малы во всех трех измерениях, и размеры их не превышают нескольких атомных диаметров. К точечным дефектам относятся (рис. 1.2): вакансии (дефекты Шоттки), т. е. узлы решетки, в которых атомы отсутствуют. Вакансии чаще образуются в результате перехода атомов из узла решетки на поверхность или полного испарения с поверхности кристалла и реже в результате их перехода в междоузлие. Точечные несовершенства появляются и как результат присутствия атомов примесей, которые имеются даже в самом чистом металле. Атомы примесей или замещают атомы основного металла в кристаллической решетке, или располагаются в междоузлии, искажая решетку.

Рис. 1.2. Точечные дефекты кристаллической решетки металлов:
 а – атом 1 покинул свое место в кристаллической решетке;
 б – перемещение атома 2; в – перемещение атома 3; г – точечный дефект;
 на всех рисунках принято: 1 – дислоцированный атом; 2,3 – перемещающиеся атомы

Линейные дефекты. Линейные несовершенства имеют малые размеры в двух измерениях и большую протяженность в третьем измерении. Этими несовершенствами могут быть ряд вакансий или ряд междоузельных атомов. Особыми и важнейшими видами линейных несовершенств являются дислокации – краевые и винтовые, которые движутся под действием внешних сил (рис. 1.3а, 1.3б).

Поверхностные дефекты. Эти дефекты малы только в одном измерении. Они представляют собой **поверхности раздела между отдельными зернами** или субзернами в поликристаллическом металле; к ним относятся также дефекты упаковки (рис. 1.4а, 1.4б).

Дефекты кристаллического строения в первую очередь появляются в процессе кристаллизации.

Рис. 1.3а. Краевая дислокация: $abed$ -экстраплоскость Рис.1.3б. Винтовая дислокация: a – сдвиг части кристалла; b – винтовая дислокация EP ; G – плоскость сдвига $abncd$ части кристалла

Рис.1.4а. Блочная структура кристалла

Рис.1.4б. Схемы межфазных границ: a – когерентные; $б$ – полуккогерентные; $в$ – некогерентные

Кристаллизацией металла называется переход металла из жидкого состояния в твердое с образованием кристаллической структуры.

Причина кристаллизации – стремление системы перейти в более термодинамически устойчивое состояние с уменьшением энергии.

Затвердевание происходит путем образования центров кристаллизации (зародышей) и их роста.

1.2. Плавление и кристаллизация металла сварочной ванны

Как известно из термодинамики, при фиксированной температуре тело стремится минимизировать свободную энергию F .

Свободная энергия F системы (Свободная энергия Гельмгольца) определяется по формуле:

$$F = U - T \cdot S, \quad (1.1)$$

где U – внутренняя энергия,

T – абсолютная температура,

S – энтропия.

Чем больше свободная энергия системы, тем система менее устойчива, и если имеется возможность, то система переходит в состояние, где свободная энергия меньше. С изменением внешних условий, например, температуры, свободная энергия системы изменяется по сложному закону, но различно для твердого и жидкого состояния. При низких температурах второе слагаемое (произведение температуры T и энтропии S^2) незначительно и в результате все сводится к минимизации энергии U . **Состояние с минимальной энергией – это кристаллическое твердое тело.**

При повышении температуры второе слагаемое становится все важнее – при некоторой температуре оказывается выгоднее разорвать некоторые связи. При этом обычная энергия U слегка повысится,

² Энтропия определяется как функция состояния системы, определённая с точностью до произвольной постоянной. Разность энтропий в двух равновесных состояниях 1 и 2, по определению, равна приведённому количеству тепла ($\delta Q / T$), которое надо сообщить системе, чтобы перевести её из состояния 1 в состояние 2 по любому квазистатическому пути:

$$\Delta S_{1 \rightarrow 2} = S_2 - S_1 = \int_{1 \rightarrow 2} \frac{\delta Q}{T}$$

но при этом сильно возрастет и энтропия, что в результате приведет к понижению свободной энергии системы.

При дальнейшем повышении температуры энергетическое состояние металла приближается к энергетическому состоянию расплава. При этой температуре T_s могут сосуществовать как жидкое, так и твердое состояние металла (рис. 1.5).

Рис. 1.5. Изменение свободной энергии от температуры для жидкой и кристаллической фазы: 1 – жидкость; 2 – твердая фаза

Выше температуры T_s меньшей свободной энергией обладает вещество в жидком состоянии, ниже температуры T_s – в твердом.

При температуре T_s свободные энергии жидкого и твердого состояний равны. Температура T_s – температура равновесия или температура кристаллизации.

Однако при температуре T_s не может происходить процесс кристаллизации так как $F_{жс} = F_{кр}$. Из кривых рис. 1.5 видно, что кристаллизация возможна при охлаждении ниже T_s . Температура, при которой фактически начинается кристаллизация³ называется фактической температурой кристаллизации. Охлаждение ниже равновесной температуры называется переохлаждением.

Таким же образом, чтобы достигнуть полностью жидкого состояния, металл необходимо перегреть.

³ Основы теории кристаллизации были разработаны более 100 лет назад основоположником науки о металлах – металловедения – Д.К. Черновым, который установил, что кристаллизация состоит из двух процессов: зарождения мельчайших частиц твердого вещества, называемых зародышами, или центрами кристаллизации, и роста кристаллов из этих центров.

Самопроизвольная и несамопроизвольная кристаллизация

С повышением температуры в расплаве сохраняются небольшие группировки, расположение атомов в которых аналогично их расположению в решетках кристалла. Они неустойчивы, рассасываются и вновь образуются. При некотором переохлаждении ниже T_z наиболее крупные из них становятся устойчивыми и способными к росту. Эти устойчивые группировки атомов называются центрами кристаллизации (зародышами). **Кристаллизация в таких условиях называется самопроизвольной или гомогенной.** Гомогенная (самопроизвольная) кристаллизация происходит в условиях, когда расплав переходит к термодинамическому более устойчивому состоянию с меньшей свободной энергией.

В реальных условиях процессы кристаллизации и характер образующейся структуры в значительной мере зависят от имеющихся привнесенных центров кристаллизации. Такими центрами, как правило, являются частицы тугоплавких неметаллических включений, оксидов, интерметаллических соединений, образуемых примесями.

К началу кристаллизации эти центры уже находятся в жидком металле в виде твердых включений. При кристаллизации атомы металла откладываются на активированной поверхности примеси, как на готовом зародыше. **Такая кристаллизация называется несамопроизвольной, или гетерогенной.** При несамопроизвольной кристаллизации роль зародышей могут играть и стенки формы.

На практике несамопроизвольную кристаллизацию используют для модификации – измельчения кристаллитов при затвердевании. Однако модифицирующее действие сохраняется только в том случае, когда они не растворяются в сварочной ванне. Наибольший интерес в этом случае представляют собой тугоплавкие и труднорастворимые включения. Например, **карбиды, нитриды, бориды.** При быстром нагреве, небольших степенях перегрева, малой продолжительности существования сварочной ванны наиболее тугоплавкие карбиды могут сохраниться.

Большое влияние на кристаллизацию могут оказать **неметаллические включения** – особенно **оксиды**, которые попадают из флюсов и электродных покрытий (CaO , MgO , SiO_2) или могут быть продуктами раскисления ванны (SiO_2 , MnO , Al_2O_3 , TiO_2), частичками шлака ($2FeO*SiO_2$, $2MnO*SiO_2$, MnS , FeS) и др.

Средняя температура сварочной ванны при дуговой сварке (ручная, автоматическая под флюсом, в защитных газах) составляет 1600-1900°C:

- *наиболее низкая – для дуговой сварки в защитных газах;*
- *наиболее высокая – для автоматической сварки под флюсом.*

Температура в ванне под дугой доходит до 2300°C, однако продолжительность пребывания ванны при этой температуре крайне мала, что не обеспечивает растворения наиболее тугоплавких примесей.

Продолжительность существования сварочной ванны при различных видах и режимах сварки существенно различается. Для указанных выше видов она составляет не более 1-2 мин и может быть оценена по формуле:

$$t_d = \frac{L_d}{V_{cd}}, \quad (1.2)$$

где t_d – средняя продолжительность существования сварочной ванны;
 L_d – длина сварочной ванны;
 V_{cd} – скорость сварки.

При больших степенях перегрева в сварочной ванне очень мало естественных центров кристаллизации.

Наличие искусственных центров кристаллизации будет зависеть от состава свариваемого материала и присадочной проволоки, условий сварки.

Возникающие в сварочной ванне конвективные потоки под воздействием газодинамической и электромагнитной сил должны приводить к рассредоточению не растворившихся тугоплавких частиц.

Общие закономерности кристаллизации и формирования первичной структуры металла

Для того, чтобы начался процесс кристаллизации, необходимо отклонение от равновесной температуры, т.е. переохлаждение ΔT . Повлиять на степень переохлаждения можно путем изменения скорости охлаждения металла (рис. 1.6).

Роль степени переохлаждения при кристаллизации сводится к тому, что в жидком металле увеличивается устойчивость образований атомов, создающих зародыши при самопроизвольном процессе – **самопроизвольной кристаллизации**, и, как следствие, непосредственно

влияет на размер зерна. Размер зерна определяет механические свойства (мельче зерно – материал пластичнее и т.п.).

Рис. 1.6. Зависимость параметров кристаллизации от степени переохлаждения:
СК – скорость роста кристаллов;
ЧЦ – скорость зарождения центров кристаллизации[6]

При этом способность зародыша быть центром кристаллизации зависит от его размера R . Только после достижения $R_{кр}$ зародыш станет устойчивым и начнет расти, вызывая снижение свободной энергии. При этом критический размер зародыша уменьшается с увеличением степени переохлаждения, что приводит к созданию условий для образования большего числа зародышей.

При маленькой степени переохлаждения – крупное зерно, при увеличении переохлаждения – более мелкое зерно.

Рассмотренные закономерности касаются естественных центров кристаллизации – зародышей, образовавшихся из расплава.

В расплаве сварочной ванны существуют **искусственные центры** – различные включения. Лучшими такого рода частицами служат вещества, кристаллическая решетка которых по типу и параметрам решетки близка к решетке кристаллизующегося металла.

Поскольку искусственные центры уже существуют в жидком металле и на их образование не требуется дополнительных затрат энергии, для кристаллизации на них требуется меньшая степень переохлаждения.

Рассмотренные выше закономерности кристаллизации определяют характер строения сварных швов. Основными элементами являются кристаллиты (дендриты⁴) (рис. 1.7).

⁴ Дендрит (от греч. δένδρον – дерево).

В реальных условиях металл кристаллизуется в ограниченном пространстве с холодными стенками. В этом случае рост основной оси дендрита будет происходить перпендикулярно поверхности кристаллизации.

Подрастающий ствол со временем сам становится элементом отвода тепла и от него в разных местах начинают расти ветви второго, третьего и т.д. порядка с определенной кристаллографической ориентацией.

При столкновении твердых поверхностей постройка кристаллита завершается (рис. 1.7). При наличии многих центров кристаллизации растет много дендритов, их поверхности сталкиваются, мешая дальнейшему росту. Форма кристаллов становится неправильной, а благодаря различной ориентации поликристаллический металл становится более однородным (**изотропным**).

Рис. 1.7. Схема строения слитка (а, б): 1 – зона мелких кристаллов, 2 – зона столбчатых кристаллов, 3 – зона равноосных кристаллов (а) и схема роста дендрита; (в): 1, 2, 3 – оси роста 1...3 порядков, соответственно [6]

Химическая неоднородность

В сварных швах различают следующие виды химической неоднородности: внутрикристаллитную, межкуристаллитную, неоднородность в зоне сплавления, зернограничную и внутризеренную. Последние два вида относятся к деформированному и рекристаллизованному металлу, главным образом, к металлу околошовной зоны

Рассмотрим внутрикристаллитную химическую неоднородность. Одной из основных особенностей дендритного строения литого металла является неоднородность состава по сечению дендрита, т.к. находящиеся составляющие в расплаве имеют разную температуру плавления.

Первые порции кристаллизующегося металла наиболее чистые (содержат меньше примесей). Оси дендритов значительно меньше загрязнены примесными атомами по сравнению с межосными пространствами.

Такое различие по химическому составу (содержанию примесей) в металле осей дендритов и межосных участков называют внутрикристаллитной **дендритной ликвацией**⁵, а участки закристаллизовавшегося металла с выраженным увеличением содержания примеси – ликвационными зонами или просто ликвациями. Поскольку процесс перемещения атомов примеси диффузионный и связан со временем, степень дендритной ликвации зависит от скоростей кристаллизации и охлаждения.

В большей степени к ликвации склонны углерод, сера, фосфор, а в меньшей – кремний, марганец, хром, молибден, вольфрам.

Для уменьшения химической неоднородности, образовавшейся при кристаллизации металла, применяют диффузионный или гомогенизирующий отжиг. Увеличение температуры и времени нагрева также способствует растворению фазы, присутствующей на границах зерен, и **устранению химической неоднородности**.

Особенности плавления и кристаллизации металла сварочной ванны

С учетом изложенных общих закономерностей кристаллизации, можно рассмотреть металлургические особенности кристаллизации сварных швов, полученных методами дуговой сварки плавлением.

⁵ Ликвация (от лат. liquatio – разжижение, плавление), неоднородность химического состава сплавов, возникающая при их кристаллизации.

Кристаллизация сварочной ванны происходит гораздо сложнее в связи с многообразием условий ее образования, нагрева и охлаждения. На рис. 1.8 показано типичная картина изотерм в области сварочной ванны при движении электрода.

Рис. 1.8. Схема изотерм сварочной ванны при движении электрода

Рост кристаллов идет с закристаллизовавшейся поверхности металла шва. Кристаллы из хвостовой части вытягиваются вдоль оси шва и имеют большую протяженность. Кристаллы с боковых поверхностей, прорастающие с кромок в задней части ванны, составляют с осью шва определенный угол. Размеры и угол наклона к оси шва кристаллов, растущих с боковых поверхностей, зависят от многих факторов — толщины и массы свариваемого металла, его температуры и теплофизических свойств, от скорости сварки, силы сварочного тока, технологии сварки (например, числа сварочных дуг) и др. В соответствии с рассмотренным характером кристаллизации ванны кристаллическое строение сварного шва имеет вид, показанный на рис. 1.9.

Рис. 1.9. Кристаллическое строение сварного шва в продольном сечении [16]

Было замечено, что рост кристаллов идет не непрерывно, а с периодическими остановками. Явление это связывается с остановками

кристаллизации, вызванными тепловым эффектом (выделение теплоты) при переходе из жидкого состояния в твердое. При таком прерывистом росте слоев кристаллизации сначала застывает наиболее чистый металл, а к концу слоя – металл с повышенным содержанием примесей. Неоднородность состава металла шва по слоям кристаллизации показана на рис. 1.10.

Рис. 1.10. Характер химической неоднородности металла сварного шва по слоям кристаллизации

В очаге горения дуги металл сварочной ванны имеет самую высокую температуру 2300°C , что значительно выше температуры плавления $t_{\text{пл}}$ и кристаллизации $t_{\text{кр}}$.

По мере удаления от очага дуги температура жидкого металла снижается. Вблизи кромок она становится близкой к температуре кристаллизации $t_{\text{кр}}$.

В сечении, проходящем через *очаг дуги и свариваемые кромки*, температура жидкого металла на границе с твёрдым металлом выше, чем в сечениях, лежащих ближе к хвостовой части ванны, поэтому рост кристаллитов в хвостовой части ванны значительно опережает рост кристаллов с кромок в зоне максимальных температур.

Кристаллическое строение сварного шва в сечении, перпендикулярном его оси, может различаться в зависимости от условий сварки (рис. 1.11):

- при сравнительно малой продолжительности существования сварочной ванны (малый объём ванны, повышенная скорость сварки) столбчатые кристаллы могут расти до встречи в области центральной линии шва (рис. 1.11.а);
- при большой ванне и медленной её кристаллизации в центральной части шва образуется небольшая зона равновесных кристаллов, возникших в условиях естественной кристаллизации (рис. 1.11. б);

- при сварке на охлаждаемой металлической подкладке (рис. 1.11.в) на ней кристаллизуется тонкий слой мелких разноориентированных кристаллов, становящихся зародышами для растущих столбчатых кристаллов;

- при многослойной сварке (рис. 1.11.г) кристаллы каждого предыдущего слоя становятся основой для кристаллизации последующих слоёв, но так как скорость охлаждения каждого слоя больше скорости охлаждения ванны в целом (при однослойной сварке), то кристаллическое строение слоёв более мелкозернистое и с менее выраженной ликвацией примесей.

Рис. 1.11. Кристаллическое строение сварного шва в сечении в зависимости от условий сварки [16]

1.3. Диаграммы состояния при кристаллизации сплава в сварном соединении

Диаграмма состояния представляет собой графическое изображение состояния сплава. Если изменяется состав сплава, его температура, давление и состояние сплава также изменяется, то это находит графическое отображение в диаграмме состояния.

Диаграммы состояния двойных сплавов строят в двух измерениях: по оси ординат откладывают температуру, а по оси абсцисс – концентрацию компонентов

Диаграмма состояния показывает устойчивые состояния, т. е. состояния, которые при данных условиях обладают минимумом свободной энергии. Поэтому диаграмма состояния может также называться **диаграммой равновесия**, так как она показывает, какие при данных условиях существуют равновесные фазы. В соответствии с этим и изменения в состоянии, которые отражены на диаграмме, относятся к равновесным условиям, т. е. при отсутствии перегрева или переохлаждения. Однако, как мы видели раньше, равновесные превращения, т. е. превращения в отсутствие переохлаждения или перегрева, в действительности не могут совершаться, поэтому диаграмма состояния представляет собой теоретический случай, а в практике используется для рассмотрения превращений при малых скоростях нагрева или охлаждения.

Общие закономерности сосуществования устойчивых фаз, отвечающих теоретическим условиям равновесия, могут быть выражены в математической форме, именуемой **правилом фаз, или законом Гиббса**.

Правило фаз / Закон Гиббса

Фазой называется однородная часть системы, отделенная от других частей системы (фаз) поверхностью раздела, при переходе через которую химический состав или структура вещества изменяется скачком.

Следовательно, однородная жидкость является однофазной системой, а механическая смесь двух видов кристаллов – двухфазной, так как каждый кристалл отличается от другого по составу или по строению, и они отделены один от другого поверхностью раздела.

Компонентами называются вещества, образующие систему. Следовательно, чистый металл представляет собой однокомпонентную систему, сплав двух металлов – двухкомпонентную и т. д. Химические соединения можно рассматривать как компоненты лишь в том случае, если они не диссоциируют на составные части в исследуемых интервалах температур.

Под числом степеней свободы (вариантностью) системы понимают число внешних и внутренних факторов (температура, давление и концентрация), которое можно изменять без изменения числа фаз в системе.

Если число степеней свободы равно нулю (нонвариантная система), то, очевидно, нельзя изменять внешние и внутренние факторы системы (температуру, давление, концентрацию) без того, что бы это не вызвало изменения числа фаз.

Если число степеней свободы равно единице (моновариантная система), то возможно изменение в некоторых пределах одного из перечисленных факторов и это не вызовет уменьшения или увеличения числа фаз.

Правило фаз представляет собой математическое выражение условия равновесия системы, т. е. уравнение правила фаз показывает количественную зависимость между числом степеней свободы системы – c и числом компонентов – k и фаз – f :

$$c = k - f + 2.$$

Независимыми переменными в уравнении правила фаз являются: концентрация, температура и давление. Если принять, что все превращения в металле происходят при постоянном давлении, то число переменных уменьшится на единицу (давление постоянно), и уравнение правила фаз примет следующий вид:

$$c = k - f + 1. \quad (1.3)$$

Это выражение правила фаз будем применять к металлическим системам равновесия, считая давление во всех процессах неизменным.

Основные типы состояния двойных сплавов

Различают четыре главных типа состояния двойных сплавов:

- *механическая смесь;*
- *твердый раствор с неограниченной растворимостью компонентов друг в друге;*
- *твердый раствор с ограниченной растворимостью компонентов;*
- *химическое соединение.*

Механическая смесь двух компонентов A и B образуется только тогда, когда они не способны к взаимному растворению в твердом состоянии и не вступают в химическую реакцию с образованием химического соединения. При таких условиях сплав будет состоять из кристаллов A и B (рис. 1.12.) отчетливо выявляемых на микроструктуре. Механические свойства зависят от количественного соотношения компонентов.

Рис. 1.12. Микроструктура механической смеси (схема)

Химическое соединение. Характеризуется следующими особенностями:

- соотношение чисел атомов элементов соответствует стехиометрической пропорции;
- образуется новая кристаллическая решетка с упорядоченным расположением в ней атомов элементов.

Если химическое соединение образуется только металлами, то в узлах решетки располагаются положительно заряженные ионы, удерживаемые электронным газом. Т.е. возникает так называемая металлическая связь. Такая связь не является жесткой и при определенных условиях соотношение компонентов может не соответствовать стехиометрическому.

При образовании химического соединения металла с неметаллом возникает ионная связь. Металл отдает валентные электроны и становится положительным ионом, а неметалл принимает электроны во внешнюю оболочку и становится отрицательным ионом. В решетке такого типа атомы удерживаются электростатическим притяжением (рис. 1.13).

Рис. 1.13. Кристаллические решетки: а, б – соединения NaCl; в – Cu_2MnSn

Твердый раствор. В жидком состоянии большинство сплавов являются однородными жидкостями. В некоторых сплавах при затвердевании однородность сохраняется и, следовательно, сохраняется взаимная растворимость (рис. 1.14).

Рентгеновский анализ показывает у такого «Твердого раствора» один тип кристаллической решетки. Химический анализ показывает наличие двух элементов.

Рис. 1.14. Микроструктура твердого раствора (схема)

В отличие от химического соединения твердый раствор существует не при определенной стехиометрии атомов, а в диапазоне концентраций.

В отличие от механической смеси твердый раствор является однофазным, состоит из одного типа решетки.

Строения твердых сплавов таково, что в решетку основного металла-растворителя входят атомы растворенного вещества. Могут быть твердые растворы внедрения и твердые растворы замещения (рис. 1.15).

Рис. 1.15. Кристаллическая ОЦК решетка: *а* – чистый металл; *б* – твердый раствор замещения; *в* – твердый раствор внедрения

**Диаграмма состояния системы
с неограниченным растворением компонентов
в жидком и твердом состоянии (1 тип)**

По этой диаграмме (рис. 1.16) кристаллизуются сплавы, оба компонента которых неограниченно растворимы в жидком и твердом состояниях и не образуют химических соединений.

Рис. 1.16 а, б. Диаграмма состояния двухкомпонентной системы с полной растворимостью компонентов в твердом и жидком состояниях

В отличие от чистых металлов, их сплавы кристаллизуются не при постоянной температуре, а в интервале температур и имеют разную температуру конца кристаллизации. Следовательно, состав фазы непрерывно изменяется. Верхняя кривая – линия **ликвидус**, а нижняя кривая – линия **солидус**.

Выше ликвидуса сплав находится в однофазном жидком состоянии, а ниже линии солидуса – в однофазном твердом состоянии в виде твердого α -раствора. Между линиями ликвидус и солидус сплав находится в двухфазном состоянии (жидкая фаза и кристаллы твердого α -раствора).

Процесс кристаллизации изображается кривой охлаждения сплава (рис. 1.166).

Оба компонента неограниченно растворимы в жидком и твердом состояниях и не образуют химических соединений.

Компоненты: A, B . Фазы: L, α .

Если два компонента неограниченно растворяются в жидком и твердом состояниях, то возможно существование только двух фаз – жидкого раствора L и твердого раствора α . Следовательно, трех фаз быть не может, кристаллизация при постоянной температуре не наблюдается и горизонтальной линии на диаграмме нет (рис. 1.16б).

При двух компонентах и двух фазах система **моновариантна**

$$c = k - f + 1 = 2 - 2 = 1$$

т. е. если изменяется температура, то изменяется и концентрация компонентов в фазах; каждой температуре соответствуют строго определенные составы фаз.

Точка 1 соответствует началу кристаллизации, точка 2 – концу. Концентрация и количество фаз у сплава, лежащего между линиями солидус и ликвидус, определяются правилом отрезков. Так сплав K в точке a состоит из жидкой и твердой фаз. Состав жидкой фазы определяется проекцией точки b , лежащей на линии ликвидус, а состав твердой фазы – проекцией точки c , лежащей на линии солидус. Количество жидкой и твердых фаз определяется по **правилу отрезков**⁶, из соотношения: жидкой – ac/bc и твердой – ab/bc .

Во всем интервале кристаллизации от точки 1 к точке 2 из жидкого металла с исходной концентрацией сначала выделяются кристаллы более тугоплавких металлов. Состав первых кристаллов определяется проекцией S . Закончиться кристаллизация сплава K должна в точке 2, когда затвердеет жидкость состава L . Отрезок, показывающий количество твердой фазы, равнялся 0 в точке 1, когда началась кристаллизация, и количеству всего сплава в точке 2, когда кристаллизация закончилась. Состав жидкости меняется по кривой $1-L$, а состав кристаллов по кривой $S-2$, и в момент окончания кристаллизации состав кристаллов такой же, как и состав исходной жидкости.

⁶ Правило отрезков:

1. Чтобы определить концентрацию компонентов в фазах, через данную точку, характеризующую состояние сплава, проводят горизонтальную линию до пересечения с линиями, ограничивающими данную область; проекции точек пересечения на ось концентраций показывают составы фаз.

2. Для определения количественного соотношения фаз, через данную точку проводят горизонтальную линию. Отрезки этой линии между заданной точкой и точками, определяющими составы фаз, обратно пропорциональны количествам этих фаз.

Такого рода взаимодействие возможно для металлов с аналогичными типами кристаллических решеток и атомами близких размеров. Металлы, дающие сплавы такого типа, должны соединяться различными видами сварки. После кристаллизации сварной шов представляет собой непрерывный ряд твердых растворов переменного состава.

Диаграмма состояния с полной нерастворимостью компонентов в жидком состоянии и нерастворимостью в твердом (2 тип)

Рис. 1.17а. Структурная диаграмма состояния сплавов – 2 тип

Рис. 1.17б. Кривые охлаждения металла для структурной диаграммы 2 типа:
а – доэвтектического; б – эвтектического; в – заэвтектического

Оба компонента в жидком состоянии неограниченно растворимы, а в твердом состоянии нерастворимы и не образуют химических соединений.

Общий вид диаграммы состояния показан на рис. 1.17а. Линия *ACB* является **линией ликвидус** (начало кристаллизации), линия *DCE* – **линией солидус** (конец кристаллизации). На линии *AC* начинают (при охлаждении) выделяться кристаллы *A*, а на линии *CB* – кристаллы *B*. На линии *DCE* из жидкости концентрации *C* одновременно выделяются кристаллы *A* и *B*.

Если взять какой-нибудь сплав, например сплав *I*, то кривая охлаждения для него будет иметь вид, показанный на рис. 1.17б. На этой кривой – участок *0–1* соответствует охлаждению жидкого сплава, участок *1–2* – выделению кристаллов *A*, участок *2–2'* – совместному выделению кристаллов *A* и *B* и участок *2'–3* – охлаждению твердого тела.

На рис. 1.17б схематически показано строение сплава в разные моменты кристаллизации. Из жидкости (левый рисунок) выделяются кристаллы *A*, затем оставшаяся жидкость кристаллизуется с одновременным выделением кристаллов *A* и *B*. Правый крайний рисунок показывает структуру уже закристаллизовавшегося металла: видны первичные выделения кристаллов *A* и механическая смесь кристаллов *A* и *B*, которые кристаллизовались одновременно. Механическая смесь двух (или более) видов кристаллов, одновременно кристаллизовавшихся из жидкости (точка 2, см. рис. 17а), называется эвтектикой. Кривая охлаждения сплава эвтектической концентрации показана на рис. 1.17, б. На кривой охлаждения отрезок *0–2* соответствует охлаждению жидкого сплава, отрезок *2–2'* – кристаллизации эвтектики и *2'–3* – охлаждению закристаллизовавшегося сплава.

Кривая охлаждения сплава (сплав *I* можно назвать доэвтектическим, сплав *II* – эвтектическим и сплав *III* – заэвтектическим) изображена на рис. 1.17б. На кривой охлаждения отрезок *0–1* соответствует охлаждению жидкости, отрезок *1–2* – выделению кристаллов *B*, *2–2'* – кристаллизации эвтектики и *2'–3* – охлаждению закристаллизовавшегося сплава.

В отличие от кристаллов *A*, которые на рис. 1.17, а изображались белыми, кристаллы *B* на рис. 1.17, в – черные.

На диаграмме состояний (см. рис. 1.17а) показаны области существования различных фаз. Ниже эвтектической горизонтали *DCE*

находятся две фазы – кристаллы A и B . Левее эвтектической концентрации из жидкости выделяются вначале кристаллы A , а затем эвтектика. Поэтому структурное состояние доэвтектического сплава можно обозначить через $A + \text{эвтектика}$ ($A + B$) и заэвтектического – $B + \text{эвтектика}$ ($A + B$), хотя и в том, и в другом случае в сплаве две фазы: A и B .

При сварке плавлением микроструктура и фазовое состояние металла будут постепенно переходить от кристаллов одного металла с малым количеством эвтектики к кристаллам другого металла также с малым количеством эвтектики (рис. 1.17). Между этими зонами количество эвтектики будет постепенно увеличиваться, а где-то на промежуточном участке должна находиться чисто эвтектическая зона. При данном типе диаграммы состояния свариваемых металлов хорошее сплавление металла шва с основными свариваемыми металлами обусловлено тем, что на краях каждого металла надстраиваются зерна каждого металла. Для обеспечения работоспособности такого шва важно плавное изменение структуры и свойств в пределах сварного соединения.

Диаграмма состояния с полной растворимостью компонентов в жидком и ограниченной растворимостью в твердом состоянии (3 тип)

Рис. 1.18. Диаграмма состояния системы свинец-олово

По этой диаграмме (рис. 1.18) кристаллизуются сплавы, оба компонента которых неограниченно растворимы друг в друге в жидком состоянии, обладают ограниченной растворимостью в твердом состоянии и не образуют химических соединений.

Линия ликвидус аналогична предыдущей диаграмме и состоит из двух ветвей. Выше ликвидуса сплав находится в жидком состоянии. Линия солидус состоит из трех частей: левая и правая ветви и эвтектическая горизонталь. Ниже солидуса сплав находится в твердом состоянии. По левой ветви ликвидуса кристаллизуются твердый α -раствор (олово в свинце), по правой – твердый β -раствор (свинец в олове). Под левой ветвью солидуса существует область твердого α -раствора, а под правой – твердого β -раствора.

Для металлов, образующих эвтектические смеси, но имеющие взаимную ограниченную растворимость, механизм образования сварного соединения заметно изменяется. При сварке плавлением в сварочной ванне на кромках свариваемых металлов из жидкого расплава кристаллизуются не чистые металлы, а их твердые растворы. Эвтектическая смесь в такой системе состоит не из чистых металлов A и B , а из ограниченных растворов.

Для металлов с таким типом диаграммы характерно также появление диффузионных зон на границе соединения. Образование диффузионных зон связано с тем, что в металл A проникает (диффундирует) некоторое количество атомов B . Точно также в металл B будет диффундировать некоторое количество атомов A .

Диаграмма состояния с образованием устойчивого химического соединения (4 тип)

По этой диаграмме (рис. 1.19) кристаллизуются сплавы, оба компонента которых неограниченно растворимы друг в друге в жидком состоянии, а при затвердевании образуют устойчивое химическое соединение.

Диаграмма состояния сплава A и B приведена на рис. 1.19. Линия « $CGHM$ » соответствует химическому соединению C и разделяет диаграмму состояния на две части.

Если условно химическое соединение принять за отдельный компонент системы, то диаграмму состояния можно разделить на две диаграммы: « $A - C$ » и « $C - E$ ». Каждая из них представляет собой диаграмму состояния 2 типа.

Рис. 1.19. Диаграмма состояния системы $\text{Mg}-\text{Ca}$

Возможны и другие случаи, например, когда одна часть диаграммы представляет диаграмму состояния 2 типа, а вторая – 3 типа и др.

Химическое соединение, образующееся из атомов A и B , может иметь абсолютно другую кристаллическую решетку. Поэтому его свойства будут радикально отличаться от свойств металлов A и B . Очень часто химические соединения двух мягких и вязких металлов оказываются твердыми и хрупкими (например, железа с алюминием).

В этой связи особенно важно учитывать возможность образования химических соединений в сварных соединениях.

Для всех типов диаграмм состояния с образованием химического соединения характер строения металла шва очень схожий, с той лишь разницей, что у кромок в случае отсутствия взаимной растворимости будут находиться кристаллы чистых металлов A и B . А в случае ограниченных растворов – соответственно α -кристаллы (раствор C в A) и β -кристаллы (раствор C в B). Вдали от кромок могут также появиться кристаллы A в C и B в C .

Основное влияние на свойства сварного шва оказывает зона кристаллов химического соединения, подчас со свойствами, резко отличающимися от свойств близлежащих кристаллов. Такая неоднородность свойств может отрицательно сказаться на работоспособности сварного шва.

На практике часто приходится иметь дело со сваркой не только чистых металлов, но и сплавов. Рассмотрение диаграмм состояния при сплавлении трех и более компонентов более сложное. Однако

в сварных соединениях сплавов также могут существовать твердые растворы нескольких компонентов, эвтектические или эвтектидные смеси, химические соединения.

Ниже показаны качественные зависимости физико-механических свойств сплава от концентрации компонентов для каждого типа рассмотренных диаграмм состояния.

Особенности представления диаграмм тройных сплавов

Диаграмма состояния тройных сплавов имеет вид трехгранной призмы (рис. 1.20).

Рис. 1.20. Диаграмма состояния тройных сплавов с неограниченной растворимостью компонентов в жидком и твердом состояниях (а) и кривая охлаждения сплава 1 (б)

Основанием призмы служит равносторонний треугольник, который указывает концентрацию компонентов. Этот треугольник называют концентрационным.

Компоненты, образующие сплав, указывают в вершинах треугольника, двойные сплавы – на сторонах треугольника, а тройные сплавы – точками внутри треугольника.

Тройная система $Ti-Al-V$ является основой большинства высокопрочных титановых сплавов, а система $Ti-Al-Mo$ – жаропрочных титановых сплавов.

Большинство современных титановых сплавов в соответствии с наметившейся тенденцией многокомпонентного легирования содержат одновременно алюминий, ванадий и молибден.

1.4. Связь между фазовым составом и механическими свойствами сплавов

Впервые на связь между видом диаграммы и свойствами указал выдающийся отечественный физико-химик, создатель физико-химического анализа Н.С. Курнаков.

Существует определенная связь между фазовым составом и свойствами сплавов:

- *Однофазные сплавы на основе ненасыщенного α -раствора имеют высокую пластичность при низких и высоких температурах, поэтому хорошо поддаются и холодной, и горячей деформации. Отсутствие фазовых превращений при изменении температуры исключает возможность их термоупрочнения, поэтому они упрочняются только холодной деформацией.*

- *Многофазные сплавы с малопластичными или хрупкими фазами имеют пониженную пластичность. Обычно они ограниченно поддаются обработке давлением (например, только в «горячем» состоянии) или вообще не деформируются.*

- *Сплавы, имеющие в своем составе компоненты с переменной растворимостью, допускают термоупрочнение (путем закалки и последующего старения).*

- *Сплавы с составом, близким к эвтектическому, имеют повышенные литейные свойства (из-за отсутствия крупных первичных кристаллов применяются доэвтектические сплавы).*

Сплавы, допускающие горячую и (или) холодную обработку давлением (прессование, волочение, прокатка, ковка), относятся к деформируемым сплавам. Сплавы с хорошими литейными свойствами называются литейными. Такое деление часто условное, т.к. многие сплавы используются и как деформируемые и как литейные.

По способу упрочнения сплавы делят на термоупрочняемые и упрочняемые давлением. Многие сплавы допускают упрочнение и термообработкой, и давлением.

Описание любых сплавов всегда начинается с рассмотрения их диаграмм состояний.

Диаграмма состояния позволяет определить:

- *области существования сплавов с однотипной микроструктурой;*
- *превращения, которые могут происходить при изменении температуры;*
- *возможные фазы и структурные составляющие, которые и определяют свойства сплавов;*
- *интервалы кристаллизации и температуры проведения различных видов термообработки.*

Пользуясь диаграммами состояния, можно определить превращения, протекающие в сплавах данной системы в зависимости от температуры и концентрации, образующиеся при этом фазы и структурные составляющие. Так как микроструктура сплавов обуславливает их физико-механические, технологические и эксплуатационные свойства, можно сделать вывод, что однофазные сплавы будут иметь иные свойства, чем многофазные.

Зависимость между химическим составом, структурой и свойствами сплавов установлена профессором Н.С. Курнаковым, разработавшим метод физико-химического анализа металлов. Эта зависимость выражается графически в виде диаграмм «Состав – Свойство».

На рисунке рис. 1.21 показаны качественные зависимости физико-механических свойств сплава от концентрации компонентов для каждого типа рассмотренных диаграмм состояния

В сплавах, образующих твердый раствор с неограниченной растворимостью (диаграмма состояния второго типа), свойства изменяются по криволинейной зависимости (рис. 1.21, а). Уже при небольших добавках второго компонента твердость, прочность, электрическое сопротивление и коэрцитивная сила сплавов повышаются и становятся выше численных значений этих же свойств у компонентов, а электропроводность и магнитная проницаемость снижаются.

При образовании механической смеси (диаграмма состояния первого типа) свойства сплавов (например, твердость, электрическое сопротивление, коэрцитивная сила) изменяются линейно (рис. 1.21, б). Следовательно, в случае образования механической смеси свойства сплавов имеют среднее значение из количественных значений свойств компонентов.

В сплавах, образующих твердые растворы с ограниченной растворимостью (диаграмма состояния третьего типа), свойства в областях, соответствующих твердым растворам, изменяются по криволинейной

зависимости, а в областях, соответствующих механической смеси, – по линейной зависимости (рис. 1.21, в).

При образовании устойчивых химических соединений (диаграмма состояния четвертого типа) твердость, электрическое сопротивление и коэрцитивная сила в сингулярной точке резко повышаются, а электропроводность и магнитная проницаемость уменьшаются (рис.1.21, г).

Рис. 1.21. Связь между параметрами диаграмм состояния и физико-механическими свойствами сплавов

Зная диаграммы состояния, можно также определить технологические свойства сплавов: литейные свойства, деформируемость, обрабатываемость резанием и другие.

По данным исследований А. А. Бочвара, большое расстояние между линиями ликвидуса и солидуса на диаграмме состояния указывает на склонность сплава к ликвации по плотности (удельному весу), образованию рассеянных усадочных раковин и столбчатой структуры, к появлению трещин в отливках (горячих трещин). Лучшими литейными свойствами обладают двухфазные сплавы, особенно эвтектические, являющиеся наиболее легкоплавкими. Наоборот, лучше деформируются в холодном и горячем состоянии однофазные сплавы –

твердые растворы, обладающие меньшим сопротивлением пластическому деформированию.

Тесно связана со структурой сплавов и их обрабатываемость резанием. Если в сплаве нет очень твердых фаз, изнашивающих режущий инструмент, то двухфазные сплавы обрабатываются резанием легче, чем однофазные (твердые растворы и химические соединения). Но однофазные сплавы лучше сопротивляются коррозии, чем двухфазные.

Особенно большое значение имеет знание диаграмм состояния сплавов для решения вопроса о возможности их термической обработки.

При образовании твердого раствора предел прочности, текучести и твердость повышаются при сохранении достаточно высокой пластичности. При образовании твердого раствора внедрения прочность во много раз больше, чем при образовании твердого раствора замещения той же концентрации.

Сочетание повышенной прочности и хорошей пластичности позволяет использовать твердые растворы как основу конструкционных сплавов.

Благодаря высокой пластичности сплавы (твердые растворы), легко деформируются, но плохо обрабатываются резанием. Такие сплавы имеют низкие литейные свойства.

При образовании твердых растворов значительно увеличивается электросопротивление. Поэтому сплавы (твердые растворы) широко применяют для изготовления проволоки электронагревательных элементов и реостатов.

Для получения высоких литейных свойств концентрация компонентов в сплавах должна превышать их предельную растворимость в твердом состоянии и приближаться к эвтектическому составу. Эвтектические сплавы обладают хорошей жидкотекучестью. Но при появлении в структуре сплава эвтектики сильно снижается его пластичность. Поэтому в деформируемых сплавах содержание компонентов не превышает величины предельной растворимости при эвтектической температуре.

Химические соединения, образующиеся в сплавах, обладают свойствами, резко отличающимися от свойств исходных компонентов. Они имеют очень высокую твердость, но хрупки. Химические соединения имеют большое значение в качестве твердых структурных составляющих в сплавах.

Влияние термической обработки на структуру и свойства металлических сплавов

Структуру и свойства металлических сплавов, как уже известно, можно изменять в широких пределах с помощью термической обработки. Особенно эффективна термическая обработка для стали. Однако не все свойства изменяются при такой обработке. Одни (**структурно чувствительные свойства**) зависят от структуры металла (это большинство свойств), и, следовательно, изменяются при термической обработке, другие (**структурно нечувствительные свойства**) практически не зависят от структуры. К последним относятся характеристики жесткости (модуль нормальной упругости E , модуль сдвига C). Такое деление условно, так как все свойства зависят, от структуры (в том числе и модуль упругости), вопрос лишь в какой степени. К структурно нечувствительным свойствам относят такие, которые практически не зависят от структуры, для их изменения не следует применять термическую обработку.

Структурно-нечувствительные свойства (модули упругости, плотность, температура плавления, тепловое расширение и др.) являются строго определенными для той или иной фазы и слабо меняются из-за дефектности строения кристалла (зерна). Тщательно проводившиеся измерения показали, что модуль Юнга любого материала не зависит от вида испытаний (при растяжении или сжатии). Тогда как структурно-чувствительные свойства (сопротивление разрушению, пластичность, наклеп, ползучесть, твердость и др.) зависят не только от состава и кристаллической структуры металла, но и от несовершенств структуры зерна, возникших на протяжении всей предыстории металла детали.

Все другие механические свойства в большей или меньшей степени структурно чувствительны и анизотропны.

Резкая анизотропия упругих и других механических характеристик присуща многим неметаллическим материалам, что определяется их ориентированным строением. Некоторая анизотропия свойственна и большинству металлических материалов. Уровень прочности, пластичности, выносливости и характеристик разрушения, обычно, в продольном направлении относительно оси деформации полуфабриката выше, чем в поперечном. Однако для некоторых, например титановых, сплавов характерна обратная анизотропия. Наблюдается значительная разница в пределах текучести при растяжении и сжатии у большинства магниевых деформируемых сплавов.

ГЛАВА 2

ДИФфуЗИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ В МЕТАЛЛАХ ПРИ СВАРКЕ

Диффузия в металлах и сплавах – это элементарные процессы перемещения атомов кристаллического вещества на расстояние больше параметров кристаллической решетки.

Диффузия в твердом теле может быть представлена как движение атомов диффузанта в кристаллической решетке, за счет вакансий или межузельных атомов.

2.1. Механизмы диффузии

Известны следующие механизмы диффузии:

1. простой обменный (два соседних атома меняются местами);
2. циклический обменный (совместное перемещение группы атомов, при котором каждый занимает место предыдущего);
3. вакансионный (обмен местами атома и вакансии, т.е. пустого узла);
4. простой межузельный (атом движется по междоузлиям);
5. межузельный механизм вытеснения (атом вытесняет в межузелье другой атом, занимая его место в узле);
6. краудинный (эстафетное смещение группы атомов).

Рис. 2.1. Схемы механизмов диффузии

Диффузия металлических атомов может также осуществляться по дефектам кристаллического строения (дислокациям и границам).

Наиболее вероятный механизм диффузии связан с перемещением атомов по незанятым узловым положениям – вакансиям или междоузлиям. В сумме такие элементарные перемещения определяют массоперенос.

2.2. Самодиффузия и гетеродиффузия

Если массоперенос направленный и приводит к местным изменениям концентрации перемещающихся атомов элемента, растворенного в растворителе (как правило, из мест с большей концентрацией компонента в места с меньшей концентрацией), процесс называют **гетеродиффузией**. Если имеет место перемещение атомов металла основного компонента без изменения концентрации, процесс называют **самодиффузией**.

В чистых металлах наблюдается самодиффузия, т. е. перемещение атомов в собственной кристаллической решетке: железо в железе, медь в меди и т. д.

Гетеродиффузия тесно связана с самодиффузией. Однако экспериментально установлено, что энергия активации самодиффузии всегда выше энергии гетеродиффузии в той же решетке.

Вынужденная гетеродиффузия представляет собой комбинированный процесс массопереноса, когда на обычную диффузию накладывается направленное движение под действием внешних сил.

2.3. Виды диффузии

Известны следующие виды гетеродиффузии:

Концентрационная диффузия – перемещение вещества под воздействием градиента концентрации. Эта диффузия называется нисходящей, поскольку вещество перемещается из участков, в которых его концентрация больше, в участки, где его концентрация меньше; Концентрационная диффузия является наиболее простым случаем и наиболее изучена. Процессы концентрационной диффузии описываются уравнением законов Фика.

Термодиффузия – перенос вещества под воздействием градиента температур. Термодиффузия обусловлена возникновением градиента химического потенциала диффундирующего вещества в температурном поле. Вещество перемещается из частей системы, в которых его химический потенциал больше, в части, в которых его химический

потенциал меньше. При этом концентрация вещества изменяется в обратном направлении, и диффузия называется восходящей;

Реактивная – перемещение вещества в участки системы, где оно образует с другим компонентом раствора химическое соединение, т.е. диффундирующее вещество выводится из исходной фазы в обособленную (например, диффузия углерода в участки образования карбидов, диффузия легирующих элементов – в участки, где образовались интерметаллиды). К реактивной диффузии относится также перераспределение углерода между аустенитным швом и ферритно-перлитным основным металлом: углерод диффундирует в аустенит, в котором его растворимость выше.

Очень большое значение процессы диффузии имеют при сварке при значительных температурах. Например, при сварке плавлением, процессы диффузии влияют на степень химической и механической неоднородности металла шва и сварного соединения.

2.4. Основные законы диффузии

Основной параметр диффузии – скорость переноса массы перемещающегося элемента через единицу площади сечения за единицу времени.

Основной причиной перемещения растворенного вещества служит разность его концентраций в соседних объемах и стремление к равномерному распределению.

Первый закон Фика

Первый закон Фика характеризует массоперенос в зависимости от перепада концентрации растворенного вещества:

$$M = -D \frac{dc}{dx}, \quad (2.1)$$

где D – коэффициент диффузии, характеризует количество вещества в граммах или молях, перемещающегося через единицу площади за единицу времени, при градиенте концентрации – $dc/dx = 1$ (dc – разность концентраций; dx – расстояние, на котором возник градиент концентрации).

Знак минус показывает, что диффузия идет в направлении уменьшения градиента концентрации dc/dx .

Коэффициент диффузии D зависит от температуры, природы растворителя и растворенного вещества:

$$D = D_0 e^{-\frac{Q}{RT}}, \quad (2.2)$$

где D_0 – предэкспоненциальный множитель (зависит от типа кристаллической решетки);

Q – энергия активации (зависит от энергии связи диффундирующего атома в решетке растворителя);

R – газовая постоянная;

T – температура.

По мере протекания процесса диффузии разность концентраций и соответственно градиент концентрации уменьшается.

Второй закон Фика

Изменение градиента концентрации dc/dx со временем t описывается вторым законом Фика:

$$\frac{dc}{dt} = -D \frac{dc^2}{dx^2}$$

или

$$c(x, t) = c_0 \left[1 + \Phi \left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}} \right) \right],$$

$\Phi \left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}} \right)$ – функция Крампа, c_0 – исходная концентрация.

Зная коэффициент диффузии D и продолжительность процесса t по выражению $X \approx \sqrt{Dt}$ можно определить размер диффузионной зоны для данного элемента и растворителя.

Как правило, с увеличением компактности решетки коэффициент диффузии уменьшается. Так, например, коэффициент диффузии азота в α -железе с ОЦК-решеткой при температуре 600°C в $2 \cdot 10^3$ раз больше коэффициента диффузии азота в γ -железе с ГЦК-решеткой.

Коэффициент диффузии металлоидных атомов по междоузлиям кристаллической решетки в твердых растворах внедрения значительно превышает коэффициент диффузии металлических атомов по вакансиям в твердых растворах замещения.

На рис. 2.2 рассмотрены закономерности перемещения растворенных атомов в однородном твердом растворе *при наличии градиента их концентрации*, т. е в твердом состоянии металлы А и Б неогра-

ниченно растворимы друг в друге. (диаграмма неограниченной растворимости).

В какой-то начальный момент времени пребывания при определенной температуре диффузия атомов А и Б произойдет на небольшое расстояние, а распределение А в Б будет характеризоваться кривой 1, а Б в А – кривой 2 (см. рис. 2.2). По мере увеличения времени нахождения металла при данной температуре произойдет увеличение глубины взаимной диффузии, распределение концентраций А в Б и Б в А будет соответствовать кривым 1' и 2'. Обе кривые симметричны, если скорость диффузии А в Б и Б в А примерно одинаковы. Реально, такие скорости могут быть разными и симметричность кривых будет нарушена.

Рис. 2.2. Распределение концентрации диффундирующего элемента в сварных соединениях неограниченной растворимости компонентов в твердом и жидком состояниях

2.5. Диффузионные процессы в формировании структурно-фазового состояния в металлах при сварке

Для формирования свойств сварных соединений сталей важнейшее значение имеет диффузионное перемещение углерода, водорода, серы, фосфора, железа, хрома, молибдена, алюминия и некоторых других.

В процессе диффузии перемещение атомов внедрения и замещения происходит по-разному, характеризуется различными энергетическими параметрами и протекает с разной скоростью.

Небольшие по размеру атомы внедрения значительно отличаются от параметров решетки и размеров атомов растворителя, они слабее удерживаются в своих положениях, чем атомы замещения.

Энергия активации диффузии Q зависит от энергии связи диффундирующего атома в решетке растворителя. Чем выше Q , тем сильнее удерживается атом в первоначальной позиции, тем ниже коэффициент диффузии D и меньше скорость диффузии. Чем больше отличия атомов внедрения от растворителя, тем слабее он удерживается, соответственно меньше его энергия активации и больше скорость диффузии (табл. 2.1).

Таблица 2.1

Энергия активации диффузии различных элементов, дающих растворы внедрения в α -железе

Элемент	Атомный диаметр, нм	Отличие от атомного диаметра железа, нм	Энергия активации Q , Дж/моль
<i>H</i>	0,56	2	15700
<i>N</i>	1,42	1,14	76100
<i>O</i>	1,54	1,02	84100
<i>B</i>	1,78	0,76	88400

Для элементов, образующих растворы замещения, энергия активации зависит не только от соотношения размеров атомов и решетки, но и от возможности деформации (например сжатия) атома и др. (табл. 2.2).

Таблица 2.2

Энергия активации диффузии различных элементов, дающих растворы замещения в γ -железе

Элемент	<i>S</i>	<i>Al</i>	<i>Mo</i>	<i>Cu</i>	<i>Mn</i>	<i>Ni</i>	<i>Fe</i>
Q , кДж/моль	121	184	247	255	278	282	284

Энергия активации углерода и легирующих элементов в α -железе и γ -железе различна. Например, в α -железе энергия активации диффузии углерода меньше, а скорость диффузии больше.

Для сварных соединений существенно, что на границах зерен диффузионные процессы идут активнее, так как на них большая концентрация дефектов кристаллического строения. Состояние границ зерен для сварного соединения более значимо, чем для основного металла, так как швы обладают более крупными литыми кристаллами и выросшего зерна в околошовной зоне.

Скорость диффузии какого-либо элемента в легированной стали зависит от характера и степени ее легирования, так как диффундирующий атом взаимодействует с решеткой растворителя, а легирующие элементы искажают ее, деформируют, изменяют энергетическое состояние.

По количественной характеристике диффузии углерода в железо накоплены многочисленные данные.

Коэффициент диффузии углерода в α -железо более чем на порядок выше, чем в γ -железо, имеющее значительно более плотно упакованную решетку.

Рис. 2.3. Кристаллические решетки железа

Диффузия углерода в феррите обуславливает возможность протекание таких низкотемпературных процессов, как коагуляция и сфероидизация карбидов в отожженной стали, карбидообразование при отпуске закаленной стали, графитизация и т. д.

Концентрационная зависимость коэффициента диффузии углерода в аустените выражается уравнением:

$$D_c = (0,07 + 0,06 \text{ C } \%) e^{-32000/RT}.$$

Из приведенных зависимостей следует, что коэффициент диффузии углерода в аустените увеличивается с увеличением содержания углерода в стали. Это, очевидно, связано с увеличением искажения кристаллической решетки аустенита и термодинамической активностью углерода.

Легирующие элементы оказывают существенное влияние на диффузию углерода в аустените, что связано с искажением кристаллической решетки, изменением энергии межатомной связи в твердом растворе и термодинамической активности углерода. Карбидообразующие элементы обычно замедляют, а не карбидообразующие ускоряют диффузию углерода.

Оценивая *влияние диффузионных процессов* на строение и свойства сварных соединений, следует иметь в виду их влияние *на процессы рекристаллизации металла*. Ускорить процесс рекристаллизации способно не только повышение температуры, но и степень деформации. Сама рекристаллизация в момент ее протекания ускоряет диффузионную подвижность атомов. Кроме этого, на закономерности протекания диффузии влияет *деформация*, которая также *ускоряет движение атомов, следовательно, диффузию*. Это происходит за счет увеличения плотности дефектов кристаллического строения.

ГЛАВА 3

ХАРАКТЕРИСТИКА СВАРИВАЕМЫХ И ВСПОМОГАТЕЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ

3.1. Классификация конструкционных материалов

Материалы делятся на металлические, неметаллические и композиционные.

Металлические материалы. К ним относятся все металлы и их сплавы. Среди них можно выделить несколько групп, отличающихся друг от друга по свойствам:

1. *Черные металлы.* Это железо и сплавы на его основе – стали и чугуны;

2. *Цветные металлы.* В эту группу входят металлы и их сплавы, такие как медь, алюминий, титан, никель и др.;

3. *Благородные металлы.* К ним относятся золото, серебро, платина;

4. *Редкоземельные металлы.* Это лантан, неодим, празеодим.

Неметаллические материалы. Среди них также можно выделить несколько групп:

1. *Пластмассы.* Это материалы на основе высокомолекулярных соединений – полимеров, как правило, с наполнителями;

2. *Керамические материалы (керамика).* Основой этих материалов являются порошки тугоплавких соединений типа карбидов, боридов, нитридов и оксидов. Например: TiC , SiC , Cr_7C_3 , CrB , Ni_3B , TiB_2 , BN , TiN , Al_2O_3 , SiO_2 , ZrO_2 и др.;

3. *Металлокерамические материалы (металлокерамика).* В этих материалах основой является керамика, в которую добавляется некоторое количество металла, являющегося связкой и обеспечивающего такие свойства, как пластичность и вязкость;

4. *Стекло.* Оно представляет собой систему, состоящую из оксидов различных элементов, в первую очередь оксида кремния SiO_2 ;

5. *Резина.* Это материалы на основе каучука – углеродноводородного полимера с добавлением серы и других элементов;

6. *Дерево.* Сложная органическая ткань древесных растений.

Композиционные материалы. Они представляют собой композиции, полученные искусственным путем из двух и более разнородных материалов, сильно отличающихся друг от друга по свойствам. В результате композиция существенно отличается по свойствам от составляющих компонентов, т.е. получаемый материал имеет новый комплекс свойств. В состав композиционных материалов могут входить как металлические, так и неметаллические составляющие.

Удельная доля применения в технике этих материалов различна. Мировой объем производства в год основных материалов следующий: сталь – 700 млн т, конструкционного чугуна – 46 млн т, пластических масс – 100 млн т, конструкционных стекла и керамики – 180 млн т, алюминий – 12 млн т, медь – 7 млн т, никель – 0,5 млн т (данные 1998 г.).

Как видно, наиболее широко применяются металлические материалы. Например, в машиностроении их доля достигает 95%. Однако наибольшие темпы роста производства у композиционных материалов.

Рис. 3.1. Классификация конструктивных материалов

В настоящем конспекте лекций рассмотрены **Металлические свариваемые материалы**: стали, титановые, алюминиевые, магниевые и медные сплавы.

3.2. Классификация и маркировка сталей

Конструкционные стали классифицируются по химическому составу, качеству, назначению.

По химическому составу стали классифицируются как **углеродистые**, свойства которых определяются содержанием углерода и **легированные**, свойства которых определяются углеродом и легирующими элементами. В свою очередь, углеродистые стали разделяются на низкоуглеродистые ($0,09\% < C < 0,25\%$), среднеуглеродистые ($0,26\% < C < 0,45\%$) и высокоуглеродистые ($C > 0,46\%$).

По уровню качества стали разделяют на стали обыкновенного качества и качественные стали. Уровень качества определяется содержанием вредных примесей (серы и фосфора). В обыкновенных сталях $S < 0,05\%$ и $P < 0,04\%$, в качественных сталях $S < 0,035\%$ и $P < 0,035\%$.

По ГОСТ 380-2005 конструкционные стали обыкновенного качества обозначаются буквами, символами и цифрами:

- Символ «Ст» – сокращенное обозначение стали.
- Цифра, следующая за обозначением, – условный номер марки стали.
- Символы «кп», «пс», «сп» обозначают степень раскисленности стали: кипящая, полуспокойная и спокойная.
- Цифра обозначает категорию качества в группе от 1 до 6.

Например, Ст3сп5.

В зависимости от назначения сталь подразделяется на три группы:

А – поставляемую по механическим свойствам;

Б – поставляемую по химическому составу;

В – поставляемую по механическим свойствам и химическому составу.

В зависимости от нормируемых показателей сталь каждой группы подразделяют на категории:

группы А – 1, 2, 3;

группы Б – 1, 2;

По ГОСТ 1050-88 конструкционные углеродистые качественные стали поставляются 2 групп:

• С нормальным содержанием марганца.

• С повышенным содержанием марганца.

Их обозначают буквами, символами и цифрами:

• Символ «Сталь» – обозначает наименование стали.

- Цифра, следующая за обозначением, – двухзначное число, обозначающее среднее содержание углерода в сотых долях процента.

- Символ «Г» обозначает повышенное содержание марганца⁷.

- Символы «кп», «пс», «сп» обозначают степень раскисленности.

Например, Сталь 08 кп.

Легированными считают стали, которые содержат элементы, которые придают сплавам особые свойства. Элементы называются легирующими. Чаще всего это никель, хром, молибден, вольфрам и т. д. Процесс легирования необходим для повышения стойкости, гибкости, прочности, устойчивости к коррозии металла.

Выделяется три вида легированных сталей:

- *низколегированные* – содержат легирующих элементов до 2,5%;

- *среднелегированные* – содержат легирующих элементов до 10%;

- *высоколегированные* – содержат легирующих элементов более 10%.

Каждый из видов подразумевает свои особенности сварки легированных сталей. Для краткого обозначения присутствующего элемента стали называются по его названию. Например, хромистыми, вольфрамовыми, никелевыми.

Низколегированные и среднелегированные стали обозначают по ГОСТ 19281-79, 19282-73 и по специальным ТУ производителей следующим образом:

- Цифра – двухзначное число, обозначающее среднее содержание углерода в сотых долях процента.

- Буква, обозначающая легирующий элемент (Условные обозначения легирующих элементов такие: N – А, Nb – Б, W – В, Mn – Г, Cu – Д, Se – Е, Co – К, Mo – М, Ni – Н, P – П, B – Р, Si – С, Ti – Т, V – Ф, Cr – Х, Zr – Ц, Al – Ю). Если ЛЭ > 1,5%, то его количество маркируется после соответствующей буквы цифрой 2 и выше.

⁷ Влияние марганца состоит в уменьшении вредного влияния серы. Марганец, имея высокое химическое сродство к сере, легко образует сульфид MnS , который при кристаллизации металла выделяется в виде твердых, случайно расположенных включений, приносящих во много раз меньше вреда, чем FeS . Для выделения серы в виде менее вредных твердых включений необходимо иметь следующее отношение марганца к сере: $[Mn] / [S] \geq 20-22$. Марганец повышает устойчивость аустенита и увеличивает степень его переохлаждения. Благодаря этому уменьшает критическую скорость закалки, поэтому марганцовистая сталь прокаливается значительно глубже, чем простая углеродистая. Растворяясь в феррите, марганец повышает прочность стали. Марганец повышает износостойкость и упругость стали.

- Цифра за буквой, обозначающая среднее содержание легирующего элемента в процентах.

- Буква «А» в конце марки стали обозначает повышенный уровень качества стали $S < 0,035\%$.

Например, 30ХМА.

3.3. Углеродистые конструкционные стали

Углеродистыми конструкционными называют стали, содержащие 0,1–0,7% С.

Углерод определяет прочность сталей (рис. 3.2).

Рис. 3.2. Зависимость механических свойств стали от содержания углерода [6]

В сталях присутствует некоторое количество **постоянных примесей**. Количество постоянных примесей в углеродистых сталях не превышает 0,8% Mn, 0,35% Si, 0,04% P, 0,05% O₂.

Марганец и кремний вводятся в процессе выплавки стали для раскисления, они являются технологическими примесями.

Содержание марганца не превышает 0,5...0,8%. Марганец повышает прочность, не снижая пластичности, и резко снижает красноломкость стали, вызванную влиянием серы. Он способствует уменьшению содержания сульфида железа FeS, так как образует с серой соединение сульфид марганца MnS. Частицы сульфида марганца располагаются в виде отдельных включений, которые деформируются и оказываются вытянутыми вдоль направления прокатки.

Содержание кремния не превышает 0,35...0,4%. Кремний, дегазируя металл, повышает плотность слитка. Кремний растворяется в феррите и повышает прочность стали, особенно повышается предел текучести, $\sigma_{0,2}$. Но наблюдается некоторое снижение пластичности, что снижает способность стали к вытяжке.

Содержание фосфора в стали 0,025...0,045%. Фосфор, растворяясь в феррите, искажает кристаллическую решетку и увеличивает предел прочности и предел текучести, но снижает пластичность и вязкость. Располагаясь вблизи зерен, увеличивает температуру перехода в хрупкое состояние, вызывает хладоломкость, уменьшает работу распространения трещин. Повышение содержания фосфора на каждую 0,01% повышает порог хладоломкости на 20...25°C. Фосфор обладает склонностью к ликвации, поэтому в центре слитка отдельные участки имеют резко пониженную вязкость. Для некоторых сталей возможно увеличение содержания фосфора до 0,10...0,15%, для улучшения обрабатываемости резанием.

Присутствие серы ведет к уменьшению пластичности, свариваемости и коррозионной стойкости. Содержание серы в сталях составляет 0,025...0,06%. Сера – вредная примесь, попадает в сталь из чугуна. При взаимодействии с железом образует химическое соединение – сульфид серы FeS , которое, в свою очередь, образует с железом легкоплавкую эвтектику с температурой плавления 988°C.

Скрытые примеси – газы (азот, кислород, водород) – попадают в сталь при выплавке.

Азот и кислород находятся в стали в виде хрупких неметаллических включений: окислов (FeO , SiO_2 , Al_2O_3), нитридов (Fe_2N), в виде твердого раствора или в свободном состоянии, располагаясь в дефектах (раковинах, трещинах).

Примеси внедрения (азот – N , кислород – O) повышают порог хладоломкости и снижают сопротивление хрупкому разрушению. Неметаллические включения (окислы, нитриды), являясь концентраторами напряжений, могут значительно понизить предел выносливости и вязкость.

Очень вредным является растворенный в стали водород, который значительно охрупчивает сталь.

В металле могут находиться **случайные примеси**. Содержание этих элементов не превышает 0,3% Cu , 0,08% As , 0,3% Cr , 0,3% Ni .

Углеродистые конструкционные стали классифицируют по способу изготовления, по качеству и степени раскисления стали. В сварочной технике углеродистые конструкционные стали классифицируют также и по содержанию углерода: низко- средне- и высокоуглеродистые стали.

Слиток кипящей стали характеризуется резко выраженной зональной сегрегацией⁸, где имеются участки металла с повышенным содержанием серы и в меньшей степени фосфора. Местная концентрация серы может намного превысить среднее ее содержание и привести к образованию кристаллизационных трещин в металле шва и горячих трещин в околосшовной зоне.

Опыт эксплуатации сварных конструкций показал, что кипящая сталь склонна к старению в околосшовной зоне и к переходу в хрупкое состояние при работе на морозе.

Слиток спокойной стали обычно имеет однородное плотное строение. Сера, фосфор распределены в нем более равномерно. Спокойная мартеновская сталь менее склонна к старению, чем кипящая сталь. При сварке стали, успокоенной алюминием, эффект старения металла околосшовной зоны либо вовсе не проявляется, либо проявляется слабее.

Полуспокойная сталь занимает промежуточное положение между кипящей и спокойной сталями. Исследования показали, что полуспокойную низкоуглеродистую сталь СтЗпс (группы Б и В по ГОСТ 380–2005) в листовом, фасонном и полосовом прокате толщиной до 10 мм включительно и в сортовом (круг, квадрат, арматура) размером до 16 мм можно применять для сварных конструкций наравне со спокойной сталью без каких-либо ограничений по температурным условиям эксплуатации и виду нагрузок. Прокат больших толщин из полуспокойной стали рекомендуется использовать в сварных конструкциях при любых нагрузках, но с некоторыми ограничениями по температуре эксплуатации. С целью снятия этих ограничений взамен толстого проката из спокойной стали ВСтЗ следует применять сталь ВСтЗГпс

⁸ СЕГРЕГАЦИЯ, в металлургии – 1) то же, что ликвация. 2) Обжиг труднообогатимых окисленных руд некоторых цветных металлов в присутствии небольшого количества хлора или хлорсодержащей соли с целью перевода металлов, содержащихся в руде, в форму металлических зерен размером 20–40 мкм с последующим их извлечением. Процесс применяется для извлечения металлов, образующих летучие хлориды (Cu, Ni, Co, Ti и др.).

(ГОСТ 380-2005) с повышенным содержанием марганца (до 1,1%). Это обеспечивает высокие механические свойства и ударную вязкость сварных соединений.

Углеродистую конструкционную сталь применяют для изготовления сварных конструкций в основном:

- *в состоянии поставки (горячекатаном);*
- *в меньшем объеме после термообработки (нормализации);*
- *в еще меньшем – в состоянии после термического улучшения (после закалки и отпуска).*

В сварочной технике в зависимости от содержания углерода углеродистые конструкционные стали условно разделяются на три группы: низкоуглеродистые, среднеуглеродистые и высокоуглеродистые.

Низкоуглеродистые конструкционные стали

К низкоуглеродистым конструкционным сталям, по принятой в сварочной технике классификации относят стали с содержанием до 0,25% С.

Хорошая свариваемость низкоуглеродистых и низколегированных конструкционных сталей является главной причиной их массового применения для производства сварочных конструкций.

При сварке низкоуглеродистой стали металл шва незначительно отличается по составу от основного металла. Это отличие в основном сводится к снижению содержания в металле шва углерода и повышению содержания марганца и кремния.

Снижение прочности металла шва полностью компенсируется за счет увеличения скорости его остывания и легирования металла через проволоку, покрытие или флюс марганцем и кремнием.

Изменение скорости остывания вызывает изменение количества и строения перлитной фазы, что существенно сказывается на механических свойствах металла шва.

Увеличение скорости остывания приводит к возрастанию предела текучести и временного сопротивления и к снижению относительного удлинения и относительного сужения металла шва.

Изменяется также ударная вязкость металла шва. Увеличение скорости остывания приводит к уменьшению ударной вязкости при комнатной температуре.

Средне и высоко углеродистые стали

К среднеуглеродистым конструкционным сталям по классификации, принятой в сварочной технике, относятся стали, содержащие 0,26–0,45% С.

К этой же группе относится сталь с повышенным содержанием марганца (марок ВСт5Гпс, 25Г, 30Г и 35Г).

Различные плавки стали, содержащие углерод по нижнему или по верхнему пределу (например, для стали Ст5 0,28% С или 0,37% С), отличаются свойствами и имеют различную свариваемость.

Повышение предела прочности и текучести углеродистой стали обеспечивается только увеличением концентрации углерода, что ухудшает свариваемость. Нередко в швах конструкций из стали с повышенным содержанием углерода (свыше 0,3%) возникают кристаллизационные трещины, которые в процессе эксплуатации могут развиваться и быть причиной разрушения.

3.4. Низколегированные и среднелегированные стали

Низколегированные низкоуглеродистые конструкционные стали, как правило, содержат менее 0,18% С, легированы одним или несколькими элементами, при содержании каждого из них $\leq 2\%$ и суммарном содержании легирующих элементов $\leq 5\%$. Эти стали подразделяются на стали повышенной и высокой прочности.

Низколегированные низкоуглеродистые стали повышенной прочности (09Г2С, 16ГС, 10ХСНД и др.) поставляют по ГОСТ 19282-73 и специальным техническим условиям в горячекатаном или нормализованном состоянии. Они легированы обычно до 1,70% Мn, – 1,20% Si, ~ 0,90% Cr или – 1,30% Ni и имеют ферритно-перлитную структуру.

Низколегированные высокопрочные стали подразделяют на стали с нитридным упрочнением (14Г2АФ, 16Г2АФ и др.) и термически улучшенные (14Х2ГМР и др.).

Низколегированные ферритно-перлитные стали, упрочненные дисперсными нитридами (наиболее часто нитридами алюминия, ванадия или ниобия), поставляют в нормализованном состоянии со следующими характеристиками: $\sigma_{т}$ 450 МН/м² (45 кгс/мм²) и $\sigma_{в}$ > 600 МН/м² (60 кгс/мм²). Еще более высокие механические свойства высокопрочных низколегированных сталей ($\sigma_{т}$ = 600–800 МН/м², $\sigma_{в}$ = 650–850 МН/м²) достигаются путем получения структур отпу-

щенного мартенсита или бейнита. В этих целях сталь легируют обычно молибденом (0,15-0,55%) в сочетании с бором, марганцем, хромом или никелем и термически улучшают закалкой и отпуском.

Низколегированные теплоустойчивые стали 12ХМ, 12МХ, 16ГНМ и др., применяемые в котло-турбостроении, а также в химическом и нефтяном машиностроении, легированы до 0,55% *Mo* и до 1,1% *Cg* для повышения жаропрочности и жаростойкости. Их поставляют в нормализованном состоянии.

Для ответственных сварных конструкций, эксплуатирующихся в районах, где температура может быть ниже -40°C , следует рекомендовать легкосвариваемые низколегированные стали 09Г2С, 14Г2АФ, 16Г2АФ, 15Г2АФДпс, 18Г2АФпс, 09Г2, 10Г2Б, 16Г2Б, 15ХСНД и 16ГС, а для конструкций, работающих при более высоких температурах, – 10ХСНД, 14Г2, 15ГС, 14ХГС и др. Временное сопротивление этих сталей для толщин до 60 мм составляет 45...55 кгс/мм², а предел текучести 30...40 кгс/мм². Напомним, что предел текучести стали ВСтЗ составляет всего 23–24 кгс/мм². Низколегированные стали должны удовлетворять специальным требованиям по ударной вязкости при нормальной и низких температурах, зависящим от условий эксплуатации.

Низколегированные среднеуглеродистые стали 20ГСЛ, 35ХМЛ и др., поставляемые в термообработанном состоянии (нормализованном или закаленном), наряду с легированием до 1,6% *Mn*, *Cr*, *Ni* и 0,6% *Mo* содержат повышенное количество углерода (0,15-0,45%). Такие стали обладают высокими механическими свойствами, в особенности прочностными характеристиками ($\sigma_s = 80 \div 110$ кГ/мм²). Среднеуглеродистые низколегированные конструкционные стали (25ХГСА, 30ХГСА, 35ХМ и др.), наиболее широко применяемые в машиностроении, используют преимущественно в термически обработанном виде.

Свариваемость среднеуглеродистых низколегированных сталей значительно хуже, чем сталей ранее рассмотренных групп, что связано с повышенной склонностью металла шва и околошовной зоны к образованию трещин.

От низколегированных сплавов требуется пластичность, хорошая свариваемость, высокая устойчивость к деформации. Наилучшие свойства такие стали приобретают после закаливания. Также для улучшения свойств в низколегированные стали добавляются до-

полнительные присадки, например, хром, кремний. Такие виды стали отлично свариваются, имеют низкую степень ломкости при температуре ниже сорока градусов. Низколегированные низкоуглеродистые стали, как правило, используют для изготовления ответственных сварных конструкций.

Среднелегированной, согласно ГОСТ, называется **сталь**, легированная одним или несколькими элементами при суммарном их содержании 2,5...10%. Для таких сталей характерно увеличенное содержание углерода. В качестве легирующих элементов чаще всего используются *Ni, Mo, Cr, V, W*.

Для изготовления сварочных конструкций применяют конструкционные (главным образом машиноподелочные) среднелегированные стали и среднелегированные теплоустойчивые стали. Среднелегированные конструкционные стали с содержанием до 0,5% *C* поставляют в основном по ГОСТ 4543 и разделяют на качественные и высококачественные.

Среднелегированные теплоустойчивые стали обычно содержат не более 0,25% *C* и до 6,0% *Cr* в качестве обязательного легирующего элемента. Дополнительно сталь может быть легирована молибденом, ванадием, вольфрамом и ниобием. Никелем стали этой группы, как правило, не легируют. Химический состав среднелегированных жаропрочных сталей регламентировали ГОСТ 4543 и специальными ТУ.

Главной и общей характеристикой среднелегированных сталей являются механические свойства. Среднелегированные стали обладают временным сопротивлением 60–200 кгс/мм², что значительно превышает временное сопротивление обычных углеродистых конструкционных сталей.

Для современных марок легированных сталей характерно многокомпонентное комплексное легирование. Легирование этих сталей только одним элементом применяется весьма редко. Примером современной стали, легированной одним элементом, может служить только сталь 06НЗ, предназначенная для сварных конструкций, работающих в условиях глубокого холода. Комплексное легирование более экономично и позволяет получить стали с более высоким уровнем механических свойств.

Среднелегированные стали для сварных конструкций в основном относятся к перлитному классу. Однако некоторые стали этой группы,

содержащие 5–6% и более легирующих элементов, относятся к мартенситному классу.

Высокие механические свойства среднелегированных сталей достигаются легированием элементами, упрочняющими феррит и повышающими прокаливаемость стали, и надлежащей термообработкой, после которой в полной мере проявляется положительное влияние легирующих элементов. Поэтому среднелегированные стали всегда характеризуются как химическим составом, так и видом термообработки. Среднелегированные стали, предназначенные для изготовления сварных конструкций, как правило, подвергаются улучшению (закалке с последующим высоким отпуском) или закалке и низкому отпуску.

При высоких прочностных свойствах среднелегированные стали после соответствующей термообработки по пластичности и вязкости не только не уступают, но в ряде случаев превосходят такой пластичный материал, как низкоуглеродистая сталь. Высокие прочностные и пластические свойства среднелегированных сталей обычно сочетаются с высокой стойкостью против перехода в хрупкое состояние, что и определяет их использование для конструкций, работающих в тяжелых условиях, например при ударных или знакопеременных нагрузках, при низких или высоких температурах и давлениях, в агрессивных средах и др.

Среднелегированные стали используют для создания облегченных высокопрочных конструкций в энергомашиностроении, тяжелом и химическом машиностроении, судостроении, самолетостроении и других отраслях техники. Машины и аппараты из среднелегированных сталей изготавливают с широким применением сварки.

К сварным соединениям из среднелегированных сталей предъявляют требования необходимой прочности в условиях эксплуатации и специальные требования (например, коррозионной стойкости). Выполнить их довольно трудно, поскольку с повышением легирования понижается свариваемость.

Следует отметить три основные причины, ухудшающие свариваемость среднелегированных сталей:

1. возможность возникновения холодных трещин в околошовной зоне (реже – в металле шва) из-за повышенного содержания углерода, легирующих элементов и под воздействием водорода;

2. *пониженная стойкость металла шва к образованию кристаллизационных трещин, обусловленная повышенным содержанием углерода и легирующих элементов и воздействием серы;*

3. *трудность получения металла шва, околошовной зоны и сварного соединения в целом с механическими свойствами, одинаковыми с основным металлом или близкими к его свойствам.*

Холодные продольные трещины – наиболее распространенный дефект околошовной зоны при сварке среднелегированных сталей перлитного и мартенситного класса. Причины появления этих трещин здесь те же, что и у низколегированных термоупрочненных сталей, однако чувствительность значительно большая и к тому же резко возрастающая с повышением прочности сварных соединений.

Повышенное содержание в этих сталях углерода и легирующих элементов увеличивает устойчивость аустенита и смещает мартенситное превращение в область пониженных температур. Образующийся крупноигльчатый мартенсит обладает высокой твердостью и низкими пластичностью и вязкостью, его появление сопровождается высокими напряжениями второго рода. В этих условиях диффундирующий из шва в закаленную околошовную зону водород, задерживаясь здесь, может наиболее сильно проявить охрупчивающее действие.

Серьезной проблемой свариваемости среднелегированных сталей является пониженная сопротивляемость швов образованию горячих трещин. Это связано с необходимостью сохранения в шве повышенных концентраций углерода и других легирующих элементов для получения требуемых свойств металла шва. Известно, например, что *C*, *Si* и *P* способствуют образованию межкристаллитных легкоплавких сернистых прослоек, снижают сопротивляемость горячим трещинам *Mn* (> 4,5%) и *Ni* (> 2,5%). В то же время, добавки *Cr*, *Mo*, *W*, *V* и *Ti* влияют весьма благотворно. Поэтому при сварке среднелегированных сталей следует тщательно выбирать состав шва. Одновременно используют и технологические меры, применяя режимы, обеспечивающие высокий коэффициент формы провара, а также снижая темп нарастания деформаций (например, предварительным подогревом).

Получение равнопрочных сварных соединений из высокопрочных среднелегированных сталей – не менее важная проблема их свариваемости. Трудность ее решения обусловлена высокими механическими свойствами этих сталей, получаемых с применением новейшей металлургической технологии (например, электрошлакового переплава),

обжатию слитков на прессах перед прокаткой и сложной термической обработки (отжиг, нормализация, закалка с отпуском), улучшающих структуру, физическую и химическую однородность металла. Сварные соединения аналогичным операциям не подвергают, поэтому литая столбчатая структура шва вместе с крупным зерном в околосварной зоне и участком разупрочнения оказываются неравноценными по свойствам основному металлу. Пути получения равнопрочных сварных соединений различны в зависимости от того, применяется ли после сварки термообработка.

Высоколегированными называют **стали** на основе железа, легированные одним или несколькими элементами в количестве 10...55%.

Общий термин «высоколегированные стали и сплавы» объединяет группы материалов, существенно отличающихся друг от друга не только по химическому составу и структуре, но также и по назначению и эксплуатационным свойствам.

Общим признаком для большинства высоколегированных сталей являются их пониженный по сравнению с углеродистыми сталями коэффициент теплопроводности, большой коэффициент линейного расширения, а также значительная линейная усадка.

После пройденной специфической термической обработки высоколегированные сплавы становятся очень прочными и эластичными. При закалке пластичность данных металлов только повышается. На структуру сталей существенно влияют их химический состав и разновидности легирующих компонентов.

Государственный стандарт 5632–72 подразделяет такие стали на две большие группы:

- а) сплавы на железоникелевой основе;*
- б) сплавы на никелевой основе.*

К железоникелевым отнесли сплавы, структура которых является твердым раствором хрома и других легирующих элементов в железоникелевой основе.

К никелевым отнесены сплавы, структура которых является твердым раствором хрома других легирующих элементов в никелевой основе.

Высоколегированные сплавы обладают большей устойчивостью к коррозии, низким и высоким температурам, более жаропрочные. В зависимости от сферы применения стали различаются на жаростойкие, жаропрочные, коррозионностойкие.

В зависимости от ключевых параметров высоколегированные составы принято делить на три группы:

- *Окалиностойкие (жаростойкие).* Им присуща стойкость против поверхностного химического разрушения при температурах более 550 °С в газообразной среде. Такие стали могут использоваться в слабонагруженном либо ненагруженном состоянии.

- *Нержавеющие (коррозионностойкие).* Эффективно противодействуют межкристаллитной, кислотной, почвенной, солевой, щелочной, атмосферной химической и электрохимической коррозии, а также коррозии под напряжением.

- *Жаропрочные.* Функционируют при повышенных температурах в нагруженном состоянии на протяжении оговоренного срока. При этом они характеризуются относительно высокой жаростойкостью.

Также стали с большим содержанием легирующих компонентов условно подразделяют на несколько классов по структурным признакам. Выделяют следующие классы:

- *Мартенситные*, – структура – мартенсит, с содержанием хрома от 8 до 19%, марганца не более 1,2%, кремния от 0,6 до 3%, углерода от 0,12 до 0,7%: 07X16H4Б, 09X16H4Б, 20X17H2, 65X13, 13X11H2B2МФ, 95X18, 25X13H2, 30X13H7C2, 09X16H4Б, 20X17H2, 13X14H3B2ФР, 40X13, 20X13, 11X11H2B2МФ, 18X11МНФБ, 40X10C2М, 30X13, 16X11H2B2МФ, 20X12ВНМФ, 15X11МФ, 40X9C2.

- *Ферритные* – отсутствие фазовых превращений, структура – феррит (хром – от 12 до 30%, марганец – до 0,8%, кремний – от 0,8 до 2%, углерод – от 0,07 до 0,15%): 08X18Тч, 15X28, 15X18СЮ, 12X17, 10X13СЮ, 08X18Т1, 15X25Т, 08X17Т, 08X13.

- *Мартенситно-ферритные* – 10% феррита плюс мартенсит (хром – от 11 до 18%, марганец – от 0,5 до 0,9%, кремний – от 0,4 до 0,8%, углерод – 0,12–0,22%): 14X17H2, 18X12ВМБФР, 15X12ВНМФ, 12X13.

- *Аустенитно-мартенситные* – мартенсит плюс аустенит, объем которых варьируется достаточно широко (хром – 14–18%, кремний и марганец – до 0,8%, углерод – от 0,05 до 0,9%): 08X17H6Т, 09X17H7Ю1, 07X16H6, 08X17H5М3, 09X15H8Ю1.

- *Аустенитно-ферритные* – 10% феррита плюс аустенит (хром – 19–25%, марганец – 0,5–9%, кремний – 0,8–4,5%, углерод – 0,08–0,2%): 03X22H6М2, 15X18H12C4ТЮ, 20X23H13, 12X21H5Т, 20X20H14C2, 03X23H6, 08X18Г8H2Т, 08X21H6М2Т, 08X22H6Т, 08X20H14C2.

• *Аустенитные, структура – аустенит. Они не претерпевают структурных превращений при охлаждении на воздухе от высоких температур (хром – от 10 до 19%, никель – от 2,8 до 25%, марганец – от 0,6 до 15%, кремний – от 0,4 до 0,8%, углерод – от 0,05 до 0,21%): 05X18H10T, 10X11H20T2P, 20X25H20C2, 10X23H18, 03X21H21M4ГБ, 55X20Г9АН4, 31X19H9МВБТ, 12X18H12T, 03X18H12, 03X18H11, 12X18H10T, 08X18H10, 12X18H9T, 12X18H9, 10X17H13M3T, 08X17H13M2T, 12X17Г9АН4, 03X16H15M3Б, 08X16H13M2Б, 09X14H19B2БP1, 45X14HMB2M, 10X14Г14H4T, 10X11H23T3MP, 08X10H20T2, 03X18H10T, 12X25H16Г7AP, 20X23H18, 45X22H4M3 и другие.*

Нашли применения новые высоколегированные стали и сплавы:

- *аустенитно-боридные – X18H12БP1;*
- *мартенсито-стареющие 00X18K9M5T;*
- *высокохромистые (45-65% Cr)*

Высоколегированные стали и сплавы различают также по системе упрочнения:

- *карбидные,*
- *боридные, с интерметаллидным упрочнением и др.*

Стали и сплавы, легированные углеродом имеют карбидное упрочнение. Этот тип упрочнения характерен в основном для жаропрочных и жаростойких сталей. Достигается такое упрочнение при выдержке стали в интервале температур 600-650°C и при образовании в ней в результате этого сложных карбидов железа, хрома, ванадия, ниобия, вольфрама типа $Me_{23}C_6$, Me_6C , Me_2C и др.

Никелесодержащие стали и сплавы, легированные титаном и алюминием, упрочняются вследствие образования при температуре 650-850°C мелкодисперсных частиц – интерметаллидов типа $Ni_3(TiAl)$, $(NiFe)_2Ni$ и др. Это так называемое интерметаллидное упрочнение характерно в основном для жаропрочных сталей и сплавов. Например, упрочнение стали X12H22T3MP (ЭП33) с 2,6-3,2% Ti достигается образованием интерметаллидов Ni_3Al , а сплава ХН35ВТЮ (ЭИ787) с 2,8-3,2% Ti и 0,7-1,7% Al – интерметаллидов $Ni_3(TiAl)$.

Стали и сплавы в большинстве случаев содержат несколько легирующих элементов, поэтому упрочнение их обычно бывает комплексным, например, карбидное и интерметаллидное или же интерметаллидное и карбидное.

3.5. Титановые сплавы

Титан и титановые сплавы применяют в химическом машиностроении, авиапромышленности и др. отраслях производства.

Марки титана и сплавов

Химически чистый титан находит ограниченное применение, например, в радиоэлектронике.

Технический титан содержит примеси внедрения, в том числе газы – кислород, азот и водород, которые повышают прочность и снижают пластичность и вязкость металла. В сварных швах они вызывают образование холодных трещин.

Свариваемый технический титан должен содержать ограниченное количество примесей – газов.

Наиболее распространенными марками технического титана являются ВТ1-0, ВТ1-00, ВТ1-00св. Данные марки не содержат в своем составе легирующие элементы, только незначительное количество примесей. Содержание Ti в марке ВТ1-0 составляет приблизительно 99,24–99,7%, в ВТ1-00 – 99,58–99,9%, ВТ1-00св – 99,39–99,9%. ВТ1-0, ВТ1-00 поставляется в виде листов, плит, прутков и труб. Проволока чаще всего используется для различных **сварочных целей и производится из марки ВТ1-00св.**

Легирующие титана позволяет получать свариваемые сплавы, обладающие повышенной прочностью при достаточной пластичности и вязкости

В настоящее время известно довольно большое число серийных титановых сплавов, отличающихся по химическому составу, механическим и технологическим свойствам. Наиболее распространенные легирующие элементы в таких материалах: алюминий, ванадий, молибден, марганец, хром, кремний, олово, цирконий, железо.

Титан имеет полиморфное превращение при температуре $882^{\circ}C$ и две аллотропические формы: α -титан с гексагональной решеткой при температуре до $882^{\circ}C$ и β -титан с объемноцентрированной решеткой при температурах выше $882^{\circ}C$

Сплавы со стабильной при различных температурах структуры ВТ1, ВТ5 термообработкой не упрочняются, поэтому обладают хорошей свариваемостью.

Ряд элементов – алюминий, олово – повышают температуру полиморфного превращения, расширяя область α -титана и называются

α -стабилизаторами. Такие элементы как молибден, ванадий, марганец, хром способствуют сохранению при нормальной температуре высоко-температурной структуры β -титана и **называются β -стабилизаторами**.

В зависимости от комбинаций легирующих элементов могут быть α - и α - β -титановые сплавы.

В целом сплавы можно разделить по структуре на 5 групп:

- α -титановые сплавы, структура которых представлена α -фазой. Они легированы Al, Ga, O, N, C. **BT1-0, BT1-00, BT5, ПТ-7М.**

- Псевдо- α -титановые сплавы, структура которых представлена α -фазой и небольшим количеством β -фазы (не более 5%). Содержат также β -стабилизаторы (Mo, Cr, V, Mn, Nb, Fe, Cu, Ta). **OT4-1, OT4, BT4, TC5, BT20.** Обе эти группы относятся к коррозионно-стойким сплавам, но имеют невысокую пластичность и прочность (900-1000 Мпа).

- (α + β) титановые сплавы, структура которых представлена обеими фазами. Они упрочняются закалкой и старением, имеют прочность от 1100 до 1300 Мпа : **BT6, BT3-1, BT8, BT9, BT14, BT16, BT23.**

- Псевдо β титановые сплавы со структурой в отожженном состоянии, представленной α -фазой и большим количеством β -фазы. В этих сплавах закалкой или нормализацией с температур β -области можно легко получить однофазную β -структуру. **BT19, BT35, BT32.**

- β -титановые сплавы, структура которых представлена термодинамически стабильной β -фазой. (Прочность достигает 1500 Мпа) **BT30, BT15, BT32, TC-6.**

3.6. Алюминий и его сплавы

Алюминий и его сплавы обладают низкой температурой плавления (температура плавления чистого алюминия 660°C), высокой тепло- и электропроводностью, повышенным по сравнению со сталью коэффициентом линейного расширения и более низким значением модуля упругости.

Алюминий особой чистоты применяется в производстве полупроводниковых приборов и для исследовательской работы. Алюминий высокой чистоты применяется для плакирования деталей электро- и радиооборудования. Алюминий технической чистоты используется для приготовления алюминиевых сплавов, изготовления проводов, прокладок.

Алюминий и его сплавы делят на две основные группы: деформируемые и литейные. Деформируемые сплавы, в свою очередь, делят на термически не упрочняемые и термически упрочняемые.

Большинство конструкций изготавливают из деформируемых термически не упрочняемых сплавов алюминия в ненагартованном виде. В последние годы начинают применять термически упрочняемые сплавы. Затруднение при сварке этих сплавов вызывает снижение прочности металла в околошовной зоне. В настоящее время применяют аргоно-дуговую и электронно-лучевую сварку.

Литейные сплавы находят ограниченное применение в сварных конструкциях. Сварку выполняют при исправлении дефектов литья и при соединении литейных деталей с узлами из деформируемых сплавов.

Для отечественных алюминиевых сплавов используются буквенно-цифровая и цифровая системы обозначений. В буквенно-цифровой маркировке (хотя этим сплавам позднее была присвоена цифровая маркировка, но она не «прижилась») не заложено какой-либо системы. Буквы могут символизировать алюминий и основной легирующий компонент – АМц (*Al-Mn*), АМг1 (*Al-Mg*), назначение сплава (АК6, АК4-1 – алюминий ковочный), название сплава (АВ – авиаль, Д16 – дуралюмин), могут быть связаны с названием института, разработавшего сплав (ВАД1, ВАД23 – Всероссийский институт авиационных материалов (ВИАМ), алюминиевый деформируемый) и т.д. Цифры после букв химический состав не отражают.

В конце шестидесятых годов была введена четырехзначная цифровая маркировка. Первая цифра обозначает основу алюминиевого сплава. Алюминий и сплавы на его основе маркируют цифрой «1». Вторая цифра обозначает основной легирующий компонент или основные легирующие компоненты. Второй цифрой «0» обозначаются различные марки алюминия, спеченные алюминиевые сплавы (САС), различные сорта пеноалюминия. Цифрой «1» обозначают сплавы на основе системы *Al-Cu-Mg*; цифрой «2» – сплавы на основе системы *Al-Cu*; цифрой «3» – сплавы на основе системы *Al-Mg-Si*; цифрой «4» – сплавы на основе системы *Al-Li*, а также сплавы, легированные малорастворимыми компонентами, например, переходными металлами (марганец, хром, цирконий); сплавы, замаркированные цифрой «5», базируются на системе *Al-Mg* и называются магналиями; сплавы на основе систем *Al-Zn-Mg* или *Al-Zn-Mg-Cu* обозначаются цифрой «9». Цифры 6, 7 и 8 – резервные (табл. 3.1).

Таблица 3.1

Цифровая маркировка деформируемых алюминиевых сплавов

Группа сплавов	Основная система легирования
1000-1018	Технический алюминий
1019, 1029 и т.д	Порошковые сплавы
1020-1025	Пеноалюминий
1100-1190	<i>Al-Cu-Mg, Al-Cu-Mg-Fe-Ni</i>
1200-1290	<i>Al-Cu-Mn, Al-Cu-Li-Mn-Cd</i>
1300-1390	<i>Al-Mg-Si, Al-Mg-Si-Cu</i>
1319, 1329 и т. д	<i>Al-Si</i> , порошковые сплавы САС
1400-1419	<i>Al-Mn, Al-Be-Mg</i>
1420-1490	<i>Al-Li</i>
1500-1590	<i>Al-Mg</i>
1900-1990	<i>Al-Zn-Mg, Al-Zn-Mg-Cu</i>

В Российской Федерации ГОСТ 4784 «Алюминий и сплавы алюминиевые деформируемые. Марки» дает маркировку сплавов тремя способами: как в буквенно-цифровом виде, так и только в цифровом виде, а также и с учетом требований международного стандарта (международная маркировка) ИСО 209-1 (ISO 209-1 Wrought aluminium and aluminium alloys - Chemical composition and forms of products - Part 1: Chemical composition). При этом цифровая маркировка по ГОСТ не совпадает с международной маркировкой алюминиевых сплавов.

3.7. Магниево-алюминиевые сплавы

Чистый магний из-за малой коррозионной стойкости и малой прочности для сварных конструкций не пригоден. В качестве конструкционного материала применяют сплавы магния с алюминием, марганцем, церием. Из всех материалов магниевые сплавы отличаются наименьшей плотностью, что обуславливает их применение для конструкций, у которых масса является основным показателем. Сплавы на основе магния и их сварные соединения имеют меньшую пластичность.

Маркируют магниевые сплавы буквой *М* с другой рядом стоящей буквой *А* – для обрабатываемых сплавов и *Л* – для литейных сплавов.

Собственная окисная пленка слабо защищает металл от воздействия атмосферы и влаги.

Проникая сквозь рыхлую пленку, кислород взаимодействует с внутренними слоями металла. Для повышения коррозионной стойкости его поверхность покрывают искусственной хроматной защитной пленкой.

При повышении температуры окисление магния резко усиливается, что затрудняет его сварку. Магниевого сплавы необходимо очистить от окиси магния и защитной пленки до начала сварки, а затем нанести защитную пленку на поверхность сварного соединения. Длительное хранение металла после зачистки до сварки ухудшает качество швов. При изготовлении сварных конструкций из магниевых сплавов применяется аргоно-дуговая сварка вольфрамовым электродом. При этом легче осуществляется защита сварного пространства от воздействия воздуха.

Сварку в аргоне магниевых сплавов производят переменным током, при этом обеспечивается удаление окисной пленки. Стыковые соединения сваривают на стальной подкладке с небольшой канавкой для формирования обратного валика. В данном случае преимущества аргоно-дугового процесса заключаются в удалении окисной пленки в результате действия электрического тока и защите жидкого металла от окисления. Прочность сварных соединений составляет 60-90% прочности основного металла. Аргоно-дуговым способом также заваривают дефекты магниевых литых. Во избежание холодных трещин сваренные узлы подвергают отжигу при температуре 250°C в течение 0,5-1 ч.

3.8. Сплавы на основе меди

Медь и сплавы (латуни, бронзы, медно-никелевые сплавы) на ее основе находят применение в технике для изготовления специальной аппаратуры (теплообменные аппараты, электрораспределительные устройства) благодаря высокой тепло- и электропроводности, химической стойкости и устойчивости против перехода в хрупкое состояние при низких температурах.

Техническая медь выпускается 9 марок по ГОСТ 859-2001 и может содержать количество примесей от 0,01% (М00бк) до 1% (М4). Сплавы на медной основе в зависимости от состава легирующих элементов относятся к латуням, бронзам, медно-никелевым сплавам.

Латунями называются медно-цинковые сплавы, которые могут содержать другие легирующие элементы. Химический состав ла-

туней определяется ГОСТ 15527-70 и ГОСТ 17711-93. При содержании цинка до 39% латуни пластичны, хорошо свариваются, коррозионностойки. Латуни легируют *Fe*, *Al*, *Si*, *Ni*. Алюминий уменьшает летучесть цинка, образуя защитную пленку из Al_2O_3 . Железо задерживает кристаллизацию и измельчает зерно. Кремний увеличивает свариваемость.

Оловянные бронзы имеют высокие антифрикционные свойства и коррозионную стойкость. Кремнистые и алюминиевые бронзы обладают высокими механическими и коррозионными свойствами. Они дешевле оловянных. Марганцовистые бронзы имеют хорошую коррозионную стойкость и повышенную жаропрочность.

Бериллиевые бронзы после термической обработки приобретают прочность, сопоставимую с прочностью стали.

Химический состав основных марок меди и ее сплавов приведен в табл. 3.2.

Медно-никелевые сплавы содержат до 30% *Ni*, а также марганец, железо. Сплав МНЖ5-1, прочный и коррозионностойкий, используют для конструкций, работающих в агрессивных средах (морской воде, растворах солей, органических кислотах).

Таблица 3.2

Химический состав некоторых типовых марок меди и ее сплавов, %

Марка	Легирующие элементы	Примеси, не более
Техническая медь: М0 М1 М2	$Cu > 99,95$ $Cu > 99,9$ $Cu > 99,7$	0,05 0,1 0,3
Латунь: Л62	$Cu = 60,5.63,5$ $Si = 0,3...0,7$ Zn остальное	-
ЛМц 58-2	$Cu = 75.60$ $Fe = 1$ $Mn = 1.2$ Zn остальное	1,1
Бронза: оловянная БР010Ц2	$Sn = 9.11$ $Zn = 2.4$	1,0
кремнистая БрКМц3-1	$Mn = 1.1,5$ $Si = 2,75.3,5$	0,4
хромистая БрХ	$Cz = 0,4...1,0$	0,3

3.9. Неметаллические свариваемые материалы

Сварка пластмасс – технологический процесс получения неразъемного соединения элементов конструкции за счёт диффузионно-реологического или химического воздействия макромолекул полимера, в результате чего между соединяемыми поверхностями исчезает граница раздела и создаётся структурный переход от одного полимера к другому.

Диффузионно-реологический процесс взаимодействия свариваемых поверхностей деталей наиболее эффективно реализуется в стадии вязкотекучего состояния материала, когда молекулы имеют максимальную подвижность и наименьшую плотность упаковки. В некоторых случаях возможно достичь разрыхлений структуры полимера с помощью действия растворителя. Степень и скорость диффузии зависит от молекулярной массы и полярности звеньев полимеров. С их снижением скорость диффузии увеличивается.

Химическая сварка основана на создании химических связей между полимерными материалами. В отличие от склеивания при химической сварке не создаётся самостоятельная непрерывная фаза. Материалы, которые не подлежат диффузионной сварке (реактопласты, вулканизаторы) возможно соединять путём химического взаимодействия функциональных групп или с помощью присадочного материала, который близок по активности к свариваемым полимерам, при этом подогрев и давление создают необходимые условия для сварки, а присадочные материалы способствуют активации групп.

По способности к сварке все известные полимеры можно разделить на 4 группы:

- *Первая группа – неориентированные термопласты с энергией активации вязкого течения значительно меньшей, чем энергия разрушения химической связи (не более 150 кДж / моль), температурным интервалом вязкотекучего состояния ($T_d - T_T > 50^\circ\text{C}$), вязкостью расплава 102-105 Па·с в интервале температур сварки. Эти термопласты хорошо свариваются. Сварка возможна с помощью различных методов в интервале температур, лежащий в широких пределах от температуры текучести до температуры деструкции. Полимеры лучше свариваются плавлением, в первую очередь, это относится к полиолефину – полиэтилену высокого и низкого давления и полипропилену. Эти полимеры характеризуются низкой энергией активации*

вязкого течения (46-53 кДж / моль), имеют достаточно низкую температуру текучести (120°C-160°C), широкий интервал вязкотекучего состояния (>50°C), сравнительно низкую вязкость расплава.

- Вторая группа – термопласты с энергией активации вязкого течения, которая близка к энергии разрушения химической связи, с узким температурным интервалом вязкотекучего состояния (<50°C) или сравнительно высокой вязкостью расплава (107-108 Па·с). К этой группе относятся и ориентированные полуфабрикаты из всех известных термопластичных материалов. Все эти материалы плохо свариваются. Для обеспечения возможности их сварки плавлением нужно в каждом отдельном случае искать оптимальные способы и приёмы. Эта группа термопластов наиболее распространена. К ней относятся некоторые фторопласты и др.

- Третья группа – термопласты, энергия активации вязкого течения которых не превышает энергию химической связи, а также термопласты, вязкость расплава которых составляет 1011-1012 Па·с. Эти термопласты не могут быть переведены в вязкотекучее состояние, то есть невозможно их сварка плавлением. Образование сварных соединений таких термопластов делается за счёт диффузных процессов на границе раздела, при условии, что необходимый для этого контакт осуществляется высокоэластичной деформацией материала. Диффузионная сварка осуществляется путём длительного контакта поверхностей.

- Четвёртая группа – реактопласты и вулканизаторы (полимеры, которые невозможно соединить с помощью диффузионной сварки). Они свариваются в результате химического взаимодействия молекул полимеров, спровоцированного подогревом, давлением или введением в зону сварки сшивающего агента.

3.10. Вспомогательные материалы, применяемые при сварке

Вспомогательные сварочные материалы делятся на следующие виды: сварочные электроды, сварочная и присадочная проволока, флюсы, газы и керамические подкладки.

Электроды

Сварочные электроды производятся различных типов, видов и марок (рис. 3.3). Они могут изготавливаться из металлических и неметаллических материалов. Бывают плавящиеся и неплавящиеся, с по-

крытием и без него. На стержни наносится несколько видов обмазки: рутиловая, основная, целлюлозная, кислая и их комбинации (рис. 3.4). Они используются для разных материалов, швов и режимов сварки.

Рис. 3.3. Виды электродов

Рис. 3.4. Конструкция сварочного электрода

Сварочные электроды следует делить по назначению, составу обмазки (её типу), методам использования (род применяемого сварочного тока).

Электроды используются в сварочном или заготовительном производстве для соединения деталей и порезки. Они представляют собой токопроводящий стержень, передающий ток от сварочного оборудования к месту сварки.

Принципы сварки стержнями, покрытыми обмазкой, основаны на их плавлении с использованием электрического тока. При этом материал покрытия одновременно превращается в смесь газов и защитный шлак, которые защищают зону сварки.

Стержень электрода является его основным элементом, на производство которого идет сварочная проволока диаметром от 1,6 мм. до 12 мм.

Состав металла стержня зависит от состава свариваемых деталей: это может быть сталь, чугун, смесь меди или алюминия с другими (вспомогательными) элементами.

Марки проволоки делятся на три основные группы:

- *углеродистая содержит не более 0,12% углерода, предназначена для сварки низкоуглеродистых, среднеуглеродистых и некоторых низколегированных сталей;*

- *легированные используются для сварки низколегированных, конструкционных, теплостойких сталей; проволока изготавливается из соответствующих марок легированной стали;*

- *высоколегированные применяются для сварки хромистых, хромоникелевых, нержавеющей и других легированных сталей.*

Химический состав сварочной проволоки должен соответствовать составу свариваемого металла

Электроды для сварки коррозионностойких высокопрочных сталей.

Так, для сталей 12Х21Н5Т, 08Х21Н6М2Т рекомендуются электроды, дающие металл шва по структуре не однотипный с основным металлом, а иной. В этом случае применяют электроды типов Э-08Х20Н9Г2Б марок ЦЛ-11, ОЗЛ-7 и др. Можно использовать электроды типа Э-09Х19Н10Г2М2Б марок ЭА-902/14, АНВ-36, ЭА-400/13 и др.

Для высоколегированных сталей 12Х25Н5ТМФЛ и 10Х25Н6АТМФ предусмотрен один тип электродов – Э-08Х24Н6ТАФМ, к которому относятся электроды марки Н-48. Металл шва равнопрочен основному металлу толщиной до 200 мм. Электроды этого типа можно использовать и для сталей 12Х21Н5Т, 08Х21Н6М2Т.

Для сталей 08X22Н6Т и 08Х21Н6М2Т разработаны электроды ОЗЛ-40 и ОЗЛ-41, которые повышают коррозионную стойкость швов при работе в щелочных средах.

Сварочные электроды для высоколегированных высокохромистых сталей

Стали, содержащие 13% хрома, считаются высокохромистыми нержавеющими. Они обладают стойкостью против атмосферной коррозии и в слабоагрессивных средах. Это стали 08Х13, 12Х13, 20Х13, которые различаются свариваемостью в зависимости от содержания углерода.

При выборе электродов для сварки таких сталей необходимо обеспечить следующие свойства металла шва: стойкость против атмосферной коррозии и в слабо агрессивных средах, жаростойкость до температуры 650°C и жаропрочность до температуры 550°C. Этим требованиям удовлетворяют электроды типа Э-12Х13 марок ЛМЗ-1, АНВ-1 и др., которые обеспечивают химический состав, структуру и свойства металла шва, близкие характеристикам основного металла.

Электроды для сварки меди и ее сплавов. При сварке меди основная проблема – образование пор в металле шва из-за высокой ее активности при взаимодействии с газами, особенно с кислородом и водородом. Чтобы этого избежать, применяют только хорошо раскисленную медь и тщательно прокаленные электроды. Сварку выполняют по зачищенным до металлического блеска кромок.

Основные **классы электродов по назначению:**

- для конструкционных сталей с использованием дуговой сварки;
- для легированных теплоустойчивых сталей;
- для высоколегированных сталей;
- для цветных металлов;
- для сварки чугуна и нержавеющей сталей;
- для наплавки.

Электроды должны иметь качественное однородное покрытие, без трещин и наплывов. Для сваривания низколегированных и углеродистых стальных конструкций предусмотрены электроды марки Э38, Э42, Э42А, Э46, Э46А, Э50, Э50А, Э55, Э60, применяются и Э70, Э85, Э100, Э125, Э150, а для теплоустойчивых сталей – Э-09М, Э-09МХ.

Существуют четыре основных вида покрытий, применяемых при производстве электродов для сварки:

- покрытие кислого типа, обозначаемое буквой А;

- *основное (Б) покрытие;*
- *целлюлозная обмазка (Ц);*
- *рутиловое (Р).*

Покрытие сварочных электродов подбирают исходя из того, какой вид стали планируется варить, силы нагрузки на конструкцию и других факторов.

Кислое покрытие

Главное преимущество обмазки кислого типа – при сварочных работах вероятность образования пор в области шва стремится к нулю, даже если места приварки элементов друг к другу покрыты следами ржавчины или окалиной. Кислое покрытие способствует равномерному горению дуги и легкому ее зажиганию. Этот вид электродов используют, когда требования к готовой конструкции минимальны. Стержни с кислой защитой хорошо работают как при постоянном, так и при переменном токе. Наиболее ощутимые недостатки – брызги при сварке, токсичные испарения, риск появления горячих трещин при сваривании.

Основное

За счет слабого окисления такого покрытия оно способствует легкому избавлению от кислорода плавящегося металла. Шов, сделанный с применением электрода с основной обмазкой, защищен от возникновения горячих трещин. Электрод данного типа нужно прокалывать перед работой, чтобы исключить вероятность появления пор в шве. Из-за сложности поддержания горения дуги производить сварку электродами с основным покрытием нужно только с использованием источника постоянного тока обратной полярности (относится не ко всем, но к большинству марок).

Электроды с основным типом покрытия применяют для сварки металлических деталей из закаливающихся видов стали, которые подвержены риску появления холодных трещин, а также для сварки элементов из металла с большим процентом содержания серы и фосфора. «Основные» электроды показывают высокую эффективность при сварке в несколько слоев конструкций, которым нужна высокая жесткость.

Целлюлозное

Использование в работе со сварочным аппаратом продукции с обмазкой из целлюлозы (имеют маркировку «Ц» на упаковке) дает хорошее качественное горение дуги преимущественно при постоянном токе. Эту разновидность используют при работах по сварке корневых

швов на магистральных трубопроводах, выполненных из низкоуглеродистой стали.

Также стержни с покрытием из целлюлозы отлично подходят для односторонней сварки с качественным проплавлением в области корневого шва. Использование стержней дает хороший результат при сварке, осуществляемой в вертикальном положении.

Не рекомендуется применение для сварки стали, имеющей высокий процент углерода и других легирующих компонентов в составе. Еще один минус – высокая степень восприимчивости к большим температурам и вероятность брызг расплавленного металла в процессе работы.

Рутиловое

Данный тип покрытия обозначается буквой «Р». Стержни, покрытые рутиловым составом, показывают хорошие результаты даже при работе с металлами, имеющими ржавые участки или следы окислы на поверхности в местах сварки, в процессе соединения деталей не образуется горячих трещин.

С помощью электродов с рутиловой обмазкой легко соединять загрунтованные элементы, при этом, характеристики шва не ухудшаются. Рутиловая обмазка способствует устойчивому горению дуги независимо от типа тока. Брызги раскаленного металла практически отсутствуют. Также рутиловые стержни характеризуются малым процентом брака в виде пор: при их использовании сводится на нет вероятность «стартовой пористости».

Электроды с рутиловой обмазкой не стоит использовать для сварки элементов, которые будут эксплуатироваться в условиях высоких температур.

По толщине покрытия электроды делятся на тонкие и толстые. Тонкое покрытие предназначено для облегчения возбуждения электрода и ее стабилизации. В таких покрытиях чаще всего используются соли калия, натрия, бария, стронция. Электроды с тонким покрытием образуют хрупкий сварной шов, поэтому используются для выполнения швов, не подвергающихся нагрузке.

Для ответственных сварных швов используют толстые электроды с качественным покрытием. Такие электроды гарантируют качественную дугу, защиту расплавленного шва от воздействия кислорода и азота, удаление ненужных химических оксидов из металла в шлак. Тол-

стые электроды позволяют изменять состав расплавляемого металла, путем ввода легирующих примесей в виде присадочной проволоки.

При сварке электродами средней и большой толщины возможна работа во всех допустимых положениях. Если толщина покрытия, на котором выполняются сварочные работы, особо толстая, то эффективнее всего проводить сварку в нижнем положении.

Сварочная и присадочная проволока

Помимо электродов рабочим элементом в сварке выступает присадочная проволока (табл.3.3). Ее применяют в дуговом сваривании, либо в сварке в среде защитного газа.

Все виды проволоки для сварки, как правило, делятся на:

Омедненные. Данный вид проволоки применяется для сварки углеродистых и низколегированных стальных деталей. Омедненные стальные присадочные компоненты обеспечивают качественный шов и характеризуются низким коэффициентом разбрызгивания металла.

Порошковые. Присадочные компоненты таких марок выполнены в виде полрой трубки из малоуглеродистой стали. Внутри емкости размещается раскислители и шлакообразующие вещества, обеспечивающие комфортное использование полуавтоматической сварки без защитного газа. Порошковые присадочные проволоки помогают существенно уменьшить образование шлака и сократить время на обработку сварного шва.

Сплошного сечения. Данный вид проволоки отличается от обычной тем, что из нее делают сварочные электроды.

Неомедненные. Присадки такого вида применяются, прежде всего, для работы с изделиями из низкоуглеродистой стали.

Активированные. Присадки из порошка, применяемые во время проведения сварочных работ в атмосфере углекислого газа.

Газосварочные. Для работы с углеродистыми и низкоуглеродистыми сортами стали лучше всего использовать газосварочные присадочные компоненты.

Алюминиевые. Один из немногих видов проволок, подходящих для сваривания алюминиевых деталей. Во время работы с алюминиевой присадкой отмечается низкая пористость сварных швов. Подобные присадки активно применяются в судостроительной и молочной промышленности.

Из нержавеющей стали. Присадочный компонент позволяет сваривать изделия из нержавеющей стали и предотвратить коррозию полученного шва.

Флюсовые. Данные тип присадочной проволоки широко используется для соединения среднеуглеродистых, низкоуглеродистых и углеродистых сортов стали. Благодаря наличию встроенного флюса подобные присадки можно использовать при сварке без защитного газа.

Легированные. Один из лучших компонентов, позволяющий проводить сварочные работы в любых газовых смесях и с любыми видами металлов.

По химическому составу **сварочные проволоки** делятся на низкоуглеродистые, легированные, и высоколегированные, которые соответственно используются для различных типов сталей. В зависимости от входящего в проволоку химического элемента, сварные швы приобретают определенные физические свойства. Так углерод снижает склонность металла к пористости; кремний, наоборот, способствует образованию пор; наличие фосфора и серы может привести к образованию трещин и повышенной хрупкости.

Таблица 3.3.

Присадочные стальные прутки для сварки

Марки прутков	Назначение
А	Сварка крупногабаритных отливок с общим подогревом
Б	Сварка деталей сложного профиля с тонкими стенками и местным подогревом
ПЧ-1, -2	Газовая сварка серого чугуна
ПЧ-3	Газовая сварка серого чугуна сложного профиля
ПЧН-1	Газовая сварка и пайко-сварка серого чугуна
ПЧН-2	Пайко-сварка серого чугуна
ПЧИ	Износостойкая наплавка серого чугуна
ПЧВ	Газовая сварка высокопрочного чугуна
НЧ-2	Низкотемпературная пайко-сварка чугунных отливок с тонкими стенками
УНЧ-2	Пайка-сварка толстостенных чугунных отливок
ЛОК-59-1-03	Низкотемпературная пайко-сварка чугуна с использованием латунных прутков
ЛОМНА-19-05-10-4-0,4	Низкотемпературная пайко-сварка с применением латунных прутков для обеспечения одноцветности сварного шва и чугуна

Для сваривания медных конструкций используют проволоку и медносодержащие прутки. Алюминий сваривают алюминиевой проволокой. Нередко вместо легированной стальной проволоки высокой стоимости используют порошковую электродную проволоку, состоящую из смеси ферросплавов и графита. Сварка порошковым электродом может проводиться открытой дугой, в защитных газах и под флюсом.

ФЛЮСЫ

Флюсы – это специальные неметаллические материалы для защиты сварных швов и улучшения их физических свойств. Для электродуговой сварки, используется флюс в виде порошка, для газовой электросварки флюс может быть использован в виде пасты, порошка или специального газа. Использование флюса позволяет значительно улучшить качество получаемого сварного шва. Флюсы по своему назначению разделяют на три группы: для углеродистой стали, для высоколегированной стали и для сварки цветных металлов и их сплавов.

Флюсы для сварки низкоуглеродистых и низколегированных сталей предназначены для раскисления шва и легирования его марганцем и кремнием. Для этого применяют высококремнистые марганцевые флюсы, которые получают путем сплавления марганцевой руды, кремнезема и плавикового шпата в электропечах.

Флюсы для сварки легированных и высоколегированных сталей должны обеспечивать минимальное окисление легирующих элементов в шве. Для этого применяют керамические низкокремнистые, бескремнистые и фторидные флюсы, которые изготавливают из порошкообразных компонентов путем замеса их на жидком стекле, гранулирования и последующего прокаливания.

Основу керамических флюсов составляют мрамор, плавиковый шпат и хлориды щелочно-земельных металлов.

Флюсы позволяют легко отделять лишние примеси из расплавленного металла.

Защитные газы

Роль защитных газов при сварке металлов заключается в защите от взаимодействия расплавленного металла с воздухом. В качестве таких газов принято использовать инертные газы, такие как **аргон, гелий**

и их смесь. Защитные функции инертными газами обеспечиваются в результате полного отсутствия реакции между ними и металлом, инертные газы абсолютно не растворяются в металлах при сварке. Чистый аргон даёт отличные результаты при сварке цветных металлов. Тем не менее, этот газ в чистом виде дает не вполне удовлетворительную характеристику при сварке черных металлов. Аргоновая дуга имеет тенденцию к прожогу.

Добавление к аргону 3-10% активного углекислого газа (вплоть до 25%) дает заметное улучшение характеристики.

Углекислый газ оказывает на металл сварочной ванны окисляющее, а также науглероживающее действие. Препятствием для применения углекислого газа в качестве защитной среды являются поры в швах. Поры возникают при кипении затвердевающего металла сварочной ванны из-за выделения CO , вследствие недостаточной раскисленности металла.

Горючие газы

Для обеспечения качественного шва также используются горючие газы, такие как **ацетилен, пропано-бутановая смесь**, которые помогают поддерживать нужную температуру. Сформировать сварной шов нужной геометрической формы помогают специальные керамические подкладки, которые просто незаменимы при формировании обратного валика.

ГЛАВА 4 МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ ПРИ СВАРКЕ

Общие сведения и особенности сварочной металлургии

Металлургия сварки характеризуется теми физико-химическими процессами, которые протекают в сварочной зоне. Они определяются взаимодействием расплавленного металла со сварочными флюсами, шлаками и газами. Эти процессы протекают на всех стадиях дуговой сварки: в период плавления электрода, перехода капли жидкого металла через дуговой промежуток и в самой сварочной ванне. Однако в отличие от общей металлургии, характерной для сталеплавильных агрегатов, условия протекания металлургических процессов при сварке отличаются рядом особенностей:

- *Малый объем сварочной ванны и большие относительные количества реагирующих фаз в ней.*
- *Высокие температуры в различных областях сварочной зоны и большой перегрев расплава в ванне.*
- *Движение жидкого металла, интенсивное перемешивание расплавленных продуктов и их непрерывное обновление и обмен в сварочной ванне.*

В этих условиях наблюдается активное взаимодействие расплавленного металла с окружающей газовой средой и флюсами, нагретыми до высоких температур. Протекание процессов происходит с большой скоростью. Однако в связи с кратковременностью существования расплава и постоянного обновления взаимодействующих фаз чаще всего они не доходят до полного завершения и большинство реакций в сварочной зоне не достигает равновесного состояния. К тому же создаются условия, препятствующие полному очищению металла шва от различных неметаллических включений, оксидов и газов, которые из-за быстрого затвердевания расплава не успевают выходить на поверхность сварочной ванны и удаляться в шлак. С другой стороны, высокие скорости охлаждения и кристаллизации металла существенно отражаются на строении получаемых швов, приводят их к мелкозернистой структуре, уменьшению химической неоднородности, а в результате – повышению свойств литого металла шва.

Металлургические процессы связаны с протеканием определенных химических реакций, в результате которых может происходить окисление или раскисление металла шва, легирование его определенными элементами, растворение и выделение в шве газов и др. Некоторые из них ведут к ухудшению свойств получаемых соединений и являются нежелательными (например, окисление), другие способствуют повышению качества и свойств соединений и часто проводятся преднамеренно, например, раскисление. Поэтому в том или ином случае назначения условий сварки необходимо исходить из анализа прохождения всего комплекса физико-химических процессов, имея в виду, что общим результатом их должно быть получение металла шва с определенными свойствами и определенного химического состава. Это определяется не только составом присадочного и основного металла, но и в значительной степени зависит от характера и интенсивности реакций, протекающих в процессе сварки.

4.1. Основные металлургические процессы, протекающие при сварке плавлением

Рассмотрим процессы, которые имеют общий характер во всех или большинстве случаев выполнения сварки: диссоциацию газов, взаимодействие металлов со шлаками, газами, примесями и др., в том числе в процессах раскисления, окисления и др.

Диссоциация газов и соединений

При диссоциации происходит распад более сложных компонентов на атомы или составные части. Этому процессу способствуют наличие высоких температур в зоне сварки. При дуговой сварке в первую очередь диссоциации подвергаются молекулы газов как простых – кислород, азот, водород, так и сложных – углекислый газ CO_2 , пары воды H_2O и др.

Кислород и водород при температурах дуги практически полностью диссоциируют на атомы, азот диссоциирует в меньшей степени:

Рис. 4.1. Схема основных реакций в расплавленном металле сварочной ванны

Диссоциация водяного пара в зависимости от температуры происходит по реакциям:

Следовательно, в зависимости от условий протекания реакций водяной пар может окислять или восстанавливать металл сварочной ванны.

Диссоциации подвергаются и более сложные соединения. Например, в состав многих покрытий электродов входит карбонат кальция, $CaCO_3$. Разлагаясь при высоких температурах, он выделяет углекислый газ, который в свою очередь диссоциирует с образованием кислорода:

Находясь в атомарном состоянии, газы становятся химически активными и, реагируя с металлом, в ряде случаев ухудшают его качество.

Окисление металла при сварке

Металл сварочной ванны может окисляться за счет кислорода, содержащегося в газовой среде, и шлаках в зоне сварки. При недостаточной защите сварочной ванны окисление происходит за счет кислорода воздуха.

Наибольшую опасность для качества шва представляет оксид железа *FeO*, способный растворяться в жидком металле. Из-за меньшей температуры плавления, чем у основного металла, он затвердевает в последнюю очередь, образуя прослойки по границам зёрен и снижая пластические свойства металла шва. Образование *FeO* может происходить по следующим реакциям:

В процессе сварки кроме железа окисляются и другие элементы, находящиеся в стали – углерод, кремний, марганец – по следующим реакциям:

В сварочной ванне элементы окисляются при взаимодействии их с оксидом железа *FeO* по следующим реакциям:

Окисление этих элементов приводит к уменьшению их содержания в металле шва. Кроме того, образующиеся оксиды могут остаться в шве в виде различных включений, значительно снижающих механические свойства сварных соединений, особенно пластичность и ударную вязкость металла шва. Поэтому одним из условий получения качественного металла шва является предупреждение окисления путём создания различных защитных сред.

Раскисление металла при сварке

Применяемые при сварке защитные меры не всегда обеспечивают защиту расплавленного металла от окисления. Поэтому его требуется **раскислить**. Раскислением называют процесс восстановления железа из его оксида и перевод кислорода в форму нерастворимых соединений с последующим удалением их в шлак. Окисление и раскисление, в сущности, представляют два направления протекания одного

и того же химического процесса. В общем случае реакция раскисления имеет вид

где *Me* – раскислитель.

Раскислителем является элемент, обладающий в условиях сварки большим сродством к кислороду, чем железо. В качестве раскислителей применяют кремний, марганец, титан, алюминий, углерод. Раскислители вводят в сварочную ванну через электродную проволоку, покрытия электродов и флюсы. Ниже приведены наиболее типичные реакции раскисления.

Раскисление марганцем:

Оксид марганца малорастворим в железе, но сам хорошо растворяет оксид железа *FeO*, увлекая его за собой в шлак.

Раскисление кремнием:

Оксид кремния также плохо растворим в железе и всплывает в шлаке. Раскисление кремнием сопровождается реакциями образования более легкоплавких комплексных силикатов марганца, кремния и железа, которые лучше переходят в шлак.

Раскисление титаном:

Титан – энергичный раскислитель, при этом образуются легкоплавкие титанаты марганца и железа.

Марганец, кремний и титан вводят в сварочную ванну через электродную проволоку, легируя ее через покрытие электрода или флюс, вводя соответствующие ферросплавы.

Раскисление углеродом:

Образующийся оксид углерода выделяется в атмосферу в газообразном состоянии, вызывая сильное кипение сварочной ванны и образуя поры в шве. Для получения плотных швов реакцию раскисления углеродом следует «подавить» введением в сварочную ванну других раскислителей, например, кремния.

Взаимодействие с азотом

Азот воздуха, попадая в столб дуги, разогревается и частично диссоциирует $N_2 \leftrightarrow N + N$ и в атомарном состоянии взаимодействует с металлом, образуя ряд соединений-нитридов Fe_2N , Fe_4N . Атомарный азот может соединяться и с кислородом, образуя оксид азота NO , который, растворяясь в каплях электродного металла, переходит в сварочную ванну. Содержание азота в металле шва вредно влияет на его механические свойства, особенно пластичность. Кроме того, насыщение металла азотом способствует образованию газовых пор. Снижение содержания азота проводят путем защиты расплавленного металла от воздуха или введения в него химических элементов, удаляющих азот в виде неметаллических включений.

Взаимодействие с водородом

Водород может попасть в зону сварки из влаги покрытия электрода или флюса, ржавчины на поверхности сварочной проволоки и детали, из воздуха. Попадая в столб дуги, водород диссоциирует на атомы. Атомарный водород хорошо растворяется в жидком металле, и с увеличением температуры нагрева растворимость увеличивается. **Важной закономерностью в поведении газов является скачкообразное изменение их растворимости в металле при его фазовых изменениях и особенно при переходе из жидкого состояния в твердое.** При охлаждении и кристаллизации сварочной ванны выделяющийся водород не успевает полностью удалиться из металла шва. Это приводит к образованию в нем газовых пор. Кроме того, атомы водорода, диффундируя в имеющиеся полости и несплошности в затвердевающем металле, приводят к повышению в них давления, развитию в металле внутренних напряжений и образованию микротрещин.

Снижение газонасыщения швов проводят за счет качественной защиты расплавленного металла при сварке, а также очисткой и прокалкой свариваемого и сварочных материалов.

Рафинирование металла шва при сварке плавлением

Рафинирование (фр. raffiner – очищать) – это очистка от посторонних примесей какого-либо технического продукта. При сварке сталей это удаление из металла шва вредных примесей – серы S и фосфора P .

Сера является вредной примесью в сталях. В сварочную ванну она попадает из основного металла, сварочной проволоки и иногда из покрытия электродов или флюса. В металле сера может находиться в виде соединений – сульфидов. Особо вреден сульфид железа FeS , хорошо растворимый в железе. Наличие в металле шва серы снижает его механические свойства и сильно повышает склонность к образованию горячих трещин. Поэтому **десульфурация**, очистка металла от серы, имеет целью уменьшение общего содержания серы в шве и особенно FeS . Десульфурацию проводят введением в сварочную ванну элементов, имеющих существенно большее сродство к сере, чем железо. Образующийся сульфид элемента должен плохо растворяться в металле и хорошо в шлаке. Таким элементом является марганец, обладающий большим сродством к сере. Сульфид марганца не растворяется в металле, имеет малую плотность и легко всплывает в шлак сварочной ванны. Процесс идет по реакциям:

Такого же эффекта достигают введением кальция по реакции

Оксид кальция получают разложением в дуге мрамора $CaCO_3$

Фосфор также вредная примесь в сталях. Пути попадания его в шов те же самые, что и для серы.

Фосфор в металле шва располагается по границам зерен в виде легкоплавкой прослойки Fe_2P и приводит к сильной неоднородности металла, росту зерен и снижению пластичности, особенно при низких температурах, вызывая хладноломкость металла – «холодные трещины». Удаление фосфора проводят его окислением

и последующим связыванием фосфорного ангидрида P_2O_5 в прочное соединение с окисью кальция

удаляемое в шлак.

Модификация металла при сварке

При различных методах сварки плавлением кристаллическое строение металла шва, связанное с условиями перехода сварочной ванны из жидкого состояния в твердое, является одним из факторов, определяющих качество и свойства этого участка сварного соединения.

Помимо естественных центров самопроизвольной кристаллизации расплавленного металла сварочной ванны, существуют центры самопроизвольной кристаллизации в виде зерен нового металла на границе сплавления. Это явление используется на практике для **модификации – измельчения кристаллитов при затвердевании**.

Модификатор (от позднелат. *modifico* – видоизменяю, меняю форму) – вещество, которое существенно изменяет структуру и свойства обработанного им металла или сплава. Эффект от такой обработки называется модифицированием. Модифицирование – процесс активного регулирования первичной кристаллизации или изменения степени дисперсности кристаллизующихся фаз путём введения в расплав добавок отдельных элементов или их соединений.

Цели модифицирования:

Модифицирование направлено на решение ряда задач:

- измельчение макроструктуры;
- измельчение микрозерна (дендритных ячеек);
- измельчение фазовых составляющих эвтектик, перитектик, в т.ч. хрупких и легкоплавких фаз (с изменением их состава путем введения присадок, образующих с этими фазами химические соединения);
- измельчение первичных кристаллов, выпадающих при кристаллизации, в до- или заэвтектических сплавах;
- измельчение формы и изменение размера и распределения неметаллических включений (интерметаллидов, карбидов, графита, оксидов, сульфидов, оксисульфидов, нитридов, фосфидов).

Одновременное решение всех этих задач зачастую оказывается невозможным. Так, измельчение макроструктуры часто сопровождается огрублением микрозерен. Вместе с тем, иногда удается одновременно добиваться достижения нескольких из перечисленных целей.

Модифицирование отличается от легирования:

- меньшим содержанием добавок (сотые или десятые доли процента);

- меньшей продолжительностью действия модификаторов (обычно 10...15 мин), однако некоторые модификаторы отличаются длительным действием. Модифицирование металлов можно произвести несколькими способами:

- вводом в расплав добавок-модификаторов;
- применением различных физических воздействий (регулирование температуры расплава, предварительное охлаждение расплава при переливе, суспензионная разливка, литье в температурном интервале кристаллизации, вибрация, ультразвук, электромагнитное перемешивание);
- комбинированными способами, сочетающими вышеизложенные.

По природе воздействия модификаторы можно разделить на три вида: модификаторы 1-го рода, 2-го и 3-го рода. Модификаторы 1-го рода влияют на структуру за счет изменения энергетических характеристик (энергия активации и поверхностное натяжение) зарождения новой фазы. Модификаторы 2-го рода изменяют структуру, влияя на нее, как зародыши твердой фазы. Модификаторы 3-го рода – холодильники / инокуляторы – снижают температуру металла и повышают скорость кристаллизации, тормозя тем самым развитие ликвации элементов.

Наибольшее применение получили модификаторы 1-го рода. К ним относят примеси, неограниченно растворимые в жидкой фазе и малорастворимые в твердой фазе (0,001...0,1%). Эти примеси, в свою очередь, можно разделить на два типа: не изменяющие поверхностные свойства кристаллизующейся фазы и меняющие поверхностное натяжение на границе расплав-кристалл. Модификаторы первого типа могут тормозить рост твердой фазы только за счет концентрационного барьера на границе расплав-кристалл. При этом не происходит изменения энергетических характеристик процесса. Добавки второго типа снижают поверхностное натяжение на границе расплав-кристалл и избирательно концентрируются на поверхности кристаллов (дендритов). Таким образом, ввод модификаторов 1-го рода сопровождается изменением поверхностного натяжения и энергии активации в противоположных направлениях, одновременно измельчается макрозерно и укрупняется микрозерно, т.е. оказывается комплексное воздействие на макро- и микроструктуру.

Также на параметры кристаллизации и отражающую ее макроструктуру могут влиять модификаторы 2-го рода. Это влияние связано

с контактным действием на процесс зарождения центров кристаллизации. При введении в расплав нерастворимой примеси со свойствами, близкими к свойствам кристаллизующегося вещества, происходит существенное снижение интервала метастабильности расплава и измельчение макроструктуры. Такие примеси называют изоморфными с кристаллизующимся веществом и модификаторами 2-го рода. Обычное содержание модификаторов этого типа менее 0,1 %.

Ввод модификаторов 3-го рода (инокуляторов) в кристаллизующийся расплав обеспечивает повышение однородности и дисперсности литой структуры, оптимизацию формы и распределения неметаллических включений, уменьшение некоторых литейных дефектов. Попадая в металл, инокуляторы приводят к локальному охлаждению металлического расплава, при этом сначала на них происходит намораживание корочки твердой фазы, которая в дальнейшем вследствие нагрева от окружающего расплава расплавляется, позже расплавляется и сам инокулятор. Таким образом, инокуляторы в расплаве отбирают тепло на собственный нагрев и расплавление, в результате чего снижается температура расплава. Эффект охлаждения приводит к росту скорости кристаллизации, что отражается на повышении однородности механических свойств в крупных кованных изделиях ответственного назначения. С увеличением массы вводимых инокуляторов скорость кристаллизации возрастает. Однако, несмотря на улучшение макроструктуры слитков и отливок, использование металлического порошка в качестве инокуляторов приводит к увеличению загрязненности стали неметаллическими включениями, в основном оксидами.

4.2. Обеспечение стабильности процессов в сварочной ванне

Основные факторы, влияющие на стабильность процессов в сварочной ванне

Стабильность процесса сварки и разбрызгивание электродного металла определяются:

- *технологическими факторами;*
- *пространственным положением сварки;*
- *динамическими свойствами источников питания.*

Первая группа факторов связана с применением режимов, которые увеличивают интенсивность металлургических реакций в капле и ванне. Так, например, с повышением дугового напряжения увеличивается длина дуги, длительность периодов горения дуги и диаметр капель. Форма шва с повышением дугового напряжения несколько улучшается. Но увеличивается окисление элементов и разбрызгивание. При повышенных дуговых напряжениях процесс переходит в неуправляемый крупнокапельный. Потери на окисление и разбрызгивание резко увеличиваются. Кроме того, на стабильность процесса и разбрызгивание электродного металла большое влияние оказывает состояние сварочных материалов и их химический состав.

Для того, чтобы перечисленные факторы не ухудшали процесс сварки и не увеличивали разбрызгивание электродного металла, необходимо вести процесс на нормальных режимах (при плотностях тока $j \leq 100 \text{ А/мм}^2$), применять для сварки чистую проволоку, соответствующую ГОСТ – 2246-71. Для защиты проволоки от ржавчины рекомендуют применять специальные антикоррозийные покрытия, а также использовать в качестве защитной среды смеси газов.

Вторая группа факторов, связанная с пространственным положением сварки, в основном определяется комплексом сил (сила тяжести, электродинамические силы⁹, силы поверхностного натяжения), действующих на каплю расплавленного металла при её переносе в сварочную ванну.

Третья группа факторов, влияющая на стабильность процесса сварки покрытыми электродами, связана с динамическими свойствами источника питания и определяется параметрами изменения мгновенной мощности, как на интервале горения дуги, так и на интервале короткого замыкания. В процессе сварки длительность горения дуги сильно зависит от величины сварочного тока и энергии, запасенной в индуктивном сопротивлении сварочного дросселя на интервале короткого замыкания. Указанные параметры режима сварки определяют комплекс сил, действующих на каплю электродного металла и сварочную ванну, которые препятствуют её переносу во всех пространственных положениях. Все это определяет размеры капли электродного ме-

⁹ Электродинамические силы $N_{эд}$ являются результатом наличия вокруг электрода при протекании по нему тока магнитного поля, оказывающего сжимающее действие на электрод (пинч-эффект).

талла, момент короткого замыкания и его длительность, а, следовательно, и энергию, запасенную в дросселе и выделяемую на дуговом промежутке после повторного возбуждения дуги.

Механизм процесса крупнокапельного переноса электродного металла

Механизм процесса крупнокапельного переноса электродного металла в общем случае включает следующие моменты (рис. 4.2):

- а, б – образование капли на торце электрода;
- в – появление шейки на стыке жидкого металла с твердым металлом электрода;
- г – замыкание капель дугового промежутка;
- д – разрыв образованного мостика и возникновение дуги.

Рис. 4.2. Схема образования капли и переноса ее в сварочную ванну

В период формирования капли на нее действует несколько сил, способствующих или препятствующих ее отрыву от торца электрода:

- сила тяжести P ,
- электродинамические силы $N_{эд}$,
- сила поверхностного натяжения $N_{п.н}$.

Сила тяжести P способствует отрыву капель при сварке в нижнем положении и противодействует отрыву при потолочной сварке.

Электродинамические силы $N_{эд}$ являются результатом наличия вокруг электрода (при протекании по нему тока) магнитного силового поля, оказывающего сжимающее действие на электрод (пинч-эффект).

Возникают силы $N_{эд}$ в результате одновременного действия таких сил:

- 1) **усилий сжатия $N_{сж}$** , величина которых зависит от тока:

$$N_{сж} = 5,1 \cdot 10^{-6} \cdot I^2,$$

где I сварочный ток А.

Силы $N_{сж}$ направлены перпендикулярно к оси электрода, но по закону Паскаля одновременно действуют такие же силы, направленные вдоль оси;

- 2) **дополнительной продольной силы $N_{дол}$** , возникающей одновременно с образованием шейки и направленной от меньшего сечения капли, имеющего радиус r_0 , к большему с радиусом r_l .

При замыкании капель дугового промежутка, когда напряжение падает, а ток резко возрастает, сила $N_{эд}$ также интенсивно увеличивается, но оказывается направленной от центра мостика вверх и вниз. Действующая вниз сила $N'_{эд}$ будет больше силы $N''_{эд}$, направленной вверх, так как поверхность ванны значительно больше, чем поверхность электрода, а значит, $r_2/r_0 \gg r_l/r_0$

Поэтому электродинамическая сила $N_{эд}$ действует в направлении отрыва капли. Она деформирует каплю, вытягивает ее и заставляет перемещаться вдоль оси дуги в сварочную ванну. Особенно значительна роль этой силы при повышенных токах.

Сила поверхностного натяжения $N_{п.н.}$ в процессе формирования капли удерживает ее на торце электрода. При замыкании капель дугового промежутка поверхностное натяжение металла ванны втягивает каплю и тем способствует отрыву ее от торца.

В условиях сварки толстопокрытыми электродами (рис. 4.3.) к главным силам, действующим на каплю, добавляется сила $N_{г.п.}$ давления газового потока и сила реакции газов $N_{р.г.}$, выделяющихся из капли. При этом плавление обмазки несколько отстает от плавления стержня и на торце электрода появляется своеобразная «трубка» или «козырек». Выделяющиеся газы (CO_2 , H_2 , CO , O_2 и др.) нагреваются, расширяются и устремляются в виде прямолинейного потока к сварочной ванне. Сила $N_{г.п.}$ давления газового потока, стремящаяся оторвать каплю от электрода, является вместе с тем одной из причин образования кратера в сварочной ванне. Так как газовый поток симметричен относительно столба дуги, капля формируется в центре торцевой поверхности электрода.

Рис. 4.3. Схема действия сил на формирующуюся каплю при сварке толстопокрытыми электродами

Сила $N_{р,г}$ реакции газов, выделяющихся из капли, связана с развитием процессов газообразования в самой капле. Установлено, что при плавлении электрода выделяется в среднем около 10 см^3 газа на 1 см^3 жидкого металла.

При автоматической сварке под флюсом на каплю действуют те же силы, но несколько меняется направление и величина некоторых из них (рис. 4.4). Вследствие этого, столб дуги обычно наклонен, результирующая электродинамическая сила $N_{эд}$ направлена по продольной оси дуги в сторону ванны. Под действием этой силы капля сильно деформируется и вытягивается. Газовый поток здесь направлен не симметрично относительно оси дуги, а от передней части сварочной ванны назад. Сила $N_{р,г}$ давления газового потока, суммируясь с силой $N_{р,г}$ реакции газов, выделяющихся из капли, создает результирующую силу $N_{г}$ воздействия газовых потоков, под давлением которой происходит отклонение капли в сторону давления газовых потоков. Большая часть капель поэтому после отрыва от электрода летит в потоке жидкого флюса, ограничивающего зону сварки, к задней части ванны.

Рис. 4.4. Схема действия сил на формирующуюся каплю при автоматической сварке под флюсом

Анализ действия рассмотренного комплекса сил показывает, что при сварке почти все силы (кроме силы тяжести) препятствуют переносу электродного металла в сварочную ванну. Это способствует вытеснению расплавленного электродного металла на боковую поверхность, что в свою очередь способствует усилению неустойчивости процесса и увеличению разбрызгивания.

При ведении процесса сварки в положениях, отличных от нижнего, факторы, влияющие на основные его недостатки, ещё более усиливаются, т.к. при этом повышается роль движения металла сварочной ванны в механизме коротких замыканий, что предопределяет ещё большую неустойчивость процесса и увеличивает разбрызгивание электродного металла. В связи с отмеченным, устранение основных недостатков процесса сварки короткой дугой возможно только за счёт перераспределения комплекса сил, действующих на каплю электродного металла и сварочную ванну таким образом, чтобы обеспечивались идентичные условия для её расплавления и переноса. Такое ведение процесса можно обеспечить при использовании специальных систем управления процессом сварки совместно с источниками питания, имеющими необходимые динамические свойства.

Сварка швов в различных пространственных положениях

Для того, чтобы меньше возникало трудностей, связанных с вытеканием расплавленного металла из сварочной ванны, желательно соединения располагать так, чтобы швы были в нижнем положении. Но не всегда его можно обеспечить. Да и в нижнем положении, при сварке угловых швов, когда одна из кромок расположена вертикально, а другая горизонтально, возникает трудность, так как наблюдается стекание металла с вертикальной кромки на горизонтальную. При этом образуется неравномерность катета, на горизонтальной – меньший, на вертикальной – больший. На вертикальной кромке часто образуются подрезы, на горизонтальной – наплывы. Для избежания этого, сварку лучше вести в положении «в лодочку». Но не всегда можно обеспечить это положение и приходится вести сварку, когда одна из кромок расположена вертикально, а другая – горизонтально. При этом рекомендуется следующая техника сварки:

- *если катет углового шва до 8 мм, его можно выполнить за один проход, используя петлеобразные колебательные движения. При этом дугу следует возбудить на горизонтальной кромке в точке А, иначе возможны наплывы и шлаки в шве. Электрод должен быть расположен под углом 45 градусов к деталям и во время совершения петлеобразных движений менять его для проплавления кромок.*

- *если катет углового шва более 8 мм, рекомендуется использовать многопроходные швы, накладывая слои, после отбивки шлака, друг на друга снизу вверх, добываясь необходимого размера катета.*

При сварке вертикальных швов также происходит вытекание расплавленного металла из сварочной ванны под действием силы тяжести. Для того, чтобы это уменьшить:

- *сварочный ток необходимо уменьшить на 5-10 % по сравнению с нижним положением, а диаметр электрода использовать не более 4 мм. Этим самым уменьшится объём сварочной ванны и расплавленный металл будет быстрее переходить в твердое состояние.*

- *сварку вести короткой дугой, поддерживая каплю расплавленного металла от стекания «козырьком» на конце электрода.*

Сварка вертикальных швов возможна в двух направлениях: снизу – вверх и сверху – вниз.

Сварка снизу-вверх более проста по технике исполнения, так как образующийся внизу шов создает препятствие для стекания расплавленного металла, и опытные сварщики могут использовать диаметр электрода до 5 мм.

Сварка снизу-вверх более производительна, но более трудна по технике исполнения, так как металл поддерживается от стекания только «козырьком» электрода

Электрод, при обоих вариантах, сначала располагают вертикально к кромкам для получения большего проплавления, а затем наклоняют на угол 15 градусов, поддерживая каплю от стекания, и отводят несколько в сторону, давая возможность сварочной ванне перейти в твердое состояние.

При сварке горизонтальных швов следует пользоваться теми же рекомендациями, что и при сварке вертикальных швов:

- *уменьшить сварочный ток на 5-10 %;*
- *выбрать диаметр электрода не более 4 мм;*
- *сварку вести короткой дугой;*
- *и кроме того, скос кромки сделать только у верхней детали, а нижней, нескошенной кромкой, препятствовать стеканию.*

При толщине металла до 8 мм, шов можно выполнить за проход, используя колебательные движения в виде спирали. При сварке более толстого металла рекомендуется использовать многопроходные швы, накладывая слои друг на друга снизу-вверх.

При сварке потолочных швов, расплавленный металл еще более интенсивно вытекает из сварочной ванны, поэтому сверху следует вести очень короткой дугой, опирая «козырек» на кромки. Следует уменьшить сварочный ток на 10-15 мм, по сравнению с нижним положением, и использовать диаметр электрода 3 мм, а для опытных сварщиков – 4 мм. Применять сварку швов в потолочном положении следует только в том случае, когда другое пространственное положение невозможно, так как шлаки и газы, образующиеся при плавлении покрытия электрода, перемещаются вверх, и в корне шва образуются дефекты (шлаки и поры), снижающие механические свойства соединения.

Для сварки швов в различных пространственных положениях должны применяться электроды с толстым и особо толстым покрытием, образующие при горении дуги «козырек», препятствующий короткому замыканию между стержнем и металлом, и которым поддержи-

вают металл от стекания. Сварку швов в различных положениях следует вести непрерывно, не обрывая дуги. Пользоваться периодически короткими замыканиями не рекомендуется, ввиду непроваров и зашлаковывания.

4.3. Особенности металлургических процессов при различных способах сварки

Металлургия дуговой сварки под флюсом

При автоматической и механизированной сварке под флюсом (рис. 4.5) сварочная дуга горит во флюсогазовом пузыре, заполненном раскаленными газами столба дуги и парами флюса. Условия протекания металлургических процессов отличаются рядом особенностей:

- более эффективная защита сварочной ванны от кислорода и азота воздуха (в швах, выполненных под флюсом, содержание азота не превышает 0,008%);
- объем сварочной ванны больше, чем при ручной дуговой сварке, больше и время пребывания ее в расплавленном состоянии, что способствует более полному протеканию химических реакций между жидким металлом и шлаком;
- более устойчивая зависимость между режимом сварки и химическим составом расплавляемого металла, что позволяет с достаточной точностью и стабильностью получать заданный состав металла швов.

Рис. 4.5. Схема дуговой сварки под флюсом

Одной из особенностей металлургических процессов при сварке под флюсом является легирование шва марганцем и кремнием за счет восстановления их из оксидов MnO и SiO_2 , находящихся во флюсе.

Реакции легирования шва марганцем и кремнием протекают на границе раздела жидкий шлак – жидкий металл по следующей схеме:

Образовавшийся оксид FeO частично всплывает в шлак, частично растворяется в жидком металле. Марганец и кремний полностью растворяются в металле.

В хвостовой части сварочной ванны в зоне пониженных температур протекают реакции раскисления за счет Mn и Si , имеющих большее сродство к кислороду в этих условиях, чем железо. Получающиеся при этом оксиды соединяются между собой в комплексные легкоплавкие силикаты марганца и железа, легко всплывающие в шлак.

Основные электродные покрытия и флюсы дают основные шлаки, содержащие преимущественно окись кальция (CaO), которая не отнимет кислород от окислов металлов. В покрытия основного типа, для раскисления наплавленного металла, вводят ферросплавы – ферросилиций и ферротитан. В электродных покрытиях этого типа основными реакциями раскисления будут:

Раскисление кремнием

Раскисление титаном

Эти реакции протекают без газообразования, и сварочная ванна остаётся спокойной. Поэтому покрытия основного характера называют также спокойными. Основные электродные покрытия дают наплавленный металл с высоким механическим свойствами.

Металлургия дуговой сварки в активных и инертных защитных газах

Металлургия дуговой сварки в активных и инертных защитных газах представлена на рис. 4.6.

Рис. 4.6. Схема дуговой сварки в защитных газах

Из активных защитных газов наибольшее распространение получил углекислый газ CO_2 . Особенность металлургических процессов в этом случае обусловлена его сильным окислительным действием. Газовая среда в дуге, горящей в CO_2 , имеет более окислительный характер (33% O_2), чем при горении ее на воздухе (21% O_2). Поэтому наблюдается сильное окисление сварочной ванны по реакции

Высокие концентрации CO в газовой атмосфере вызывают процессы карбидообразования, насыщая металл углеродом.

Образование карбидов железа и других металлов может происходить при взаимодействии металлов с атмосферой, содержащей CO и CO_2 :

Одновременно происходит диссоциация углекислого газа

Атомарный кислород также окисляет в сварочной ванне железо и другие примеси: кремний, марганец, углерод и др. Эти реакции происходят как в период перехода капель электродного металла в дуге, так и на поверхности самой ванны.

Для управления реакцией окисления, а также пополнения потерь элементов применяют электродные **проволоки с повышенным содержанием марганца и кремния (Св-08ГС, Св-08Г2С и др.)**.

При использовании этих проволок в зоне понижения температуры в сварочной ванне протекают реакции раскисления:

Образующиеся оксиды марганца и кремния всплывают на поверхность сварочной ванны и удаляются в шлак.

Инертные защитные газы (аргон, гелий) не растворяются в расплавленном металле и не образуют в ванне химических соединений.

Окислению сварочной ванны способствуют находящиеся примеси в защитном газе в виде свободного кислорода и паров воды. При этом окисляется в основном углерод с образованием газообразного оксида CO . Для подавления реакции окисления углерода в сварочной ванне должно находиться достаточное количество раскислителей кремния, марганца. С этой целью при сварке углеродистых сталей используют те же электродные проволоки, что и при сварке в углекислом газе, – **с повышенным содержанием раскислителей**.

ГЛАВА 5

СВАРИВАЕМОСТЬ РАЗЛИЧНЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Свариваемость (ГОСТ 26001-84) – свойство металлов или сочетания металлов образовывать при установленной технологии сварки неразъемное соединение, отвечающее требованиям, обусловленным конструкцией и эксплуатацией изделия.

5.1. Свариваемость сталей

Влияние на свариваемость легирующих элементов и примесей

Нахождение в составе сплава примесей и легирующих элементов приводит к изменению основных характеристик. При этом отметим следующие моменты:

- ***Примеси могут снижать или повышать свариваемость:***

- *Углерод (C) – одна из основных примесей, определяющих свариваемость стали. Содержание углерода в обычных конструкционных сталях до 0,25% не ухудшает свариваемости. При более высоком содержании свариваемость стали резко ухудшается, так как в зонах термического влияния образуются структуры закалки, приводящие к трещинам. Повышенное содержание углерода в присадочном материале вызывает при сварке пористость металла шва.*

- *Фосфор считается вредной примесью, при повышении его концентрации появляется **хладноломкость**¹⁰.*

- *Сера становится причиной появления горячих трещин и **красноломкости**¹¹.*

- *Кислород (O) содержится в сплаве в виде оксида железа, ухудшает свариваемость стали, снижая ее механические свойства.*

¹⁰ Хладноломкость – явление снижения ударной вязкости в области низких и комнатных температур.

¹¹ Красноломкость [hot brittleness of steel] – свойство стали образовывать трещины при обработке давлением (ковка, штамповка, прокатка) при 850–1150°C. Красноломкость стали обусловлена распределением некоторых примесей (преимущественно Si, S) по границам зерен.

▪ Азот (N) образует с железом химические соединения (нитриды) в металле сварочной ванны при ее охлаждении, что снижает пластичность стали.

▪ Водород (H) является вредной примесью. Скапливаясь в отдельных местах сварного шва, он образует газовые пузырьки, вызывает появление пористости и мелких трещин.

▪ Кремний присутствует практически во всех сталях. При его концентрации до 0,3% степень обрабатываемости не снижается. Однако, если увеличить ее до 1%, могут появиться тугоплавкие оксиды, которые и снижают рассматриваемый показатель.

▪ Процесс сварки не затрудняется в случае, если количество марганца не более 1%. Однако, уже при 1,5% есть вероятность появления закалочной структуры и серьезных деформационных трещин в структуре.

• **Легирующие элементы**

▪ Основным легирующим элементом считается хром. Он добавляется в состав для повышения коррозионной стойкости. При концентрации хрома до 3,5% показатель свариваемости остается практически неизменным. В легированных сталях концентрации хрома составляет до 12%. При нагреве хром приводит к появлению карбида хрома, который существенно ухудшает свариваемость материалов.

▪ Никель также является основным легирующим элементом, концентрация которого достигает 35%. Этот элемент способен повысить пластичность и прочность.

▪ В состав часто в качестве легирующего элемента добавляется медь. Ее концентрация составляет 0,3... 0,8%. Она улучшает ряд свойств стали (прочность, пластичность, ударную вязкость, коррозионную стойкость) и не ухудшает ее свариваемость.

▪ Титан (Ti) и ниобий (Nb) содержатся в коррозионно-стойких сталях в количестве до 1%, не усложняют сварочный процесс и не ухудшают свариваемость стали.

▪ Ванадий (V) обычно содержится в сталях в количестве 0,2...0,8%, в штамповых сталях – 1...1,5%. Он улучшает закаливаемость стали, что затрудняет сварку. В процессе сварки активно окисляется и выгорает.

▪ Содержание в стали 0,8...1,8% вольфрама (W) резко увеличивает ее твердость и работоспособность при высоких температурах. Он

сильно окисляется при сварке, требует хорошей защиты от кислорода, затрудняет сварку.

■ *Молибден включается в состав в небольшом количестве. Он способствует повышению прочности за счет уменьшения зернистости структуры. Однако он затрудняет сварку, вызывает образование трещин в наплавленном металле и зонах термического влияния, так как сильно окисляется и выгорает при сварке.*

Углеродный эквивалент стали

Одним из важнейших технологических показателей свариваемости является углеродный эквивалент, далее C_s (от англ. Carbon Equivalent). Нужен он для того, чтобы оценить совместное влияние на свариваемость содержащихся в стали углерода и других легирующих элементов, сведя их в одно значение – C_s .

$$C_s = C + Mn / 6 + (Cr + Mo + V) / 5 + (Ni + Cu) / 15, \% \quad (5.1)$$

Чтобы определить C_s , в формулу вместо символов подставляется процентное содержание легирующих элементов. При $C_s < 0,35\%$ сталь хорошо сваривается. Если толщина свариваемых элементов менее 8 мм, то сталь хорошо сваривается при $C_s < 0,5\%$. При большей толщине металла или при $C_s > 0,35\%$ требуется предварительный подогрев, другие технологические методы сварки или последующая термообработка. Значения C_s для различных групп свариваемости приведены в таблице 5.1.

5.2. Классификация сталей по свариваемости

В зависимости от особенностей структуры и химического состава материала все сплавы делятся на несколько групп свариваемости.

Группы свариваемости

Все группы свариваемости сталей характеризуются своими определенными особенностями (табл. 5.1).

К группе 1 относят стали, сварка которых может быть выполнена без подогрева до сварки и в процессе сварки и без последующей термообработки. Но применение термообработки (например, отпуск) не исключается для снятия внутренних напряжений. Как правило, подобное свойство связано с низкой концентрацией углерода.

Таблица 5.1

Группировка марок сталей по свариваемости

ГРУППА СВАРИВАЕМОСТИ	Сзк, %	МАРКИ СТАЛЕЙ		
		Углеродистые	Легированные	Высоколегированные
I Хорошая	До 0,25 вкл.	ВСт1; ВСт2; ВСт3; ВСт4; Стали 08; 10; 15; 20; 25	15Г; 20Г; 15Х; 15ХА; 20Х; 15ХМ; 20ХГСА; 10ХСНД; 10ХГСНД; 15ХСНД	08Х20Н14С2; 20Х23Н18; 08Х18Н10; 12Х18Н9Т; 15Х5
II Удовлет- ворительная	Свыше 0,25 до 0,35 вкл.	ВСт5; Стали 30; 35	12ХН2; 12ХН3А; 20ХН3А; 20ХН; 20ХГСА; 30Х 30ХМ; 25ХГСА	30Х13; 12Х17; 25Х13Н2
III Ограниченная	Свыше 0,35 до 0,45 вкл.	ВСт6 Стали 40; 45	35Г; 40Г; 45Г; 12Г2; 35Х; 40Х; 45Х; 40ХМФА; 40ХН; 30ХГС; 30ХГСА; 35ХМ; 20Х2Н4МА	17Х18Н9; 12Х18Н9; 36Х18Н25С2; 40Х9С2
IV Плохая	Свыше 0,45	Стали 50; 55; 60; 65; 70; 75; 80; 85	50Г; 50Г2; 50Х; 50ХН; 45ХН3МФА; ХГС; 6ХС; 7Х3	40Х10С2М; 40Х13; 95Х18; 40Х14Н14В2М; 40Х10С2М

ГРУППА СВАРИВАЕМОСТИ	УСЛОВИЯ СВАРКИ
I	Без ограничений, в широком диапазоне режимов сварки независимо от толщины металла, жесткости конструкций, температуры окружающей среды
II	Сварка только при температуре окружающей среды не ниже - 5 °С, толщине металла менее 20 мм при отсутствии ветра
III	Сварка с предварительным или сопутствующим подогревом до 250 °С в жестком диапазоне режимов сварки
IV	Сварка с предварительным и сопутствующим подогревом, термообработкой после сварки

К группе 2 относят преимущественно стали, при сварке которых в нормальных производственных условиях трещины не образуются, а также стали, которые для предотвращения трещин нуждаются в предварительном нагреве, стали, которые необходимо подвергать предварительной и последующей термообработке.

К группе 3 относят стали, склонные к образованию трещин в обычных условиях сварки. Их предварительно подвергают термообработке и подогревают. Большинство сталей этой группы термически обрабатывают и после сварки.

К группе 4 относят стали, наиболее трудно сваривающиеся и склонные к образованию трещин. Сваривают обязательно с предварительной термообработкой, подогревом в процессе сварки и последующей термообработкой.

Низкоуглеродистые стали с содержанием до 0,25% C отличаются хорошей свариваемостью. Снизить свариваемость могут вредные примеси, если содержание их превышает норму. Вредные примеси могут ухудшать свариваемость даже и при среднем содержании, не выходящем за норму, если они образуют местные скопления, например, вследствие ликвации. Вредными для сварки элементами в низкоуглеродистой стали могут являться углерод, фосфор и сера, причем последняя, особенно склонна к ликвации с образованием местных скоплений.

Отрицательное влияние на свариваемость низкоуглеродистых сталей может оказывать также засоренность металла газами и неметаллическими включениями. Засоренность металла вредными примесями зависит от способа его производства, и о ней частично можно судить по маркировке металла: низкоуглеродистая сталь повышенного качества сваривается лучше, чем сталь обычного качества соответствующей марки; сталь мартеновская лучше, чем сталь бессемеровская, а сталь мартеновская спокойная – лучше, чем кипящая. При изготовлении ответственных сварных изделий указанные отличия в свариваемости низкоуглеродистых сталей должны обязательно приниматься во внимание и учитываться при выборе марки основного металла.

Среднеуглеродистые стали, содержащие более 0,25...0,45% углерода, обладают пониженной свариваемостью по сравнению с низкоуглеродистыми, причем свариваемость постепенно снижается по мере повышения содержания углерода. Стали с повышенным содержанием

углерода легко закаливается, что ведет к получению твердых хрупких закалочных структур в зоне сварки и может сопровождаться образованием трещин. С повышением содержания углерода растет склонность металла к перегреву в зоне сварки. Увеличенное содержание углерода усиливает процесс его выгорания с образованием газообразной окиси углерода, вызывающей вскипание ванны и могущей приводить к значительной пористости наплавленного металла.

При сварке высокоуглеродистой стали, при содержании углерода свыше 0,4-0,5% сварка стали становится одной из сложных задач сварочной техники. Углеродистые стали вообще обладают пониженной свариваемостью и, если это возможно, рекомендуется заменять их низколегированными конструкционными сталями, которые дают ту же прочность при значительно меньшем содержании углерода за счет других легирующих элементов. При сварке углеродистых сталей плавлением обычно не придерживаются соответствия химического состава присадочного и основного металлов, стремясь получить наплавленный металл равнопрочным с основным за счет легирования марганцем, кремнием и др. при пониженном содержании углерода.

Сварка средне- и высокоуглеродистой сталей часто выполняется с предварительным подогревом и последующей термообработкой, причем, если возможно, во многих случаях стремятся совместить термообработку с процессом сварки, например, с газовой сваркой мелких деталей, с газопрессовой, точечной, со стыковой контактной сваркой и т. д.

Большинство низколегированных конструкционных сталей обладает удовлетворительной свариваемостью. Ввиду возросшего значения сварки конструкционная низколегированная сталь новых марок, как правило, отличается удовлетворительной свариваемостью. Если же испытания пробных партий стали показывают недостаточно удовлетворительную свариваемость, то обычно для улучшения свариваемости изготовители корректируют состав стали. В некоторых случаях требуется небольшой предварительный подогрев стали до 100-200°C, реже приходится прибегать к последующей термообработке.

По структуре, низколегированные стали относятся обычно к перлитному классу, большое разнообразие химического состава низколегированных сталей весьма затрудняет получение одинакового состава наплавленного и основного металлов при сварке плавлением, что требует большого разнообразия присадочных материалов. Поэтому, за ис-

ключением некоторых особых случаев, когда требуется соответствие химического состава основного и наплавленного металлов (например, получение устойчивости против коррозии, крипоустойчивости и т. п.), обычно ограничиваются получением необходимых механических свойств наплавленного металла, не принимая во внимание его химический состав. Это позволяет при сварке многих сортов сталей пользоваться немногими видами присадочных материалов, что является существенным практическим преимуществом. Например, электродами УОНИ-13 успешно свариваются десятки марок углеродистых и низколегированных сталей. В сварных конструкциях низколегированные стали обычно предпочитают углеродистым той же прочности. Для установления необходимости небольшого предварительного подогрева и последующего отпуска часто принимают во внимание максимальную твердость металла зоны влияния. Если твердость не превышает НВ 200-250, то подогрев и отпуск не требуются, при твердости НВ 250-300 подогрев или отпуск желательны, при твердости выше НВ 300-350 – обязательны.

Из высоколегированных сталей обладают хорошей свариваемостью и находят широкое применение в сварных конструкциях стали аустенитного класса. Наиболее широко применяются хромоникелевые аустенитные стали, например, общеизвестная нержавеющая сталь (18% *Cr* и 8% *Ni*). Хромоникелевые аустенитные стали применяются как нержавеющие, а при более высоком легировании, например, при содержании 25% *Cr* и 20% *Ni*, они являются и жароупорными сталями. Содержание углерода в хромоникелевых аустенитных сталях должно быть минимальным, не превышающим 0,10-0,15%, иначе возможно выпадение карбидов хрома, резко снижающее ценные свойства аустенитной стали.

Для частей машин, работающих на истирание, например, для шек камнедробилок, а также для рельсовых крестовин, применяется обычно в форме отливок сравнительно дешевая марганцовистая аустенитная сталь, содержащая 13-14% *Mn* и 1-1,3% *C*.

Сварка аустенитных сталей должна, как правило, сохранить структуру аустенита в сварном соединении и связанные с аустенитом ценные свойства: высокое сопротивление коррозии, высокую пластичность и т. д. Распад аустенита сопровождается выпадением карбидов, образуемых освобождающимся из раствора избыточным углеродом. Распаду аустенита способствуют нагрев металла до тем-

ператур ниже точки аустенитного превращения, уменьшение содержания аустенитообразующих элементов, повышение содержания углерода в низкоуглеродистых аустенитных сталях, загрязнение металла примесями и т. д. Поэтому при сварке аустенитных сталей следует сокращать до минимума продолжительность нагрева и количество вводимого тепла и применять возможно более интенсивный отвод тепла от места сварки – посредством медных подкладок, водяного охлаждения и т. д.

Аустенитная сталь, предназначенная для изготовления сварных изделий, должна быть высшего качества, с минимальным количеством загрязнений. Поскольку распад хромоникелевого аустенита вызывается образованием и выпадением карбидов хрома, стойкость аустенита может быть повышена введением в металл карбидообразователей более сильных, чем хром. Для этой цели оказались пригодными титан и ниобий, в особенности первый элемент, к тому же не являющийся дефицитным. Титан весьма прочно связывает освобождающийся углерод, не позволяя образовываться карбидам хрома, и тем самым предотвращает распад аустенита. Для сварки рекомендуется применять аустенитную сталь с небольшим содержанием титана. Хорошей свариваемостью отличается, например, нержавеющая аустенитная хромоникелевая сталь X18H9T типа 18-8 с небольшим количеством титана (не выше 0,8%).

Более строгие требования, естественно, предъявляются к присадочному металлу, который должен быть аустенитным, желательно с некоторым избытком легирующих элементов, с учетом возможного их выгорания при сварке и со стабилизирующими добавками – титаном или ниобием. ГОСТ 2240-60 предусматривает аустенитную присадочную проволоку для сварки нержавеющей и жароупорных сталей. Аустенитная присадочная проволока иногда применяется и для сварки сталей мартенситного класса. Дефицитность и высокая стоимость аустенитной хромоникелевой проволоки заставляют разрабатывать более дешевые заменители.

Стали мартенситного класса, отличающиеся высокой прочностью и твердостью, находят применение как инструментальные стали, как броневые и т. д. Сварка их связана с известными трудностями. Стали легко и глубоко закаляются, поэтому после сварки обычно необходима последующая термообработка, заключающаяся в низком или высоком отпуске. Часто необходим также предварительный подогрев из-

деля. Существенное значение может иметь предшествующая термообработка изделия перед сваркой; желательно по возможности равномерное мелкодисперсное распределение структурных составляющих. При сварке плавлением часто отказываются от сходства наплавленного и основного металла не только по химическому составу, но и по механическим свойствам, стремясь в первую очередь обеспечить повышенную пластичность наплавленного металла и устранить образование в нем трещин. Для этой цели при дуговой сварке довольно часто применяют, например, электроды из аустенитной стали.

Стали карбидного класса применяют главным образом как инструментальные, и на практике чаще приходится иметь дело не со сваркой, а с наплавкой этих сталей при изготовлении и восстановлении металлорежущего инструмента, штампов и т. п. Предварительный подогрев и последующая термообработка для этих сталей по большей части обязательны. Для дуговой сварки и наплавки применяются электродные стержни легированных сталей, близких по свойствам к основному металлу, а также стержни низкоуглеродистой стали с легирующими покрытиями, содержащими соответствующие ферросплавы. По окончании сварки или наплавки обычно производится термообработка, состоящая из закалки и отжига.

Стали ферритного класса отличаются тем, что в них совершенно подавлено или ослаблено образование аустенита при высоких температурах за счет введения больших количеств стабилизаторов феррита. Существенное практическое значение имеют хромистые ферритные стали с содержанием 16-30% Cr и не свыше 0,1-0,2% C , отличающиеся кислотоупорностью и исключительной жаростойкостью. Стали могут быть сварены с присадочным металлом того же состава или аустенитным. Обязателен предварительный подогрев; по окончании сварки производится продолжительный отжиг в течение нескольких часов, за которым следует быстрое охлаждение.

5.3. Дефекты сварных соединений

В процессе сварки в металле шва и в зоне термического влияния могут возникать различные дефекты, которые снижают прочность соединения, приводят к негерметичности швов и снижению эксплуатационной надежности изделия. По расположению в сварном соединении дефекты делятся на наружные, внутренние и сквозные:

- К *наружным* относятся надрезы, наплывы, наружные трещины и газовые поры. Эти дефекты, как правило, могут быть выявлены при *наружном* осмотре (рис. 5.1).

- К *внутренним* дефектам относятся: пористая структура, недостаточная провариваемость, посторонние включения.

- К *сквозным* дефектам относятся: сквозные трещины, прожоги.

Рис. 5.1. Дефекты сварного шва при сварке плавлением:
а – подрез; б – непровар по толщине; в – непровар по кромке шва

5.4. Трещины при сварке. Механизм образования и методы устранения

К основным параметрам свариваемости относится склонность металла сварного соединения к образованию холодных и горячих трещин, возникающих в шве и зоне термического влияния (ЗТВ). Сопrotивляемость металла шва в ЗТВ образованию горячих и холодных трещин называют его **технологической прочностью**.

Горячие трещины

Горячие трещины (рис. 5.2, 5.3) – это хрупкие межкристаллические разрушения металла шва и околошовной зоны, возникающие в твердожидком состоянии в процессе кристаллизации, а также при высоких температурах в твердом состоянии. Они извилисты, в изломе имеют темный цвет, сильно окислены, распространяются по границам зерен.

Рис. 5.2. Топография горячих трещин:
1,2 – продольные в ЗТВ, 3 – поперечные в ЗТВ

Рис. 5.3. Общий вид горячих трещин [4]

Механизм образования горячих трещин

Согласно теоретическим представлениям, горячие трещины образуются при критическом сочетании значений следующих факторов (рис.5.4):

- *температурного интервала хрупкости (ТИХ) в период кристаллизации металла шва;*
- *минимальной пластичности в ТИХ δ_{min} ;*
- *темпа высокотемпературной сварочной деформации α .*

Из схемы (см. рис. 5.4) следует, что при температурах, прилегающих к ликвидусу – Тл, значение δ велико и определяется высокой способностью металла в жидко-твердом состоянии к релаксации сдвиговых напряжений.

В начальный период кристаллизации появление твердой фазы не снижает деформационную способность сплава, так как металл деформируется за счет относительного перемещения участков твердой фазы и циркуляции жидкой фазы между ними. По мере дальнейшего охлаждения сплавов непрерывно снижается объем жидкой фазы и металл переходит в твердожидкое состояние, что приводит к соприкосновению кристаллитов при деформировании. Это ограничивает цир-

куляцию жидкой фазы и резко снижает деформационную способность сплава – до минимума ($\delta_{\min}$). Температура, соответствующая этому состоянию, называется верхней границей ТИХ – $T_{\text{в.г}}$. При деформации такого металла кристаллиты воспринимают напряжения в местах контакта, что способствует появлению определенного уровня сопротивления деформированию. Нижняя граница ТИХ – $T_{\text{н.г}}$ соответствует неравновесному солидусу $T_{\text{с.н}}$. Ниже $T_{\text{н.г}}$ деформационная способность резко возрастает и достигает максимума, так как в деформации участвует весь объем полностью затвердевшего металла.

Рис. 5.4. Схема процесса образования горячих трещин в сварных швах:

- а* – диаграмма состояния сплава; C_i – состав сплава; T_L , T_C и $T_{\text{с.н}}$ – температуры соответственно ликвидуса, равновесного и неравновесного солидусов;
б – процесс кристаллизации сварного шва; *в* – распределение пластичности;
 δ – интенсивность сварочных деформаций ϵ .

Начало роста высокотемпературной сварочной деформации E ; соответствует появлению сопротивления двухфазного твердожидкого металла деформированию. Интенсивность этих деформаций количественно определяется величиной темпа деформации:

$$\alpha = \Delta \epsilon / \Delta T = \operatorname{tg} \beta,$$

где $\Delta \epsilon$ – приращение высокотемпературной деформации за время охлаждения на ΔT .

Вероятность разрушения определяется соотношением между темпом деформации металла шва и его деформационной способностью.

Количественно последнюю можно оценить критическим темпом деформации $\alpha_{кр}$:

$$\alpha_{кр} = \frac{\delta_{\min}}{\text{ТИХ}} = \text{tg } \beta_{кр}.$$

Превышение α действительного $\alpha_{кр}$ истощает упруго-пластические свойства металла в ТИХ и приводит к образованию горячих трещин.

Величина $\alpha_{кр}$ принимается за показатель сопротивляемости сварных швов образованию горячих трещин.

Горячие трещины в ТИХ₁ образуются по жидким прослойкам в период завершения кристаллизации шва, а также в околошовной зоне (ОШЗ) по оплавленным границам в период нагрева. Горячие трещины этого типа называются **кристаллизационными или ликвационными трещинами** в шве и ОШЗ соответственно. Эти трещины характерны для всех типов сплавов.

Помимо ТИХ₁ в некоторых сплавах возможно существование еще одного температурного интервала хрупкости – ТИХ₂ или ТИХ₃ – при температурах ниже температуры неравновесного солидуса в твердофазном состоянии металла.

Горячие трещины в ТИХ₂ образуются в закристаллизовавшихся шве и ОШЗ в период интенсивного развития процессов самодиффузии атомов основы сплава и миграции границ зерен. В результате этих процессов происходит межзеренное проскальзывание, приводящее к зарождению горячих микротрещин. Горячие трещины такого типа называются **подсолидусными трещинами**. Они характерны для однофазных аустенитных и никелевых сплавов.

Горячие трещины в ТИХ₃ образуются вследствие охрупчивания, обусловленного распадом твердого раствора с выпадением мелкодисперсных интерметаллидных и карбонитридных фаз (например, γ' – фазы в высоконикелевых сплавах). Дисперсионное упрочнение объема зерен приводит к локализации пластических деформаций по приграничным участкам, относительному проскальзыванию зерен и зарождению горячих микротрещин. Такие *горячие трещины* называются **трещинами дисперсионного твердения**. Горячие трещины этого типа характерны для высоколегированных гетерогенных жаропрочных аустенитных и никелевых сплавов.

Таким образом, горячие трещины образуются как в процессе кристаллизации шва – кристаллизационные трещины (КТ), так и по-

сле завершения кристаллизации в твердом металле при температуре на 50...100°C ниже температуры солидуса сплава – подсолидусные трещины. Те и другие вызываются действием двух факторов: наличием жидких прослоек между зернами в процессе кристаллизации и деформациями укорачивания при усадке.

Подсолидусные трещины зарождаются на границах зерен и затем распространяются по телу зерна, т.е. в целом носят внутри кристаллический характер. Подсолидусным трещинам подвержены преимущественно однофазные сплавы, например, аустенитные швы.

Кристаллизационные трещины в швах образуются по границам кристаллитов и в области зональной ликвации имеют поэтому специфическую ориентацию. Трещины носят межкристаллитный характер, и их поверхность в изломе покрыта темным налетом (пленкой окислов).

Стойкость против образования КТ при сварке углеродистых и низколегированных сталей может быть оценена из выражения¹² (табл. 5.2, 5.3):

$$HCS = \frac{C \left(S + P + \frac{Si}{25} + 0,01Ni \right) 10^3}{3Mn + Cr + Mo + V},$$

где HCS (high temperature cracking sensitivity) – параметр, оценивающий склонность сварных швов к кристаллизационным горячим трещинам. C, S, P, Si – концентрации соответствующих элементов.

Трещины не образуются в сталях с $\sigma_B < 700$ мПа при $HCS < 4$ и в высококачественных сталях с $\sigma_B > 700$ мПа при $HCS < 1,6$.

Европейский стандарт EN 1011-2 : 2001 «Рекомендации по сварке металлических материалов. Дуговая сварка ферритных сталей (углеродистых и низколегированных) сталей» рекомендует оценивать опасность образования горячих трещин в сварных швах по соотношению:

$$UCS = 230 C + 190 S + 75 P + 45 Nb - 12,3 Si - 5,4 Mn - 1,$$

где UCS (units of crack susceptibility) – параметр, оценивающий склонность к горячим трещинам; C, S и др. – химические элементы, %.

Значения $UCS < 10$ соответствуют высокой сопротивляемости образованию горячим трещинам, $UCS > 30$ низкой сопротивляемости горячим трещинам.

¹² Сварка и свариваемые материалы. Справочник в 3-х томах. Том 1 / под редакцией Э.Л. Макарова. М: Металлургия, 1991.

Стойкость против образования КТ при сварке хромоникелевых аустенитных сталей может быть оценена по степени аустеничности из выражения¹³ (табл.4.2., 4.3):

$$\frac{Cr_s}{Ni_s} = \frac{Cr + 1,37Mo + 1,5Si + 2Nb + 3Ti}{Ni + 0,31Mn + 22C + 14,2N + Cu}$$

Таблица 5.2

Показатели сопротивляемости углеродистых и низколегированных сталей образованию горячих трещин

Сталь	<i>HCS</i>	<i>UCS</i>	C_s , %
Ст2сп	8,75	39,61	0,31
Ст3сп	10,27	54,9	0,38
8	5,43	28,76	0,26
10	6,19	33,36	0,28
15	8,01	44,86	0,33
20	10,01	56,36	0,38
15Г	5,00	42,02	0,32
15Х	5,098	41,34	0,31
20Х	5,94	52,304	0,36
20Г	6,39	53,52	0,37
15ГС	4,41	28,455	0,35
16ГС	4,89	35,54	0,35
17ГС	4,53	40,285	0,36
15ХФ	4,93	41,34	0,31
18ХГТ	4,39	50,68	0,36
20ХГВ	5,2	53,52	0,37
20ХМ	4,62	18,97	0,38
20ХН	6,54	38,24	0,38
10ХСНД	6,36	57,44	0,38
15ХСНД	7,49	52,84	0,398

При величине отношения $\frac{Cr_s}{Ni_s}$ меньше 1,5 сталь склонна к трещинообразованию.

¹³ Ефименко Л.А., Прыгаев А.К., Елагина О.Ю. Металловедение и термическая обработка сварных соединений: учебное пособие. М.: Логос, 2007.

Таблица 5.3

**Оценка сопротивляемости высоколегированных сталей,
образованию горячих трещин**

Марка стали	Cr_3 , %	Ni_3 , %	Cr_3 / Ni_3
14X17H2	16,85	5,6	3,67
08X17H5B3	19,6	8,45	2,4
08X17H6T	15,9	9,5	1,81
20X13H4Г9	15,2	12,45	1,59
12X21H5T	22,2	10,4	2,43
08X21H6M2T	29,2	8,8	3,35
08X18Г8H2T	22,7	9,7	2,95
03X22H6M2	27,6	7,9	3,57
37X12H8Г8MФБ	20	25,75	0,84
10X14Г14H4T	17,7	15	1,47
08X17H13M2T	23,4	18,4	1,21
12X18H9T	19,9	14,6	1,44
08X18H10T	19,9	14,4	1,42
12X18H10T	20,9	15,6	1,41
06X18H11	18,9	13,8	1,46
12X18H12T	20,9	16,6	1,32
20X2 3H18	24,2	25	1,05
20X25H20C2	29,5	26,75	1,19
10X11H20T3P	31,3	23,9	1,01
13X11H2B2MФ	17,5	4,59	3,43

Основные технологические и металлургические причины образования горячих трещин:

- большое количество вредных примесей (особенно серы и фосфора) в металле свариваемых заготовок;
- наличие в металле шва элементов, образующих химические соединения с низкой температурой затвердевания (хром, молибден, ванадий, вольфрам, титан), нарушающие связь между зернами;
- жесткое закрепление свариваемых заготовок или повышенная жесткость сварного узла, затрудняющая перемещение заготовок при остывании.

Меры борьбы с горячими трещинами

Для уменьшения вероятности образования горячих трещин следует устранить или ослабить влияние факторов, вызывающих их, таких как растягивающие напряжения и жидкие межкристаллические прослойки.

Уменьшение растягивающих напряжений может быть достигнуто выбором наиболее рациональной конструкции соединения, обеспечением более свободного укорочения металла шва и отдалением момента возникновения растягивающих напряжений – применением подогрева изделия. Скорость нарастания растягивающих напряжений тем меньше, чем сильнее подогрето изделие и чем ниже скорость охлаждения металла. Но все же возможности устранения трещин за счет ослабления растягивающих напряжений крайне ограничены.

Поэтому чаще всего применяются металлургические и технологические меры по устранению межкристаллических прослоек, к которым можно отнести:

- использование основного металла и сварочной проволоки с минимальным содержанием серы, углерода и максимальным содержанием марганца;
- введение в сварочную ванну определенных количеств алюминия и титана для связывания серы и др.

Холодные трещины

По своему месту расположения их разделяют на несколько подвидов (рис. 5.5 а,б).

- *Поперечные в околошовной зоне и металле шва, которые располагаются перпендикулярно шву и имеют относительно небольшую длину;*
- *Продольные (отколы, отрывы, внутренние в металле шва), которые пролегают вдоль основного шва и имеют, как правило, достаточно большую длину;*

Причины возникновения

В качестве распространенных причин образования холодных трещин можно выделить три основных фактора:

- *В зоне термического влияния или непосредственно в самом шве микроструктура металла должна быть сильно чувствительной*

к воздействию водорода. Такой восприимчивостью обладает мартенситная структура. Она образуется при сварке сталей повышенной прочности.

- В зоне, где имеется термическое влияние, должен образовываться диффузный водород, который может проникать в околошовную зону на шве.

- В зоне термического влияния также должно присутствовать растягивающее напряжение.

- 1) продольные околошовные трещины (отколы);
- 2) продольные трещины в зоне сплавления (отрывы);
- 3) продольные трещины металла шва;
- 4) поперечные трещины в околошовной зоне;
- 5) поперечные трещины в металле шва.

а)

б)

Рис. 5.5. Холодные трещины:
а – топография холодных трещин; б – общий вид [30]

Механизм образования холодных трещин

Холодные трещины при сварке образуются следующим образом. Непосредственно после окончания сварочного процесса металл в сварочном соединении испытывает влияние водорода. Возникает диффузия водорода в тех местах, где образуются шлаковые включения и поры. Здесь же атомарный водород превращается в молекулярный. Когда водород переходит в молекулярное состояние, он скапливается в определенных местах и именно места его скопления создают высокое давление газа.

Особенность этого процесса состоит в том, что водород может перейти в молекулярное состояние только при низкой температуре. Если температура выше 200 градусов Цельсия, то этот элемент находится в металле в атомарном состоянии. Давление диффузионного водорода при переходе в молекулярное состояние проявляется в области перегрева зоны термического влияния в основном тогда, когда в ней образуется мартенсит или твердая фаза распада типа нижнего бейнита. Итак, чувствительность стали к образованию холодных трещин тесно связана с ее прокаливаемостью или охрупчиванием вследствие структурного превращения. Зоны границ первичных зерен перед самым развитием трещин, вызываемых водородом, могут быть повреждены и в результате процессов, имеющих другие механизмы и протекающих при высоких температурах. Таким процессом может быть растворение части сульфидов или карбидов и последующее выпадение из твердого раствора сульфонитридов или других фаз, которые снижают когезионную¹⁴ прочность границ зерен. Это может быть и сегрегация поверхностно-активных элементов, повышающих энергию границ зерен и возможное динамическое воздействие при росте мартенситных игл в направлении к границам зерен. В результате комплексного воздействия границы швов всегда проявляют первые признаки появления трещин.

Меры предотвращения холодных трещин

- *Электроды и флюсы должны быть прокалены/просушены.*
- *Остывание изделия должно происходить медленно и равномерно.*

¹⁴ **Когезивная прочность** (по терминологии Зигфрида) – прочность, определяемая сцеплением (cohesion) между кристаллическими зернами; характеризует сопротивление меж-зеренному разрушению в условиях нагружения при высоких температурах.

- После окончания работ, в целях снятия напряжения в элементах проводят смягчающий отжиг.

- Предварительный (перед сваркой) подогрев до определенной температуры T позволяет снизить скорость охлаждения, а следовательно, повысить стойкость сварного соединения против образования холодных трещин.

Определение температуры предварительного подогрева

Для оценки склонности металла к появлению холодных трещин можно использовать эквивалент углерода C_{Σ} (см. формулу 5.1):

$$C_{\Sigma} = C + Mn / 6 + (Cr + Mo + V) / 5 + (Ni + Cu) / 15, \% \quad (5.1)$$

При $C_{\Sigma} > 0,45\%$ стали склонны к образованию холодных трещин и в этом случае необходимо предусмотреть предварительный подогрев изделия.

Температуру предварительного подогрева заготовок можно определить по формуле

$$T = 350 \sqrt{C_{\Sigma} - 0,25},$$

где C_{Σ} – суммарный эквивалент углерода, учитывающий толщину металла b мм.

$$C_{\Sigma} = C_{\Sigma} + C_b.$$

C_b зависит от свариваемой толщины и определяется по формуле:

$$C_b = 0,005 \times b \times C_{\Sigma},$$

откуда

$$C_{\Sigma} = C_{\Sigma} (1 + 0,005b).$$

Методы выявления холодных трещин

Холодные трещины при сварке можно выявить такими методами как:

- Ультразвуковая дефектоскопия;
- Внешний зрительный осмотр;
- Контроль на магнитном принципе;
- Дефектоскопия радиационная;
- Дефектоскопия капиллярная;
- Метод контроля на проницаемость.

5.5. Свариваемость титановых сплавов

Обязательным условием получения качественного сварного соединения является надежная защита от газов атмосферы. Насыщение металла шва кислородом, азотом и водородом происходит при температурах более 350°C . Это резко снижает пластичность и длительную прочность сварных конструкций. Сварку необходимо производить в среде защитных газов (аргона или гелия) высокой частоты, под специальными флюсами или в вакууме. Защитные средства должны обеспечивать защиту зоны сварки, ограниченной изотермой более 350°C . Необходимо также тщательно защищать и обратную сторону шва даже в том случае, если слои металла не расплавились, а только нагревались выше этой температуры. Чувствительность к сварочному термическому циклу выражается в протекании полиморфного превращения $\alpha \rightarrow \beta$, в резком росте размеров зерна β -фазы и перегреве на стадии нагрева, в образовании хрупких фаз при охлаждении и старении, неоднородности сварных соединений, зависящих от химического и фазового состава сплава. Перегрев шва и околошовной зоны связан с низкой теплопроводностью титана. Устранить указанные трудности удастся применением оптимальных режимов сварки, которые выражаются в снижении погонной энергии для α - и псевдо- α -сплавов и в увеличении погонной энергии для $\alpha + \beta$ -сплавов. Положительные результаты дает применение концентрированных источников энергии (лазерный и электронный лучи).

Титан и его сплавы не склонны к образованию кристаллизационных (горячих) трещин в металле шва. Наиболее распространенными дефектами являются поры и холодные трещины.

Поры и холодные трещины при сварке титана

Поры в сварных соединениях чаще всего располагаются в виде цепочки по зоне сплавления. Они снижают статическую и динамическую прочность соединений. Образование пор может быть связано с попаданием водорода в шов вместе с адсорбированной влагой на присадочной проволоке, флюсе, кромках свариваемых изделий или из атмосферы при нарушении защиты. Для получения беспористых швов необходимо обеспечить требуемую чистоту основного металла и сварочных материалов, сварку выполнять на оптимальных режимах с соблюдением всех требований технологических процессов.

Холодные трещины в титане возникают в результате повышенного содержания водорода в сварном соединении в сочетании с растягивающими напряжениями первого рода (остаточными, сварочными и от внешней нагрузки). Трещины такого типа могут возникнуть сразу же после сварки, а также после вылеживания сварных изделий до нескольких лет (процесс замедленного разрушения). Радикальными мерами борьбы с холодными трещинами являются:

- а) снижение газов в основном и присадочном металле:

$$H_2 < 0,008\%; O_2 < 0,1...0,12\%; N_2 < 0,04\%;$$

- б) соблюдение технологии сварки для предотвращения попадания паров воды и вредных газов в зону сварки;
- в) снятие остаточных сварочных напряжений;
- г) предотвращение возможности наводороживания сварных соединений при эксплуатации.

5.6. Свариваемость алюминиевых и магниевых сплавов

При дуговой сварке алюминиевых сплавов в среде инертных газов встречаются различные дефекты: газовая пористость (48%), оксидные пленки (32%), вольфрамовые включения (12%), трещины, несплавления и смещение кромок и др.

Кристаллизационные (горячие) трещины, окисные плены, непровар, несплавление, обнаруженные в сварном соединении, подлежат обязательному устранению. Что касается пор, вольфрамовых включений, раковин и других дефектов, то они допускаются без исправления конструкции в определенном количестве и объеме.

Сопротивляемость горячим трещинам

При сварке сплавов *Al-Mg*, *Al-Cu*, *Al-Zn* и *Al-Si* установлена повышенная склонность к трещинообразованию на сплавах с максимальным эффективным интервалом кристаллизации. Металлургические способы уменьшения склонности к трещинам заключаются во введении в основной металл и сварочную проволоку отдельных химических элементов, которые, изменяя эффективный интервал кристаллизации и пластичность металла в твердо-жидком состоянии, оказывают влияние не только на величину горячеломкости металла при сварке, но и позволяют за счет смещения неравновесного солиду-

са по отношению к равновесному перенести трещину из опасной зоны (зоны сплавления) в наплавленный металл.

Во избежание образования кристаллизационных трещин следует обратить внимание на жесткость стыкуемых деталей. При сварке деталей с резким перепадом толщины необходимо предусматривать со стороны точеных деталей (фланец, шпангоут и др.) полку, длина которой должна составлять $2S$ (S – толщина стыкуемых деталей в зоне сварки), но не менее 30 мм.

При выполнении соединения в «отбортовку» на сплавах с $\sigma_{\text{в}} > 250$ МПа (АМг5, АМг6, Д20 и др.) очень часто на практике в районегиба наблюдаются микронадрывы, которые являются очагом образования трещины при сварке. Следует избегать соединения «по кромке», так как в них возможно появление несплавления и трещин в корне шва из-за наличия оксидной пленки на поверхности металла. При изготовлении изделий со швами различной протяженности рекомендуется в первую очередь выполнять швы большой протяженности и швы максимального сечения, а затем – короткие швы.

Оксидные пленки

Высокая химическая активность Al , Mg и их сплавом с кислородом приводит к образованию на поверхности металла оксидов (Al_2O_3 , MgO). Толщина пленки при комнатной температуре увеличивается во времени. Оксидные пленки относятся к группе плотных пленок (Al_2O_3 , $\gamma = 4,00$; MgO , $\gamma = 3,65$), которые предохраняют металл от дальнейшего окисления и взаимодействия его с окружающей средой. На поверхности двойных сплавов алюминия с элементами меди, марганца, кремния, железа, цинка образуется оксидная пленка, по структуре аналогичная пленке на чистом алюминии.

При содержании в сплаве Mg 1%. Образованием рыхлой оксидной пленки MgO на поверхности магналиевых и магниевых сплавов объясняется их повышенная склонность к образованию пористости при сварке. Введение малых добавок бериллия в сплавы системы $Al-Mg$ снижает окисляемость в десятки раз.

Наличие на поверхности металла тугоплавкой пленки с высоким электросопротивлением ($T_{\text{пл}} Al_2O_3 = 2050^\circ C$; $T_{\text{пл}} MgO = 2800^\circ C$) оказывает отрицательное влияние на стабильность протекания процесса сварки. Оксидная пленка не плавится и не растворяется в жидком металле сварочной ванны. К этому следует добавить, что оксидная

пленка активно адсорбирует влагу. При нагреве происходит диссоциация пара с выделением водорода – основного источника пор в сварных швах.

В связи с этим для обеспечения формирования наплавленного металла при сварке необходимо разрушить оксидную пленку. Это достигается за счет катодного распыления при горении сварочной дуги в среде аргона (переменный ток, постоянный ток на обратной полярности) или за счет высокой концентрации тепла при сварке в гелии на постоянном токе прямой полярности.

Газовая пористость

Многолетняя статистика брака сварных конструкций позволяет установить, что одним из основных дефектов (48%) при сварке алюминиевых и магниевых сплавов является газовая пористость.

Исследования взаимодействия *Al* и *Mg* с различными газами показали, что наибольшую растворимость в них имеет водород. Так, анализ газов в *Al* при температуре 1200°C показал следующее соотношение: 78% *H*, 12% *CO*, 4% *CO*₂, 6% *N*. В твердом алюминии водород практически нерастворим ($СтвH_2 = 0,036 \text{ см}^3/100 \text{ г}$). Заметная растворимость *Sж* наблюдается лишь с увеличением температуры до 660°C и выше ($СжH_2 = 0,69 \text{ см}^3/100 \text{ г}$) и находится в зависимости от времени выдержки и давления газа над расплавом. Значительно увеличивается растворимость водорода у магния в жидком *Sж* и в твердом *Ств* состояниях ($СжH_2 = 51 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ и $СтвH_2 = 19 \text{ см}^3/100 \text{ г}$). Растворимость водорода в алюминии снижается при введении *Cu*, *Si* и *Sn*, тогда как присадка *Mn*, *Ni*, *Mg*, *Fe*, *Cr*, *Zr*, *Th* и *Ti*, наоборот, ее повышает.

ГЛАВА 6

РАВНО ПРОЧНОСТЬ СВАРНЫХ ШВОВ

6.1. Равнопрочность сварного соединения

Исходным условием проектирования сварных соединений является равнопрочность шва и соединяемых деталей.

Равнопрочность сварного соединения основному металлу определяется отсутствием внутренних и внешних дефектов, а также структурой и свойствами металла зоны термического влияния.

6.2. Примеры расчета сварного соединения с учетом равнопрочности

При проектировании конструкции сварного шва должны учитываться требования его равнопрочности с основным металлом детали.

Например, **расчет стыкового** (см. рис. 6.1) соединения выполняют по размерам сечения детали в зоне термического влияния

Условие прочности:

$$\sigma_p = F / (\delta \cdot b) \leq [\sigma]_p^l,$$

где δ – толщина свариваемой детали; b – ширина свариваемой детали.

Допускаемое напряжение растяжения для расчета принимают по механическим характеристикам материала в зоне термического влияния и обозначают $[\sigma]_p^l$ в отличие от напряжений основного металла $[\sigma]_p$. Например, при ручной сварке электродами обычного качества $[\sigma]_p^l = (0,85 \dots 1) [\sigma]_p$

Стыковое соединение (см. рис. 6.1) нагруженное изгибающим моментом вычисляют:

$$\sigma_u = M_{изг} / W \leq [\sigma]_p^l;$$
$$W = \delta b^2 / 6.$$

Угловой шов (см. рис. 6.1) испытывает сложное напряженное состояние. Однако для простоты его условно рассчитывают на срез под действием средних касательных напряжений τ .

Рис. 6.1. Типы¹⁵ сварных соединений

Угловые нахлесточные швы

При действии осевой растягивающей (или сжимающей) силы считают, что срез угловых швов происходит по сечению I-I, проходящему через биссектрису прямого угла (рис. 6.2).

Опасным напряжением считают касательное напряжение и расчет ведут на срез (напряжениями изгиба пренебрегают). Для нормальных угловых швов длина биссектрисы

$$h = K \cos 45^\circ \approx 0,7K,$$

где h – высота шва в опасном сечении;

K – катет шва (принимается не менее 3 мм).

¹⁵ В зависимости от взаимного расположения свариваемых деталей различают пять типов сварных соединений (согласно ГОСТ 5264-80 «Швы сварных соединений, ручная дуговая сварка» и ГОСТ 14771-76 «Швы сварных соединений, сварка в защитных газах»).

Рис. 6.2. Срез угловых швов при действии осевой растягивающей

Проверочный расчет. Условие прочности одностороннего лобового шва на срез:

$$\tau'_{\text{ср}} = \frac{F}{0,7 K l_w} \leq [\tau']_{\text{ср}}$$

где $\tau'_{\text{ср}}$, $[\tau']_{\text{ср}}$ – расчетное и напряжения среза для шва;

l_w – длина шва;

F – нагрузка, действующая на шов.

Так же для обеспечения равнопрочности сварного соединения и основного металла сварные соединения подвергают термической обработке (закаливанию и отпуску).

ГЛАВА 7 ОСНОВНЫЕ МЕХАНИЧЕСКИЕ И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ. МЕТОДЫ ИХ ОПРЕДЕЛЕНИЯ

7.1. Основные механические и эксплуатационные свойства металлов

К механическим свойствам относятся твердость, прочность, пластичность, упругость, вязкость.

Прочность – это способность материала сопротивляться разрушающему воздействию внешних сил.

Твердость – это способность материала сопротивляться внедрению в него другого, более твердого тела под действием нагрузки.

Вязкостью называется свойство материала сопротивляться разрушению под действием динамических нагрузок.

Упругость – это свойство материалов восстанавливать свои размеры и форму после прекращения действия нагрузки.

Пластичностью называется способность материалов изменять свои размеры и форму под действием внешних сил, не разрушаясь при этом.

Хрупкость – это свойство материалов разрушаться под действием внешних сил без остаточных деформаций.

Эксплуатационные свойства характеризуют поведение материала в заданных рабочих условиях. К эксплуатационным свойствам относятся жаропрочность, жаростойкость, хладноломкость, хладостойкость, усталость, износостойкость.

Жаропрочность – это способность металла сопротивляться пластической деформации и разрушению при высоких температурах.

Жаростойкость (окалиностойкость) – это способность металлов и сплавов сопротивляться газовой коррозии при высоких температурах в течение длительного времени.

Хладноломкость – склонность металла растрескиваться и ломаться при холодной механической обработке

Хладостойкость – способность материалов, элементов, конструкций и их соединений сопротивляться хрупким разрушениям при низких температурах окружающей среды.

Износостойкость – это свойство материала оказывать сопротивление изнашиванию в определённых условиях трения, оцениваемое величиной, обратной скорости изнашивания или интенсивности изнашивания.

Усталость – разрушение металлов под действием повторных или знакопеременных нагрузок.

7.2. Методы определения механических свойств сварных соединений

Методы определения механических свойств сварных соединений регламентированы ГОСТ 6996-66¹⁶. Стандарт устанавливает методы определения механических свойств при следующих видах испытаний:

- *1-вид, при испытании металла различных участков сварного соединения и наплавленного металла на статическое (кратковременное) растяжение;*
- *2-вид, при испытании металла различных участков сварного соединения и наплавленного металла на ударный изгиб (на надрезанных образцах);*
- *3-вид, при испытании металла различных участков сварного соединения на стойкость против механического старения;*
- *4-вид, при измерении твердости металла различных участков сварного соединения и наплавленного металла;*
- *5-вид, при испытании сварного соединения на статическое растяжение;*
- *6-вид, при испытании сварного соединения на статический изгиб (загиб);*
- *7-вид, при испытании сварного соединения на ударный разрыв.*

Следует различать простейшие механические свойства металла отдельных участков сварного соединения и механические свойства сварного соединения в целом.

¹⁶ ГОСТ 6996-66 (ИСО 4136-89, ИСО 5173-81, ИСО 5177-81) Сварные соединения. Методы определения механических свойств (с Изменениями N 1, 2, 3, 4)

Определение механических свойств металла отдельных зон сварного соединения

1-й вид испытаний

Простейшие механические свойства металла отдельных зон оценивают временным сопротивлением, пределом текучести, относительным удлинением и поперечным сужением, определяемыми на круглых цилиндрических образцах при статическом растяжении.

Свойства сварных соединений оценивают в ряде случаев теми же характеристиками или критериями, что и однородный основной металл, но при этом в них вкладывают иное содержание. Например, пространственной характеристикой прочности является временное сопротивление. Можно говорить о временном сопротивлении металла шва или металла околошовной зоны, если образцы взяты достаточно малыми, чтобы содержать в себе относительно однородный по свойствам металл.

5-й вид испытаний

Временное сопротивление ($\sigma_{\text{в}}$) сварного соединения, напротив, следует определять на достаточно крупных образцах, которые бы включали в себя все типичные зоны сварного соединения и обеспечивали такое взаимодействие их между собой, которое характерно для работы сварного соединения в конструкции

4-й вид испытаний

Сравнительно экономной в определении и достаточно информативной является **твердость**¹⁷ металла (рис. 7.1). Ее распределение в сечении сварного соединения при наличии корреляционных зависимостей между твердостью и другими простейшими механическими свойствами позволяет судить об уровне прочности отдельных зон, а также о степени неоднородности механических свойств. По твердости можно приближенно судить о структурном состоянии металла.

Все методы измерения твердости имеют одинаковый принцип вдавливания в поверхность образца инородного тела (индентора) различной формы, размера с различной нагрузкой.

¹⁷ Твердость – свойство материала оказывать сопротивление упругой и пластической деформации или разрушению при внедрении в поверхностный слой материала другого, более твердого и не получающего остаточной деформации тела – индентора.

Рис. 7.1. Пример задания мест измерения твердости [49]

Различают следующие методы определения твердости:

1. Метод Бринелля (индентор – стальной шарик);
 2. Метод Роквелла (индентор – алмазный конус или стальной шарик);
 3. Метод Виккерса (индентор – алмазная пирамидка).
- Схемы этих методов приведены на рис. 7.2.

Рис. 7.2. Схема определения твердости:
а – по Бринеллю; б – по Роквеллу; в – по Виккерсу [6]

Твердость по Бринеллю

При практическом определении твердости разными методами на грузку P по настоящее время принято задавать в кгс.

Метод измерения твердости по Бринеллю регламентирован ГОСТ 9012-59.

При определении твердости этим методом стальной шарик определенного диаметра D вдавливают в тестируемый образец под действием нагрузки P , приложенной перпендикулярно к поверхности образца, в течение определенного времени (рис. 7.3). После снятия нагрузки измеряют диаметр отпечатка d . Число твердости по Бринеллю обозначается буквами HB , и его определяют путем деления нагрузки P на площадь поверхности сферического отпечатка F .

Для удобства имеются таблицы чисел твердости по Бринеллю и зависимости от диаметра шарика D , диаметра отпечатка d и нагрузки P .

Рис. 7.3. Схема измерения твердости по Бринеллю

В качестве инденторов используют полированные ($Ra < 0,04$ мкм) шарики из стали ШХ15 с номинальными диаметрами $D = 1; 2; 2,5; 5$ и 10 мм, последние считаются более предпочтительными, как обеспечивающие большую точность измерения твердости (особенно при измерении твердости чугуна или крупнозернистых сплавов).

Минимально допустимая толщина образца для корректного измерения твердости HB должна быть не менее десятикратной глубины отпечатка h .

Испытания проводят при комнатной температуре в отсутствие вибраций и ударов. Время выдержки под нагрузкой t для черных металлов составляет 7...15 с, а для цветных металлов и сплавов t изменяется от 10 до 180 с. Нагрузку на индентор выбирают с учетом соотношения $K = P / D^2$.

Измерение твердости по Бринеллю не рекомендуется применять для стали с твердостью более 450 HB , а для цветных металлов более 200 HB .

Твердость по Виккерсу

Метод измерения твердости по Виккерсу регламентируется ГОСТ 2999. Метод используют для определения твердости деталей и металлопродукции малой толщины, а также тонких поверхностных слоев, имеющих высокую твердость.

Твердость по Виккерсу измеряют путем вдавливания в образец (изделие) алмазного наконечника в форме правильной четырехгранной пирамиды под действием нагрузки P в течение времени выдержки t (рис. 7.4). После снятия нагрузки измеряют диагонали оставшегося на поверхности материала отпечатка – d_1 , d_2 и вычисляют их среднее арифметическое значение – d , мм.

Значения твердости по Виккерсу при стандартных нагрузках и зависимости от длины диагонали d (мм) даны в соответствующих таблицах.

При испытаниях применяют следующие нагрузки P , кгс: 1; 2; 2,5; 3; 5; 10; 20; 30; 50; 100. Число твердости по Виккерсу обозначают цифрами, характеризующими величину твердости со стоящим после них символом HV (например, 200 HV). Иногда после символа HV указывают нагрузку и время выдержки, например: 200 HV 10/40 – твердость по Виккерсу, полученная при нагрузке $P = 10$ кгс и времени выдержки под нагрузкой $t = 40$ с.

В ГОСТе сказано, что точного перевода чисел твердости по Виккерсу на числа твердости, полученные другими методами, или на механические свойства при растяжении, не существует и таких переводов (за исключением частных случаев) следует избегать.

Рис. 7.4. Схема измерения твердости по Виккерсу

Твердость по Роквеллу

Метод измерения твердости по Роквеллу регламентирован ГОСТ 9013. При определении твердости этим методом (рис. 7.5) тестируе-

мый образец (изделие) под действием двух последовательно прилагаемых нагрузок – предварительной P_0 (обычно $P_0 = 10$ кгс) и общей P – вдавливают индентор (алмазный конус или стальной шарик). При этом общая нагрузка равна сумме предварительной P_0 и основной P_1 нагрузок:

$$P = P_0 + P_1.$$

После выдержки под приложенной общей нагрузкой P в течение 3...5 с основную нагрузку P_1 снимают и измеряют глубину проникновения индентора в материал под действием нагрузки P_0 , затем снимают оставшуюся предварительную нагрузку P_0 .

Твердость по Роквеллу измеряют в условных единицах. За единицу твердости принята величина, соответствующая осевому перемещению индентора на 0,002 мм. Число твердости определяется по шкале индикатора (как правило, часового типа). Индикатор показывает результат вычитания разности глубин $(h - h_0)$, на которые вдавливается индентор под действием двух последовательно приложенных нагрузок, из некоторой константы. Величина h_0 – глубина внедрения индентора в испытуемый образец под действием предварительной нагрузки P_0 (см. рис. 7.5).

В зависимости от формы индентора и прилагаемой нагрузки введены три измерительные шкалы: A , B , C . Наиболее часто используемыми шкалами являются A и C .

Число твердости по Роквеллу обозначается цифрами, характеризующими величину твердости, со стоящим после них символом HRA, HRB или HRC (в зависимости от используемой шкалы измерения), например: 25,5 HRC.

Рис. 7.5. Схема измерения твердости по Роквеллу

7-й вид испытаний

Испытания на одноосное растяжение – наиболее распространенный вид испытаний для оценки механических свойств металлов и сплавов. Для испытаний на растяжение используют стандартные разрывные образцы с рабочей частью в виде цилиндра (цилиндрические, рис. 7.7), или стержня с прямоугольным сечением (плоские образцы, рис. 7.6).

Рис. 7.6. Плоский разрывной образец

Рис. 7.7. Цилиндрический разрывной образец

Помимо основной рабочей части, образцы имеют головки различной конфигурации для закрепления в захватах разрывной машины.

Непосредственно перед испытаниями измеряют рабочие размеры образца:

- Начальную длину рабочей части образца – l_0 , мм;
- Начальный диаметр рабочей части для цилиндрических образцов – d_0 , мм;
- Начальные толщину – h_0 , мм и ширину b_0 , мм для плоских образцов.

При испытании образцов на разрывной машине записывается **диаграмма растяжения** в координатах нагрузка P , кг и удлинение Δl , мм. Под воздействием приложенной к образцу нагрузки P материал начинает деформироваться. На разных этапах растяжения образца в материале возникают разные виды деформации: **упругая и пластическая**, механизм которых носит различный характер.

Относительное удлинение¹⁸ и относительное сужение¹⁹ при разрыве позволяют получить представление о пластичности металла и определить величину этого свойства.

Определение механических свойств сварного соединения в целом

6-й вид испытаний

Для оценки пластичности стыковых сварных соединений проводят **испытания на статический изгиб**. Схема испытаний представлена на рис. 7.8. При испытании определяют способность соединения принимать заданный по размеру изгиб. Эта способность характеризуется углом загиба α (рис. 7.9), при котором в растянутой зоне образца образуется первая трещина, развивающаяся в процессе испытания. Если длина трещин, возникающих в процессе испытания в растянутой зоне образца, не превышает 20% его ширины, но не более 5 мм, то они не являются браковочным признаком. Определяют также место образования трещины или разрушения (по металлу шва, металлу околошовной зоны или основному металлу).

Рис. 7.8. Схемы испытаний сварных соединений на статический изгиб [50]

¹⁸ **Относительное удлинение (δ)** – это отношение приращенной в результате растяжения длины к первоначальной длине образца, выраженное в процентах

¹⁹ **Относительное сужение (ψ)** – представляет собой отношение величины уменьшения площади поперечного сечения образца при разрыве к первоначальной площади поперечного сечения.

Рис. 7.9. Определение угла загиба при испытаниях на статический изгиб [50]

В зависимости от требований, установленных соответствующей НТД, испытания проводят до достижения нормируемого угла изгиба или угла изгиба, при котором образуется первая являющаяся браковочным признаком трещина, до параллельности или соприкосновения сторон образца.

Вместо испытаний на статический изгиб для сварных соединений труб малого диаметра назначают испытания на сплющивание, а для тавровых сварных соединений назначают испытания на излом (рис. 7.10).

Рис. 7.10. Схемы испытаний
на сплющивание стыковых сварных соединений труб (а),
и на излом образцов из таврового сварного соединения (б)

2-й вид испытаний

Динамические испытания на удар

Основным динамическим испытанием является метод испытания на удар. Метод основан на разрушении образца с надрезом (рис. 7.11, а) одним ударом маятникового копра (рис. 7.11, б).

Образец устанавливают на опорах копра и наносят удар по стороне образца, противоположной надрезу.

Работа, затраченная на разрушение образца, определяется так:

$$A = m \cdot g \cdot (H - h) = m \cdot g \cdot l \cdot (\cos \alpha_2 - \cos \alpha_1)$$

где m – масса маятника; g – ускорение силы тяжести; H , h – высота подъема маятника до удара и после разрушения образца; l – длина маятника; α_2 , α_1 – углы подъема маятника до удара и после разрушения образца.

Рис. 7.11. Схема испытаний на ударную вязкость

При испытаниях на удар определяют ударную вязкость. За величину **ударной вязкости** принимается отношение величины работы, затраченной на разрушение образца, к площади поперечного сечения образца в месте надреза.

Ударная вязкость обозначается KCU , размерность $[Дж/см^2]$.

$$KCU = A / S,$$

где A – работа, затраченная на разрушение образца,

S – площадь поперечного сечения в месте надреза,

$$A = A_{з\,тр} + A_{р\,тр},$$

где $A_{з\,тр}$ – работа на зарождение трещины,

$A_{р\,тр}$ – работа на развитие трещины.

В зависимости от вида надреза образца ударная вязкость может обозначаться:

- KCU – в случае U -образного надреза;
- KCV – в случае V -образного надреза;
- KCT – в случае надреза в виде трещины.

3-й вид испытаний

Испытание металла различных участков сварного соединения на стойкость против механического старения

Стойкость против механического старения характеризуется изменением ударной вязкости металла, подвергнутого старению по сравнению с ударной вязкостью его в исходном состоянии. О стойкости металла против механического старения судят по выраженному в процентах отношению этих величин или по абсолютному (нормативному) значению ударной вязкости после старения. Испытания проводят для металла шва и различных участков металла околошовной зоны.

Заготовки подвергают искусственному старению по методике: деформация растяжением из расчета получения $(10+0,5)\%$ остаточного удлинения в пределах расчетной длины l , ограниченной кернами или рисками. Рекомендуется на поверхности образцов через каждые 10 мм наносить риски для проверки равномерности деформации по длине расчетной части.

После удлинения заготовку подвергают равномерному нагреву в течение 1 ч при температуре 250°C (523K) с последующим охлаждением на воздухе. Из рабочей части заготовок отбирают образцы. Ось надреза должна совпадать с осью симметрии шва. Схема отбора образцов при расположении надреза в других участках сварного соединения оговаривается стандартами или другой технической документацией.

Иногда механические испытания после сварки проводят на образцах, моделирующих с определенным приближением работу сварного соединения в конструкции. К таким испытаниям относятся испытания гидростатическим выпучиванием пластин с центрально-расположенным или смещенным относительно зенита швом (рис. 7.12). В первом случае исследуется сварной шов, так как максимальная нагрузка воспринимается им, во втором – та зона металла, которая располагается в зените. В результате обеспечиваются плосконапряженное состояние при испытаниях и большая степень сходимости их данных с данными испытаний сварной конструкции. Интенсивность разрушающего на-

пряжения ар и деформации ер в зависимости от давления р определяются по формулам:

$$\sigma_p = \frac{pR}{2\delta},$$

$$\varepsilon_p = \ln \frac{\delta}{\delta_0},$$

а работоспособность сварного соединения – отношением

$$Q = \frac{\varepsilon_p \text{ сварного соединения}}{\varepsilon_p \text{ основного металла}}.$$

Рис. 7.12. Схема испытаний при двухосном нагружении гидростатическим давлением: а – центральное расположение шва; б – со смещением шва

В авиационных конструкциях необходимо часто определять прочность сварных соединений при переменных нагрузках, стойкость к хрупкому разрушению, зависящую от остаточных сварочных напряжений и состояния околошовной зоны. Сопротивляемость хрупкому разрушению оценивается по величине работы динамического разрушения специальных образцов, в которых формируют предварительно усталостные трещины или делают разного типа надрезы, представляющие собой концентраторы напряжений.

7.3. Эксплуатационные свойства сварного соединения

Помимо механических свойств, в каждом конкретном случае дополнительно оценивают количественные характеристики эксплуатационных свойств сварных соединений.

К эксплуатационным свойствам относятся **хладноломкость, жаростойкость, жаропрочность, усталость, износостойкость.**

Хладноломкость – склонность металлов и сплавов к хрупкому разрушению при низких температурах.

Для оценки хладноломкости обычно проводят испытания серии образцов при различных температурах и определяют изменение значений ударной вязкости. С понижением температуры по мере перехода материала в хрупкое состояние ударная вязкость понижается. Кривые зависимости ударной вязкости от температуры называют серийными кривыми хладноломкости. С помощью этих кривых определяют температурный порог хладноломкости, соответствующий предельному безопасному значению ударной вязкости KCU .

Оценку хладноломкости также проводят по виду излома образцов после ударных испытаний. Определяется соотношение площадей вязких и хрупких участков в изломе образцов. Обычно за порог хладноломкости принимают температуру, при которой доля волокнистой составляющей структуры равна 50%.

Таким образом, количественной характеристикой хладноломкости является порог хладноломкости – температура, соответствующая доли вязкого разрушения, равной 50%.

Порог хладноломкости обозначается T_{50} .

При температурах эксплуатации ниже порога хладноломкости металл применять не следует.

Жаропрочность – способность материала сопротивляться воздействию внешних нагрузок при высоких температурах.

Основными критериями для оценки жаропрочных свойств являются: высокотемпературная прочность, предел длительной прочности и предел ползучести.

Учитывая, что при высоких температурах прочностные характеристики металлов и сплавов значительно снижаются, дополнительно для жаропрочных материалов вводятся следующие количественные характеристики:

- *Высокотемпературная (горячая) прочность* – максимальное напряжение, которое выдерживает образец при рабочей температуре. Обозначается σ'_g . Измеряется в МПа.

- *Предел длительной прочности* – напряжение, которое приводит к разрушению образца при рабочей температуре за время, соответствующее условиям эксплуатации. Обозначается σ'_t . Измеряется в МПа.

7.4. Механические свойства сварных соединений при повышенных температурах и методы их испытаний

Многие детали современных машин (авиационные и реактивные двигатели, ракеты, турбины, котлы и т. д.) работают в условиях высоких температур. Повышение температуры сильно влияет на все механические свойства, понижает модуль упругости (за счет уменьшения межатомных сил), пределы текучести и прочности. При постоянной длительно действующей нагрузке, применяемой при высоких температурах, наблюдается медленное нарастание пластической деформации при напряжениях, меньших, чем те, которые могут вызвать остаточную деформацию при испытаниях обычной продолжительности.

Ползучесть

Способность металлов медленно и непрерывно пластически деформироваться под воздействием постоянной по величине нагрузки при высоких температурах называется **ползучестью**.

Сопrotивление ползучести характеризуется условным пределом ползучести, под которым понимают максимальное длительно действующее при данной температуре постоянное напряжение, вызывающее заданную скорость ползучести (например, 1% за 100 ч или 1% за 100000 ч), либо заданную суммарную деформацию в течение определенного времени (например, 10^{-2} % в час или 10^{-5} % в час).

Значительное развитие ползучести может привести к разрушению металла. Напряжение, вызывающее разрушение при высоких температурах за заданное время, называется длительной прочностью.

Металлы, используемые для работы при высоких температурах, должны обладать сопротивлением ползучести и длительной прочностью. Сопrotивление металла ползучести и разрушению в области высоких температур при длительном действии нагрузки называют жаропрочностью.

Кратковременные испытания на растяжение при нагреве применяют в тех случаях, когда деталь при высоких температурах работает непродолжительно или выбираемая рабочая температура невысока и ползучесть развивается при ней незначительно.

Кратковременные испытания проводят аналогично испытаниям на растяжение при комнатной температуре, но образец устанавливают в печь.

Механические свойства при высоких температурах зависят от скорости растяжения образца. С увеличением времени испытания до разрыва прочность и текучесть уменьшаются, а пластичность или увеличивается или может уменьшаться, что связано с развитием микротрещин.

Испытание на ползучесть проводят для определения ползучести. Для этого применяют специальные установки, в которых образец, помещенный в электрическую печь и нагретый до заданной температуры, подвергается действию постоянной нагрузки. Деформацию образца измеряют с точностью до 0,001 мм оптическим или механическим прибором. При каждой заданной температуре испытывают несколько образцов под различными нагрузками и для каждого из них строят кривые «Удлинение – Время» (кривые ползучести).

Рис. 7.13. Кривая ползучести при высоких температурах T_2 , T_3 (высокотемпературная ползучесть) и при низких T_1 (логарифмическая ползучесть): $T_1 < T_2 < T_3$ [7]

На кривых ползучести (рис. 7.13,а) можно отметить участок Oa , соответствующий упругой и пластической деформациям, вызванным мгновенным приложением нагрузки; затем следует участок ab , на котором металл деформируется с неравномерной и замедляющейся скоростью (рис. 7.13,а), и участок bc (рис. 7.13,б), характеризующий равномерную скорость ползучести. Конечная деформация в зависимости от напряжения, температуры и испытываемого материала может закончиться разрушением (участок cd , рис. 7.13,а) либо процесс ползучести постепенно замедляется и может полностью прекратиться (рис. 7.13,б).

Для стали, испытываемой, например, при 500°C , начало периода равномерной ползучести достигается за 700–1000 ч, а продолжительность его составляет тысячи часов.

Зависимость равномерной скорости ползучести от приложенного напряжения в логарифмической системе координат имеет вид прямой (рис. 7.14,а), угол наклона которой к оси абсцисс определяется температурой испытания.

Рис. 7.14. Зависимость скорости ползучести (а) и времени до разрушения (б), от величины приложенных напряжений для разных температур [15]

По заданной скорости деформации в периоде равномерной ползучести можно по диаграмме установить условный предел ползучести. По заданной скорости деформации в периоде равномерной ползучести можно по диаграмме установить условный предел ползучести.

В этом случае можно определить условный предел ползучести по общей деформации за данный отрезок времени. Эта же диаграмма позволяет установить и физический предел ползучести, т. е. максимальное напряжение, при котором скорость ползучести равна нулю.

Испытание на длительную прочность отличается от испытания на ползучесть тем, что испытываемый образец доводят до разрушения.

В процессе испытаний определяют время, необходимое для разрыва образца при заданных постоянных температуре и напряжении. В логарифмических координатах зависимость между напряжением и временем до разрыва представляет прямую линию (рис. 7.14,б), угол наклона которой к оси абсцисс зависит от температуры испытания.

Это позволяет для ряда сплавов экспериментально построенные кривые для 700–1000 ч экстраполировать на значительно большую продолжительность (10000–100000 ч).

В механических испытаниях при высоких температурах определяют также твердость, предел выносливости.

Релаксация

Релаксация – это самопроизвольное снижение напряжения в нагруженном образце, при фиксированной его деформации. Снижение напряжения с течением времени связано с тем, что упругая деформация, вызванная приложенным напряжением, переходит в пластическую.

Процесс релаксации имеет большое практическое значение для таких изделий, как болты фланцевых соединений, у которых при уменьшении напряжения устраняется упругий натяг, необходимый для обеспечения плотности соединения, пружин, рессор, поршневых колец, дисков, туго насаженных на вал, и т. д. Поэтому материал, предназначенный для такого рода изделий, подвергают специальным испытаниям на релаксацию.

При испытании образец нагружают до напряжения $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ и т. д., после чего в течение заданного времени наблюдают за снижением напряжения и определяют конечное напряжение σ_t . Разность начальных и конечных напряжений ($\sigma_1 - \sigma_t, \sigma_2 - \sigma_t$ и т. д.) позволяет судить о релаксационной стойкости материала.

7.5. Механические свойства сварных соединений при переменных нагрузках. Усталостная выносливость

Многие детали машин работают в условиях, при которых напряжения меняются по величине и по знаку (рис. 7.15).

Металл, испытывающий в работе многократные переменные и особенно знакопеременные [сжатие (- σ) и растяжение (+ σ)] нагрузки, разрушается при напряжении, значения которого не только ниже предела прочности $< \sigma_b$, но и ниже предела текучести σ_t .

Разрушение металла под действием повторных или знакопеременных напряжений называется усталостью металла, а его свойство сопротивляться разрушению от усталости – выносливостью.

В результате усталостного разрушения возникает характерный излом, состоящий из двух зон.

Рис. 7.15. Схема закрепления образца и приложение сил при испытаниях на усталость – а и диаграмма циклического изменения напряжений – б [15]

Первая зона имеет гладкую поверхность и называется зоной усталости. Образование этой зоны происходит постепенно. Первоначально в наиболее слабом участке сечения образца образуется микротрещина (трещина от усталости), которая развивается в макротрещину в результате многократно повторяющихся силовых воздействий на металл.

После того как трещина усталости займет значительную часть сечения, происходит разрушение по второй части сечения. Вторая зона у хрупких металлов имеет грубо кристаллическое, а у вязких – волокнистое строение. Эту зону называют остаточным изломом.

Трещина чаще возникает на поверхности, где сосредоточены максимальные напряжения и разрушение происходит по поверхности действия наибольших растягивающих напряжений.

Сопrotивление усталости характеризуется пределом выносливости, т. е. наибольшим напряжением, которое может выдержать металл без разрушения при изменении знака напряжения N раз (N заданное техническими условиями большое число). Например, предел выносливости стальных образцов определяют на базе 5 млн циклов. Многочисленные исследования показали, что если металл может выдержать указанное число циклов без разрушения, то он выдержит такое же напряжение и при значительно большем числе перемен нагрузок.

Предел выносливости чаще всего определяют на вращающемся образце с приложением изгибающей нагрузки, вызывающей знакопеременные напряжения (растяжение – сжатие) по симметричному циклу.

На рис. 7.15а приведена принципиальная схема испытания консолю-закрепленного образца и график циклической нагрузки.

Для определения предела выносливости испытывают не менее шести образцов. Первый образец испытывают при напряжении σ , равном для стали $0,6 \sigma_B$. При этом определяют число циклов N , вызывающее разрушение образца. Для второго и последующих образцов напряжения σ каждый раз снижают или повышают на 2 или 4 кг/мм² в зависимости от числа циклов, вызывающего разрушение первого образца.

Результаты испытаний наносят на диаграмму в координатах напряжения σ число циклов N в пропорциональном или логарифмическом масштабах (рис. 7.16). Горизонтальный участок, т. е. максимальное напряжение, не вызывающее разрушения при бесконечно большом числе перемен нагрузки, соответствует пределу выносливости.

Рис. 7.16. Кривая усталости: N – число циклов, приводящих к разрушению; σ – максимальная величина напряжения [23]

Весьма существенно, что поверхностное упрочнение деталей машин (дробеструйный наклеп, обкатка роликами, поверхностная закалка, азотирование, цементация и т. д.) повышает предел выносливости и значительно уменьшает отрицательное влияние концентраторов напряжений.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Алов А.А. Основы теории процессов сварки и пайки. М.: Машиностроение, 1964. 272 с.
2. Борд Н.Ю., Белявин К.Е., Шелест В.К. Термодинамические расчеты в практике конструирования и применения сварных соединений. М.: НАН, 2006. 171 с.
3. Геворкян В.Г. Основы сварочного дела. М.: Высшая школа, 1985. 168 с.
4. Информационный сайт SvarkaProsto. URL: <https://svarkaprosto.ru/tehnologii/goryachie-treshhiny-pri-svarke> (25.03.2021).
5. Гривняк И. Свариваемость сталей. М.: Машиностроение, 1984. 216 с.
6. Гуляев А.П. Металловедение. М.: Metallurgia, 1986. 544 с.
7. Золотаревский В.С. Механические свойства металлов. М.: МИСИС, 1998. 400 с.
8. Илларионов А.Г., Попов. А.А. Технологические и эксплуатационные свойства титановых сплавов. Екатеринбург: Изд-во Уральского университета, 2014. 137 с.
9. Ильинкова Т.А. Материалы и их поведение при сварке. Казань: КГТУ, 2017. 188 с.
10. Изучение и оценка свариваемости алюминиевых и титановых сплавов: лабораторный практикум по дисциплине «Материалы и их поведение при сварке» / сост. М.К. Смыслова. Уфа: УГАТУ, 2013.
11. Исследование процесса кристаллизации и разрушения сварных соединений: лабораторный практикум по дисциплине «Материалы и их поведение при сварке». Ч. 1. / сост. Смыслова М.К. Уфа: УГАТУ, 2013.
12. Исследование структурно-фазового состава и микротвердости стали 20Х13 после аргоно-дуговой сварки: лабораторный практикум по дисциплине «Материалы и их поведение при сварке» / сост. М.К. Смыслова. Уфа: УГАТУ, 2013.
13. Исследование макро- и микроструктуры сварных и паяных соединений металлографическим методом: лабораторный практикум по дисциплине «Материалы и их поведение при сварке» / сост. М.К. Смыслова. Уфа: УГАТУ, 2013.

-
14. Конищев К.Б., Конищев Б.П. Оценка сопротивляемости конструкционных и высоколегированных сталей образованию горячих трещин при сварке // Труды Нижегородского государственного технического университета им. Р.Е. Алексеева. 2015. № 2(109). С. 98-102.
 15. Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П. Материаловедение. М.: Машиностроение, 1990. 528 с.
 16. Лившиц Л.С., Хакимов А.Н. Металловедение сварки и термической обработки сварных соединений. М.: Машиностроение, 1989. 336 с.
 17. Лупачев В.Г. Ручная дуговая сварка. М.: Вышэйшая школа, 2010. 416 с.
 18. Лупачев В.Г. Общая технология сварочного производства. Минск: Вышэйшая школа, 2011. 416 с.
 19. Марочник сталей / А.С. Зубченко и др. М.: Машиностроение, 2003. 744 с.
 20. Металловедение и термическая обработка сварных соединений / Л.А. Ефименко, А.К. Прыгаев, О.Ю. Елагина. М.: Логос, 2007. 300 с.
 21. Моисеенко В.П. Материалы и их поведение при сварке Ростов-на-Дону: Феникс, 2009. 300 с.
 22. Овчинников В.В. Основы теории сварки и резки металлов. М.: КноРус, 2011. 248 с.
 23. Овчинников В.В. Механические испытания: металлы, сварные соединения, покрытия. М.: Форум, 2015. 272 с.
 24. Руссо В.Л. Дуговая сварка в инертных газах. М.: Судостроение, 1984. 272 с.
 25. Расчет температурных полей в процессе лазерной сварки стальных и алюминиевых листов внахлест / Гоц А.Н. и др. // Современные наукоемкие технологии. 2019. №2. С. 32-37.
 26. Сварка в самолетостроении / Г.А. Кривов и др. М.: МИИВЦ, 1998. 272 с.
 27. Сварка и резка материалов: учебное пособие / под ред. Ю.В. Казакова. М.: Академия, 2004. 400 с.
 28. Сварка и свариваемые материалы: в 3-х т. Т. I Свариваемость материалов. Справочник под ред. Э.Л. Макарова. М.: Металлургия, 1991. 528 с.
 29. Сварка в машиностроении: Справочник в 4-х т. Т. 1 / под ред. Н.А. Олшанского. М.: Машиностроение, 1978. С. 504.

-
30. Информационный сайт osvarka.com. URL: <https://osvarka.com/shvy-i-soedineniya/goryachie-i-kholodnye-treschiny-pri-svarke> (25.03.2021).
31. Структурно-фазовые превращения в сталях при сварке, термообработке, напылении. Практикум по дисциплине «Материалы и их поведение при сварке» / сост. М.К. Смыслова. Уфа: УГАТУ, 2013.
32. Теория сварочных процессов / А.В. Коновалов и др. / Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана; под ред. В.М. Неровного. М.: Изд-во МГТУ, 2007. 748 с.
33. Теплухин Г.Н., Гропянов А.В. Металловедение и термическая обработка. СПб.: СПбГТУ РП, 2011. 169 с.
34. Термообработка конструкционных сталей и сплавов в сварных соединениях: Практикум по дисциплине «Материалы и их поведение при сварке» / Уфимск. гос. авиац. техн. ун-т; сост. В.Н. Тёфанов. Уфа: УГАТУ, 2013.
35. Технология и оборудование сварки плавлением и термической резки: Учеб. для вузов / А.И. Акулов, В.П. Алехин, СИ. Ермаков и др. М.: Машиностроение, 2003. 560 с.
36. Теория сварочных процессов/ В.Н. Волченко, В.М. Ямпольский, В.А. Виноградов и др. под ред. В.В. Фролова. М.: Высшая школа, 1988. 558 с.
37. Фоминых В.П., Яковлев А.П. Электросварка. М.: Высшая школа, 1976. 288 с.
38. Фролов В.А. Технологические основы сварки и пайки в авиастроении / В.А. Фролов, В.В. Пешков, А.Б. Коломенский, В.А. Казаков. М.: Интернет Инжиниринг, 2002. 456 с.
39. Чернышов Г. Г. Материалы и оборудование для сварки плавлением и термической резки. М.: Академия, 2012. 240 с.
40. Шоршоров М.Х. Металловедение сварки стали и сплавов титана. М.: Книга, 2012. 337 с.
41. Штейнберг С.С. Металловедение. Свердловск: Издательство лит. по цветной и черной металлургии, 1961.-594с.
42. Образовательный сайт национальной ассоциации контроля и сварки России. URL: <http://www.naks.ru> (25.03.2021).
43. Официальный сайт американского общества сварщиков. URL: <https://www.aws.org> (25.03.2021).
44. Официальный сайт немецкого сварочного общества. URL: <https://www.die-verbindungs-spezialisten.de/index.php?id=dvs-home> (25.03.2021).

45. Официальный сайт института электросварки им. Е.О. Патона Национальной академии наук Украины. URL: <http://paton.kiev.ua> (25.03.2021).

46. Официальный сайт компании. URL: <https://weldering.com/stroenie-svarnyh-soedineniy> (25.03.2021).

47. Официальный сайт Энциклопедии по машиностроению XXL. URL: <https://mash-xxl.info/pics/401710/> (25.03.2021).

48. Официальный сайт компании Научно-технический сварочный центр. URL: https://weldcenter.ru/temperature_and_deformation_problems.html (25.03.2021).

49. ГОСТ 6996-66, ИСО 4136-89, ИСО 5173-81, ИСО 5177-81 Сварные соединения. Методы определения механических свойств. 01.01.67. 2006. 45 с.

50. ГОСТ 9454-78, Металлы. Метод испытания на ударный изгиб при пониженных, комнатной и повышенных температурах. Обозначение. 01.01.79. 1993. 26 с.

Научное издание

Зайцев Александр Николаевич

**МАТЕРИАЛЫ И ИХ ПОВЕДЕНИЕ
ПРИ СВАРКЕ**

ЧАСТЬ 1

**МЕТАЛЛУРГИЯ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ
СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ
(ОБЩИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ И ОСОБЕННОСТИ)**

Сетевое научное издание

© А.Н. Зайцев, 2021

© ИД «Академия Естествознания»

© АНО «Академия Естествознания»