

**МИНИСТЕРСТВО ВЫСШЕГО И СРЕДНЕГО СПЕЦИАЛЬНОГО
ОБРАЗОВАНИЯ РЕСПУБЛИКИ УЗБЕКИСТАН**

**ТАШКЕНТСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ
УНИВЕРСИТЕТ
ИМЕНИ АБУ РАЙХАНА БЕРУНИ**

Дуняшин Н.С., Абралов М.А.

**КОНСПЕКТ ЛЕКЦИЙ
по дисциплине «Сварка давлением (Специальные главы)»
для подготовки магистров по специальности
5А 5522700-«Машины и технология сварочного производства»**

ТАШКЕНТ 2002

УДК 621.791.1

Конспект лекций по дисциплине «Сварка давлением. (Специальные главы)» для подготовки магистров по специальности 5А 5522700- «Машины и технология сварочного производства»/ ТашГТУ; Абралов М.А., Дуняшин Н.С. Ташкент, 2002. 71 с.

Курс «Сварка давлением. (Спец. главы)» по учебному плану читается в 1 семестре магистратуры.

В этом конспекте изложены основные вопросы теории сварки давлением в объеме, необходимом для изучения студентами высшего специального заведения по специальности магистратуры «Машины и технология сварочного производства»

Кафедра «Машины и технология сварочного производства»

Печатается по решению научно-методического совета Ташкентского государственного технического университета

Рецензенты: главный сварщик ГАО ТАПОиЧ Сорокин Г.В.,
начальник отдела подготовки кадров ГАО ТАПОиЧ
Хикматуллаев Ф.Н.

© Ташкентский государственный технический университет,
2002

Введение.

В контакте двух металлических поверхностей действие межатомных сил притяжения начинается на расстоянии $(4\div 5)10^{-10}$ м. При обработке с наивысшей точностью создаются микрошероховатости $(0,3\div 1)10^{-6}$ м. Следовательно, соприкосновение под малым давлением, без заметных пластических деформаций, дает возможность атомного взаимодействия лишь в отдельных микровыступах. В зазорах устанавливаются только адгезионные связи между металлом и газовыми или жидкостными молекулами адсорбционных наслоений.

Для осуществления развитого схватывания, а в дальнейшем и сваривания необходимо либо действие высокого давления, при котором металл в некотором объеме вокруг плоскости контакта должен быть доведен до пластических деформаций, либо такого нагрева, который приводит к увеличению активности и подвижности частиц кристаллической решетки при одновременном действии и некоторого давления.

Оба процесса – и пластического деформирования, и нагрева – создают такую общую концентрацию энергии в зоне свариваемого контакта, которая обеспечивает перестройку поверхностных слоев контактируемых твердых тел, а также более медленные вторичные процессы взаимной диффузии, рекристаллизации и другие процессы, которые протекают уже самопроизвольно и требуют значительно меньше энергии, чем работа деформирования для образования площадок непосредственного контакта твердых тел.

При сварке давлением может происходить целый ряд сложных физических процессов: диффузия, рекристаллизация, ползучесть, образование и перемещение дислокаций, вакансий и междоузельных атомов.

Современная технология сварки давлением базируется на достижениях физики и химии твердого тела, использует законы протекания высокотемпературных твердофазных процессов при контактировании соединяемых материалов.

Область применения сварки давлением чрезвычайно широка – это авиация и космонавтика, машино- и ракетостроение, транспорт и связь, электроника и электротехника, медицина и приборостроение.

Лекция №1. Структура твердых тел.

- 1.1. Строение атома и электронная структура твердых тел.
- 1.2. Свойства элементов и электронная структура.
- 1.3. Межатомное взаимодействие.

1.1. Строение атома и электронная структура твердых тел.

Твердому телу соответствует определенное агрегатное состояние вещества, характеризующееся стабильностью формы и характером теплового движения атомов, которые совершают малые колебания вокруг положений равновесия.

Структурными единицами твердых тел служат атомы, молекулы или ионы, электронное строение которых во многом определяют их свойства и место, занимаемое в периодической таблице Д. И. Менделеева. Зная электронное строение атомов, можно прогнозировать свойства тела и объяснять явления, происходящие в его структуре, что является ключом к пониманию процессов, происходящих при сварке давлением металлических и неметаллических, кристаллических и аморфных материалов.

Согласно модели, впервые предложенной Резерфордом, атом можно представить в виде положительно заряженного ядра, окруженного облаком отрицательно заряженных электронов. Хотя в ядре сосредоточена почти вся масса атома, его диаметр очень мал по сравнению с размерами всего атома. У атома с номером Z положительный заряд ядра, выраженный в единицах заряда электрона, равен $+Ze$. Этот заряд несут Z протонов, каждый из которых имеет массу в 1836 раз больше массы электрона и заряд $+e$. Ядра также содержат протоны, частицы, не несущие заряда и имеющие массу примерно равную массе протона.

Основой современной теории строения атома явилось квантово-механическое описание атома Шрёдингером (вероятностная модель атома). Скорость электрона столь велика, что невозможно оперировать точными координатами электронов в каждый данный момент. Уравнение Шрёдингера описывает изменение во времени состояния квантового объекта, характеризуемого волновой функцией. Электронные волны могут распространяться в любых плоскостях, поэтому их амплитуда является функцией трех координат $\psi(x, y, z)$, которую принято называть волновой функцией. Волновое уравнение Шрёдингера для движения частиц:

$$-\frac{\hbar^2}{2m} \left(\frac{\partial^2 \psi}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 \psi}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 \psi}{\partial z^2} \right) + U\psi = E\psi,$$

где \hbar – постоянная Планка; U – потенциал электрона; E – полная энергия электрона; m – масса электрона.

Особенности уравнения Шрёдингера:

1. Уравнение имеет решение только при некоторых определенных значениях энергии электрона.

2. Решение уравнения показывает вероятности нахождения электрона в той или иной точке пространства вокруг ядра атома и никак не связывает эту вероятность с траекторией движения электрона. ψ^2 является мерой вероятности нахождения электрона в некотором объеме на расстоянии r от ядра. Функция $4\pi r^2 \psi^2$ определяет вероятность нахождения электрона в некотором шаровом слое на расстоянии r от ядра. Электрон представляется в виде электронного облака с плотностью в каждой точке пропорциональной ψ^2 .

Фигуру, образованную движущимся электроном, принято называть орбиталью. Под орбиталью понимают пространство, занимаемое электронным облаком (около 90%). Орбиталь может быть получена в результате решения волнового уравнения Шрёдингера в виде волновой функции ψ . Характеристикой орбитали является вид ее симметрии. Орбитали с шаровой симметрией называют s-орбиталями, а орбитали в виде гантелей с осевой симметрией – p-орбиталями. Более сложный вид имеют d- и f-орбитали.

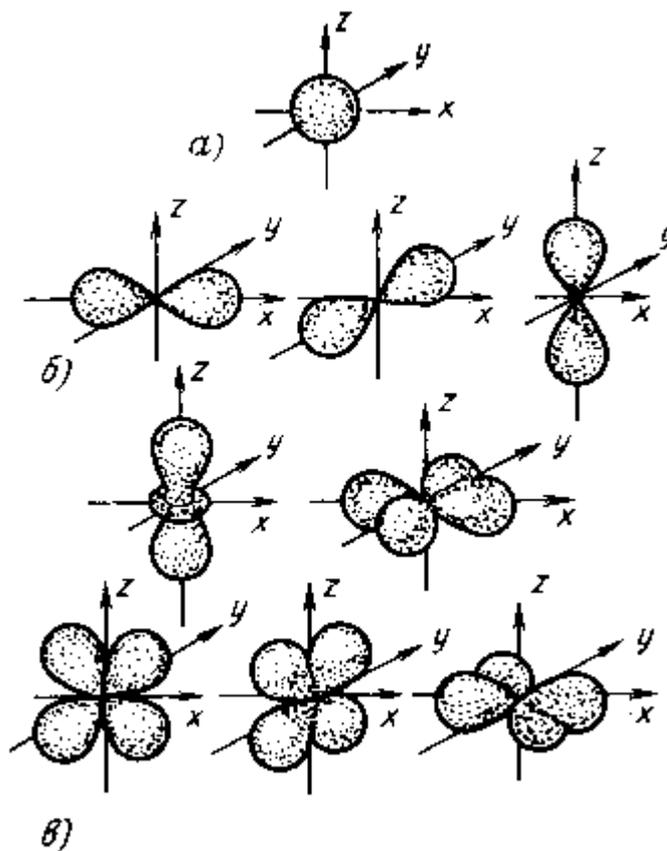


Рис. 1.1. Форма электронных орбиталей для различных состояний электронов в атомах:

а – s-орбиталь; б – p-орбиталь; в – f-орбиталь.

Согласно принципу Паули в системе взаимодействующих электронов не может быть более двух электронов (при этом с противоположными спинами), находящихся в одинаковом энергетическом состоянии.

Каждому состоянию электрона в свободном атоме соответствует определенный (для невозбужденного атома минимально возможный) уровень энергии.

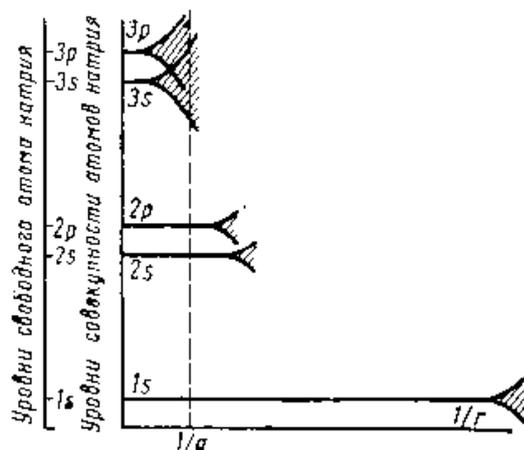


Рис. 1.2. Схема энергетических уровней электронов в натрии.

При сжатии совокупности атомов до межатомного расстояния порядка 10^{-9} - 10^{-10} м их внешние электроны вступят во взаимодействие и в силу принципа Паули резкие энергетические уровни свободного атома начнут размываться в полосы тем более широкие, чем меньше расстояние r (на рис. 1.2. показано изменение ширины полос в функции величины $1/r$; штриховая прямая соответствует $r=a$, где a – период решетки в кристалле натрия). При образовании твердого тела ($r=a$) не затрагиваются электроны, находящиеся на внутренних оболочках атома, и поэтому расширяются только энергетические уровни у электронов внешних оболочек атома (валентных электронов).

Все химические элементы можно разделить на три основные группы:

1. s-элементы, атомы которых имеют только валентные s-электроны, а более глубоко лежащие электронные оболочки полностью заняты или свободны. К ним относятся щелочные (литий Li, натрий Na, калий K, рубидий Rb, цезий Cs, франций Fr) и щелочноземельные (бериллий Be, магний Mg, кальций Ca, стронций Sr, барий Ba, радий Ra) элементы и металлы подгруппы меди (медь Cu, серебро Ag, золото Au) и цинка (цинк Zn, кадмий Cd, ртуть Hg).

2. ds- и fds-элементы с достраивающимися внутренними d- и f-оболочками. Им присущи стабильные конфигурации d^0, d^5 и d^{10} (d-элементы, Fe, Mn, Nb, Ti, W, Mo и др.) или f^0, f^7 и f^{14} (для f-элементов).

3. sp-элементы с валентными sp-электронами. Эта группа характеризуется образованием гибридных конфигураций sp-, стремящихся к превращению в более стабильные sp^3 - или совершенно стабильные s^2p^6 -конфигурации.

1.2. Свойства элементов и электронная структура.

Химические свойства элементов и их соединений определяются электронным строением. Периодичность электронного строения проявляется в том, что через определенное число элементов снова повторяются p- и d-элементы с одинаковой конфигурацией верхних электронных подуровней. Периодичность электронных структур определяет периодическое изменение

ряда химических и физических свойств элементов, в частности атомных радиусов, потенциалов ионизации, сродства к электрону.

Каждый период в системе элементов Д. И. Менделеева, кроме первого, начинается типичным металлом. При переходе от элемента к элементу в периоде слева направо происходит постепенное ослабление металлических свойств и нарастание неметаллических. Четвертый и пятый периоды имеют по 18 элементов. Эти периоды в отличие от второго и третьего содержат вставные декады элементов, называемых переходными и образующих побочные подгруппы. Характерной особенностью их строения является неполное заселение электронами d-орбиталей.

Химические свойства элементов определяются электронным строением атомов, а электронное строение является функцией заряда ядра.

В теории сварки давлением часто приходится пользоваться понятием радиусов атома и иона. Эти величины являются условными, их вычисляют по межатомным расстояниям, которые зависят не только от природы атомов, но и от характера химической связи и агрегатного состояния вещества.

При рассмотрении простых веществ, какими являются чистые металлы, используют понятие атомного радиуса $r_{ат}$, при изучении неорганических соединений (оксидов, боридов, карбидов, нитридов и т.д.) – ионного радиуса $r_{ион}$.

Атомные радиусы химических элементов изменяются периодически в зависимости от порядкового номера элемента, уменьшаясь в периоде в пределах заполнения электронами s-, p-, d-, f-подуровней от щелочного металла до галогена, так как в них при одинаковом числе электронных слоев возрастает заряд ядра, а следовательно и сила притяжения электронов. Обычно атомные радиусы увеличиваются по группам периодической системы сверху вниз.

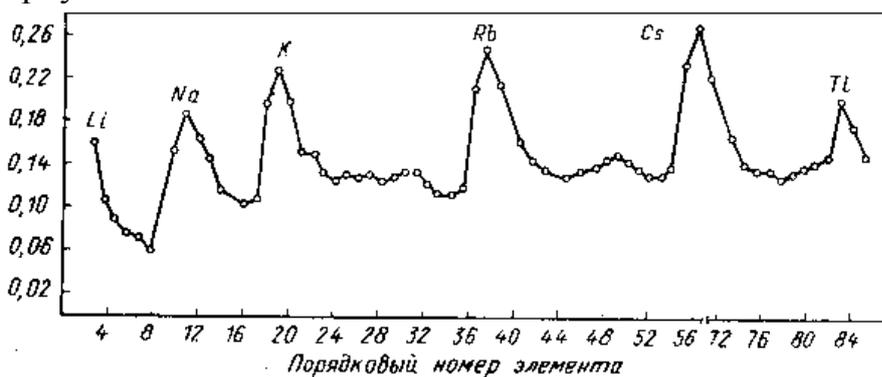


Рис. 1.3. Зависимость радиуса атома от порядкового номера элемента.

Радиусы ионов и нейтральных атомов существенно отличаются: радиус катиона меньше атомного радиуса, тем значительнее, чем больше заряд иона ($r_{Mn} = 0,13нм$, $r_{Mn}^{2+} = 0,08нм$, $r_{Mn}^{4+} = 0,06нм$). Это объясняется тем, что превращение атомов в катионы вызывает стягивание электронных оболочек.

Данное обстоятельство следует учитывать при рассмотрении возможных путей миграции нейтральных атомов и ионов в кристаллической решетке при сварке давлением. При этом подвижность катиона больше подвижности нейтрального атома, а подвижность нейтрального атома выше

подвижности аниона, поскольку радиус катиона значительно меньше радиуса аниона ($r_{Cl^{5+}} = 0,34 \text{ нм}$, $r_{Cl^-} = 1,81 \text{ нм}$). Поэтому транспортирование реагентов через границу раздела при сварке давлением будет осуществляться более подвижными элементами, имеющими меньшие размеры.

1.3. Межатомное взаимодействие.

Межатомное взаимодействие может наблюдаться как между отдельными свободными атомами, так и между атомами, входящими в состав одной или разных молекул, кристаллов.

Межатомное взаимодействие может быть:

- 1) ковалентным;
- 2) ионным;
- 3) металлическим;
- 4) типа водородной связи;
- 5) ван-дер-ваальсовым.

Взаимодействие первых трех типов является причиной образования химических связей в молекулах, атомных и ионных кристаллах, металлах и сплавах. Связи этих типов часто реализуются при сварке давлением. Так, при сварке давлением металлов с неметаллами могут возникать связи на основе ионного и ковалентного взаимодействия, а при сварке металлов и сплавов на их основе – за счет металлической связи.

1. Ковалентное межатомное взаимодействие возникает в результате обобществления валентных электронов парой соседних атомов. Обобществление ведет к формированию общей для связывающих атомов электронной пары. В зависимости от числа возникающих таким образом электронных пар различают простые (одна электронная пара) и кратные связи. При образовании ковалентной связи из одинаковых атомов распределение электронной плотности в орбиталях, связывающих электронные пары, строго симметрично относительно обоих атомных центров (неполярные связи). Если ковалентные связи образованы атомами с различной электроотрицательностью, то электронное облако смещено в сторону более электроотрицательного атома (полярные связи). Разновидностью ковалентной связи является донорно-акцепторная связь, которая образуется при наличии группировок, в которых число связей, образуемых центральными атомами, превышает их формальную высшую валентность. Возникновение донорно-акцепторной связи обусловлено передачей электронной пары с целиком заполненной орбитали донора на вакантную орбиталь акцептора и образованием общей связывающей молекулярной орбитали. Примером такого взаимодействия могут служить соединения переходных металлов через слои низших оксидов с оксидами стекла или керамики. Так, оксиды марганца (MnO , Mn_2O_3 , MnO_2) по отношению к кремнезему SiO_2 и оксиду алюминия Al_2O_3 будут являться донорами электронов. Это подтверждает возможность разработки технологии одного из способов сварки давлением диффузионной сварки

различных металлов с керамическими материалами на основе нитридных, карбидных, фторидных и других соединений.

2. Ионная связь – это тип химической связи, энергия которой определяется почти исключительно кулоновскими силами притяжения противоположно заряженных ионов. Ионная связь обусловлена переносом электронов с одного атома на другой и электростатическим взаимодействием образовавшихся в результате этого переноса ионов. Оно характерно для соединения металлов с наиболее типичными металлоидами, например, NaCl, Al₂O₃.

3. Металлическая связь характерна для чистых металлов и их сплавов и обусловлена наличием электронов проводимости, свободно движущихся в решетке металла. Эти электроны электростатически взаимодействуют с положительно заряженными атомами металлов, скрепляя их друг с другом. Металлическая связь в отличие от ковалентной и ионной является нелокализованной и ненаправленной.

4. Водородные связи могут образоваться внутри молекул и между молекулами в основном в газообразном состоянии. При сварке давлением этот вид связи не реализуется.

5. Ван-дер-ваальсовое взаимодействие обуславливает межмолекулярные связи. Такое взаимодействие называют слабым химическим взаимодействием. Оно рассматривается как промежуточная, незавершенная стадия более сильного химического взаимодействия. Соединения, в которых значительные площади контакта имеют незавершенную фазу межатомного взаимодействия, считают ненадежными, имеющие низкие прочностные свойства. Ван-дер-ваальсовы силы играют важную роль при образовании структур инертных и двуатомных газов в твердом состоянии, являясь единственными силами, удерживающими атомы и молекулы в кристалле.

Энергия ковалентного, ионного и металлического межатомного взаимодействия соответствует $\sim 10^2$ кДж/моль, в то время как энергия ван-дер-ваальсового взаимодействия составляет 0,1-1 кДж/моль.

Контрольные вопросы:

1. Каково современное представление о строении атома?
2. Каковы основные особенности уравнения Шредингера?
3. На какие группы можно разделить химические элементы?
4. Чем определяются химические свойства элементов?
5. Как отличаются радиусы ионов и нейтральных атомов?
6. Какие виды межатомного взаимодействия вы знаете?

Лекция №2. Кристаллическое состояние материалов.

2.1. Кристаллическое состояние материалов.

2.2. Твердые растворы.

2.1. Кристаллическое состояние материалов.

Твердое тело – агрегатное состояние вещества, характеризующееся стабильностью формы и характером теплового движения атомов, которые совершают малые колебания вокруг положения равновесия. Различают кристаллические и аморфные твердые тела. Кристаллы характеризуются строгой пространственной периодичностью расположения атомов.

Кристаллические материалы могут быть построены из нейтральных атомов, молекул, ионов и металлов.

1. В узлах атомных кристаллических решеток находятся нейтральные атомы, соединенные друг с другом ковалентными связями. К веществам, имеющим атомную кристаллическую решетку, относятся алмаз, кремний, соединения некоторых элементов с углеродом или кремнием (карбиды и силициды). Весь кристалл можно рассматривать как одну гигантскую молекулу. Поскольку ковалентные связи весьма прочны, вещества, имеющие атомные решетки, всегда являются тугоплавкими и малолетучими; они практически нерастворимы.

2. В узлах молекулярных кристаллических решеток находятся молекулы. Молекулярные решетки образуют твердые водород, хлор, двуокись углерода и другие вещества при охлаждении до низких температур. Так как межмолекулярные силы значительно слабее сил химической связи, то кристаллы с молекулярной решеткой легкоплавки, характеризуются значительной летучестью.

3. Ионные кристаллические решетки, в узлах которых попеременно находятся положительные и отрицательные ионы, характерны для соединений элементов, сильно отличающихся электроотрицательностью. В кристаллах с ионной решеткой нельзя выделить отдельные молекулы. Связи между ионами прочны, поэтому ионным соединениям свойственны высокая температура плавления, малая летучесть, большая твердость, но меньше, чем для веществ с атомной решеткой. Типичными представителями этого класса веществ являются фториды щелочных металлов, а также твердые электролиты.

Твердые электролиты – вещества, в которых один из структурных компонентов (катион или анион) не привязан к строго определенным узлам решетки и может передвигаться по кристаллу (например, ионы Li^+ в Li_2SO_4 при 845К, Ag^+ в AgJ при 419К, Na^+ в β -глиноземе при комнатной температуре).

β -глинозем объединяет семейство структур общей формулой $M_2O \cdot nX_2O$, где М – однозарядные катионы, например, Na^+ , K^+ , Cu^+ , Ag^+ , Ga^+ ;

X – трехзарядные катионы Al^{3+} , Ga^{3+} или Fe^{3+} ; n может принимать значение от 5 до 11.

4. В узлах металлических кристаллических решеток находятся положительные ионы металлов, а валентные электроны могут передвигаться между ними в различных направлениях. Такое строение решетки обуславливает высокую электрическую проводимость, теплопроводность и пластичность металлов. При механическом деформировании не происходит разрыва связей и разрушения кристалла, поскольку составляющие его ионы как бы плавают в облаке электронного газа.

Математически доказано, что можно получить 14 различных вариантов расположения в пространстве точек, каждая из которых будет иметь одинаковое окружение. Многие металлы имеют сравнительно простые кристаллические решетки, такие как гексагональная плотноупакованная (ГПУ) – Mg, Ti_{α} , Cd, Re, Os, Zn, Co_{β} , Be, Ca_{β} и др., гранцентрированная кубическая (ГЦК) – Ca_{α} , Pb, Ni, Ag, Au, Pd, Pt, Fe_{γ} , Cu, Co_{α} , объемно центрированная кубическая (ОЦК) – K, Na, Li, Ti_{β} , Zr_{β} , W, V, Fe_{α} , Cr, Nb, Ba.

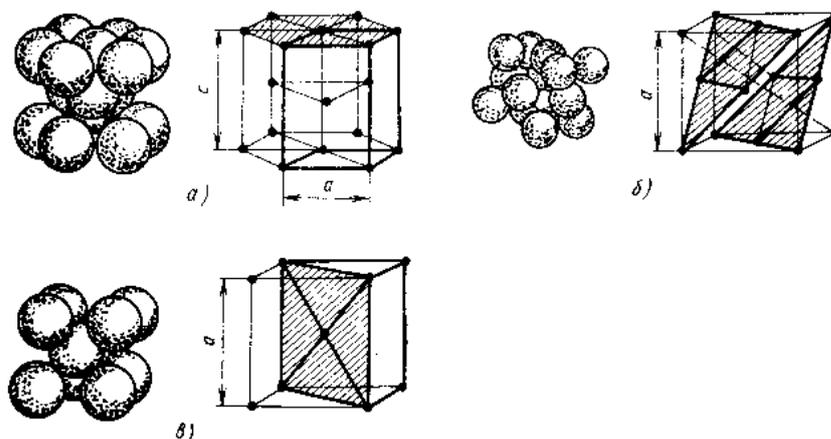


Рис. 2.1. Кристаллические решетки металлов:
а – ГПУ; б – ОЦК; в – ГЦК.

Для различных типов решеток важны такие характеристики, как координационное число, атомный радиус и плотность упаковки. Координационное число показывает число ближайших соседей атома и равно для ГПУ и ГЦК 12, ОЦК 8, решетки типа алмаза 4, простой кубической 6. Атомный радиус определяется, как половина расстояния между ближайшими соседями в кристалле и равен для ГЦК $(\sqrt{2}/4)a$, ОЦК $(\sqrt{3}/4)a$, где a – ребро куба. Относительная плотность упаковки равна отношению объема, занятого сферическими атомами, к объему всей структуры, и составляет для ГЦК 74%, ОЦК 68,1%, алмазной 34%.

Свариваемость элементов, имеющих сходное кристаллическое строение, будет ухудшаться по мере увеличения разницы параметров их кристаллических решеток. Поэтому при сварке давлением двух разнородных металлов, помимо прочего, существенное значение имеют их кристаллическое строение и размер атомов.

Таблица 2.1. Характеристика кристаллического строения некоторых металлов

Элемент	Тип решетки	Период решетки а, 10^{-9} м
Mg	ГПУ	3,203 (5,2002)
Al	ГЦК	4,0414
Ti	ГПУ(до 882°) ОЦК(выше 882°С)	2,9504 (4,6838) 3,3065
Fe	ОЦК (до 910°С) ГЦК(910-1392°С)	2,8606 3,6394
Ni	ГЦК	3,5165
Cu	ГЦК	3,6074
Nb	ОЦК	3,294
Ag	ГЦК	3,6074
W	ОЦК	3,1586
Pb	ГЦК	4,9401

Из таблицы 2.1. видно, что никель, медь и серебро, а также железо при температуре выше полиморфного превращения должны хорошо свариваться друг с другом сваркой давлением, что и подтверждается практикой. Различие в параметрах решетки более 10% уже приводит к заметному ухудшению свариваемости. Так, при том же типе кристаллической решетки алюминий по параметрам отличается больше, чем на 12% от меди, никеля и серебра и поэтому соединить алюминий с указанными металлами значительно труднее.

2.2. Твердые растворы.

При соединении разнородных элементов, образующих при смешивании в определенном соотношении общую кристаллическую решетку, образуются твердые растворы.

Твердые растворы можно классифицировать:

1) по способности образовывать соединение при любом соотношении компонентов:

- непрерывный, если они образуются при любом соотношении соединяемых компонентов;

- граничный, если твердые растворы способны образовываться лишь в определенном диапазоне соотношения соединяемых компонентов;

2) по месту расположения атомов растворенного компонента в решетке растворителя:

- замещения, если атомы растворенного компонента располагаются в узлах решетки растворителя;

- внедрения, если атомы растворенного компонента располагаются в междоузлиях решетки растворителя. Твердые растворы внедрения

получаются, если отношения атомных диаметров растворенного элемента и растворителя $\leq 0,59$. Как правило, растворы внедрения образуются на базе переходных металлов (Fe, Co, Mn, Ti, Mo, W, Zr, V и др.) в которых растворяются металлоиды (C, H, O, N) с малым атомным диаметром.

Непрерывными могут быть только твердые растворы замещения, граничными – растворы замещения и внедрения.

Непрерывные твердые растворы образуются из двух близких компонентов одной группы (Ag-Au, Mo-W, Au-Cu, Nb-Ta), из двух близких компонентов одного периода (Ag-Pd, Cu-Ni, Ni-Fe, Fe-Cr, Co-Ni), а также из компонентов, находящихся в близких группах и периодах (Au-Ni, Au-Pd, Co-Pd, Fe-Pd).

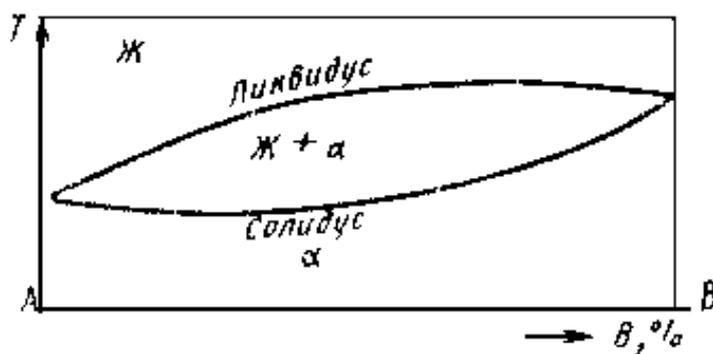


Рис. 2.2. Диаграмма состояния сплавов металла А с металлом В с неограниченной растворимостью.

Металлы, дающие сплавы с неограниченной растворимостью, должны хорошо свариваться сваркой давлением.

Влияние таких факторов, как химическое сродство и различие размеров атомов на образование непрерывных и граничных растворов сформулировал Юм-Розери:

1. Если различие размеров атомов компонентов, образующих сплав, превышает 15%, то растворимость в твердом состоянии должна быть ограничена.

2. Промежуточные фазы, которые называют интерметаллическими соединениями, сужают область ограниченных твердых растворов. Вероятность образования таких соединений определяется химическим сродством компонентов.

3. Взаимная растворимость двух элементов в твердом состоянии связана с их валентностью, причем растворимость в элементе с меньшей валентностью всегда больше, чем в элементе с большей валентностью.

Большая группа металлов при взаимодействии может в зоне сварки образовывать механические смеси – эвтектики при кристаллизации из жидкого состояния или эвтектоиды при вторичной кристаллизации.

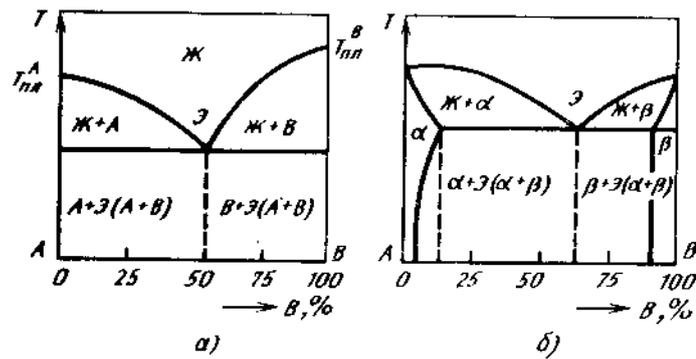


Рис. 2.3. Диаграммы состояния сплавов металлов А и В, дающих в твердом состоянии эвтектические смеси Э, не образующие твердые растворы (а) и образующие ограниченные твердые растворы (б) (α и β – твердые растворы А(В) и В(А)).

Если элементы А и В при кристаллизации образуют химическое соединение A_nB_m (интерметаллид), отличающееся от свойств близлежащих кристаллов компонентов А и В, то такая неоднородность свойств может оказаться вредной для работоспособности сварного соединения.

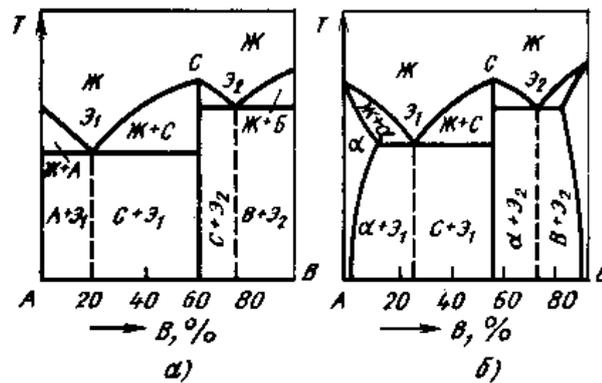


Рис. 2.4. Диаграммы состояния сплавов металлов А и В, образующих в твердом состоянии химическое соединение A_nB_m-C и эвтектические смеси Э1, Э2, не образующие твердые растворы (а) и образующие ограниченные твердые растворы (б) (α и β – твердые растворы А(В) и В(А)).

Сварка давлением металлов, не образующих твердые растворы, связана с определенными трудностями, поскольку отсутствие взаимной растворимости свариваемых металлов исключает протекание диффузионных процессов на границе раздела. Возможность получения сварного соединения в этом случае целиком зависит от получения надлежащего контакта свариваемых поверхностей или применения прокладок из металлов, образующих твердые растворы с соединяемыми материалами.

Контрольные вопросы:

1. Что такое твердое тело?
2. Какие виды кристаллических решеток существуют?
3. Какие виды металлических кристаллических решеток существуют?
4. Как можно классифицировать твердые растворы?
5. Что называется твердым раствором внедрения?

Лекция №3. Аморфное состояние материалов.

Аморфные вещества не имеют упорядоченного строения, в связи с этим они отличаются от кристаллических изотропностью, т.е. одинаковыми значениями свойств при изменении в любом направлении внутри вещества. Аморфная структура, так же как и структура жидкости, характеризуется ближним порядком, поэтому переход аморфного вещества из твердого состояния в жидкое не сопровождается скачкообразным изменением свойств. Это - второй признак, отличающий аморфное состояние твердого вещества от кристаллического состояния. Так, в отличие от кристаллического вещества, имеющего температуру плавления $T_{пл}$, при которой происходит скачкообразное изменение свойств, например, объема V , аморфное вещество характеризуется интервалом размягчения T_g-T_f и плавным изменением свойств. T_g – температура стеклования, ниже которой аморфное вещество приобретает свойство твердого тела. T_f – температура текучести, выше которой аморфное вещество приобретает свойства жидкости. В интервале T_g-T_f аморфное вещество находится в высокоэластическом состоянии. Этот интервал в зависимости от природы вещества может составлять десятки и сотни градусов.

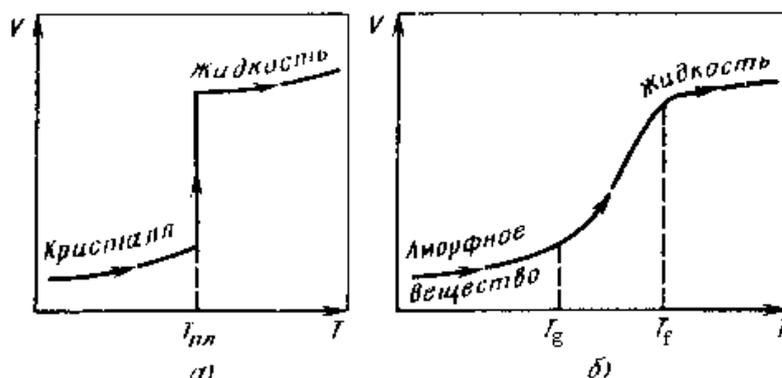


Рис. 3.1. Изменение свойств при нагреве кристаллических (а) и аморфных (б) веществ.

Часто аморфное и кристаллическое состояние – это состояние одного и того же вещества. На практике кристаллизация аморфных веществ наблюдается очень редко, поскольку структурные изменения заторможены большой вязкостью твердых тел.

Типичными аморфными телами являются силикатные стекла, металлические стекла, керамические материалы, керметы, ситаллы.

1. Стеклом называют все аморфные тела, получаемые путем переохладения расплава независимо от их химического состава и температурной области затвердевания, и обладающие в результате постепенного увеличения вязкости механическими свойствами твердых тел, причем процесс перехода из жидкого состояния в стеклообразное должен быть обратимым.

Основная гипотеза строения стекла это гипотеза непрерывной бесконечной сетки, рассматривающая стекло как сплошную аморфную трехмерную сетку, лишенную симметрии и периодичности.

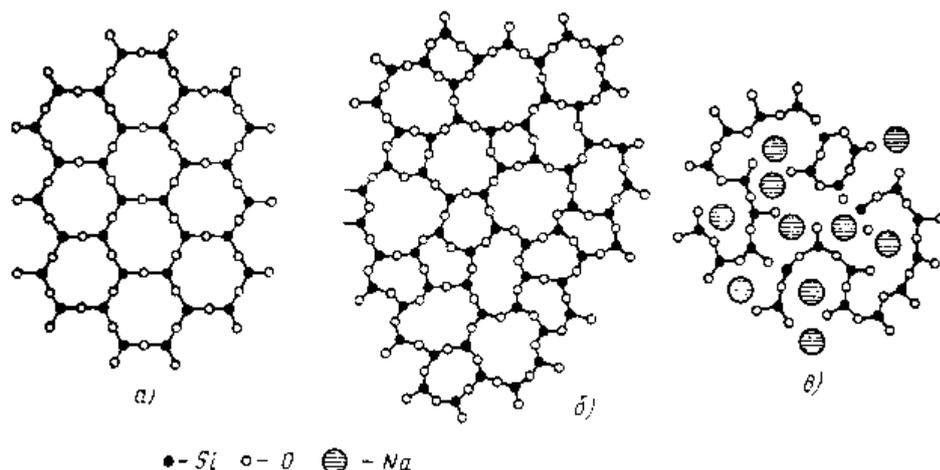


Рис. 3.2. Схемы структурных решеток:

а - кристаллического кремнезема; б – кварцевого стекла; в – натрий-силикатного стекла.

Согласно этой гипотезе строение кварцевого стекла (SiO_2) можно представить следующим образом: как в кристаллическом, так и в аморфном кремнеземе каждый атом кислорода связан с двумя атомами кремния и образует кислородный мостик между двумя тетраэдрами. В кристалле тетраэдры ориентированы относительно друг друга закономерно, что обеспечивает образование кристаллической решетки (рис. 3.2., а). В стекле же закономерная ориентация тетраэдров нарушена в результате непостоянства углов между связями Si-O-Si, поэтому структура кварцевого стекла представляет собой непрерывную беспорядочную пространственную сетку (рис. 3.2., б). При введении в состав стекла оксидов щелочных металлов происходит разрушение некоторой части мостиков, что сопровождается дроблением пространственной сетки. Катионы металла заполняют промежутки (дыры) сетки (рис. 3.2., в), распределяясь преимущественно вблизи немостиковых ионов кислорода, компенсируя ненасыщенные валентности последних. Чем больше вводится оксида щелочного металла, тем больше дробится пространственная сетка стекла.

По типу неорганических соединений различают следующие классы стекол: элементарные (на основе элементов S, P, C, As, Se), галогенидные (на основе Br, F₂), халькогенидные (на основе системы As-X, Ge-As-X, где X – элементы S, Se, Te), оксидные, сульфатные, нитратные, карбонатные и др.

Наиболее обширный класс представляют оксидные стекла. Легко образуют стекла оксиды SiO_2 , GeO_2 , B_2O_3 , P_2O_5 , As_2O_3 . Большая группа оксидов (TeO_2 , TiO_2 , SeO_2 , MoO_3 , WO_3 , V_2O_3 , Al_2O_3 , Ga_2O_3 , V_2O_3) образует стекла при сплавлении с другими оксидами или смесями оксидов.

2. Металлические стекла или аморфные состояния металлов можно получить путем высокоскоростного охлаждения расплавов (скорость охлаждения 10^6 - 10^8 К/сек). Быстрый теплоотвод достигается, если, по крайней мере, один из размеров образца толщина или диаметр, достаточно мал (фольга, лента, проволока). Металлические стекла состоят из ~80% переходных металлов (Cr, Mn, Fe, Co, Ni и др.) или благородных металлов (Au, Ag) и ~20% поливалентных неметаллов (B, C, N, Si, P, Ge и др.),

играющих роль стеклообразных элементов. Примером металлических стекол являются бинарные сплавы ($\text{Au}_{81}\text{Si}_{19}$, $\text{Pd}_{81}\text{Si}_{19}$ и $\text{Fe}_{80}\text{B}_{20}$) и псевдобинарные сплавы, состоящие из трех и более компонентов). Металлические стекла – это метастабильные системы, которые кристаллизуются при нагревании до температуры, приблизительно 0,5 температуры плавления.

Металлические стекла по сравнению с кристаллическими металлами более устойчивы в химически агрессивных средах и коррозионностойки, имеют более высокую механическую прочность, являясь пластичными материалами, легко намагничиваются и размагничиваются. Металлические стекла могут применяться в элементах памяти в тех случаях, когда необходима быстрая регистрация и перезапись информации.

3. Керамические материалы представляют собой неорганический материал, получаемый спеканием массы заданного состава из минералов, оксидов, карбидов, нитридов и других компонентов. Любая керамика – многофазный материал, состоящий из кристаллической, аморфной и газовой фазы. Кристаллическая фаза – основа керамики, определяющая основные свойства. Она находится в окружении небольшого количества стеклофазы, на долю которой в основном приходится от 0,5 до 20%. Стекловидная фаза способствует спеканию керамики и повышает ее механические свойства. Кроме того, керамические материалы обладают значительной пористостью (0,3-15%). Керамические материалы получают спеканием порошков минералов и синтетических неорганических веществ. Техническую керамику изготавливают на основе оксидов (алюмосиликатная (основная фаза $2\text{SiO}_2 \cdot 3\text{Al}_2\text{O}_3$), муллитокорундовая ($\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2 + 3\text{Al}_2\text{O}_3$), клиноэкстантитовая (MgSiO_3), форстеритовая ($2\text{MgO} \cdot \text{SiO}_2$)), тугоплавких карбидов элементов IV и VI групп периодической системы, нитридов Si, B, Al и других элементов, силицидов, боридов переходных металлов, галогенидов щелочных и щелочноземельных металлов и прочих соединений.

4. Керметы – гетерогенные композиции металлов или сплавов с одной или более керамическими фазами. Эти композиции сочетают огнеупорность и твердость керамики с пластичностью, электрической проводимостью и другими свойствами металлов. Металлическая составляющая – Fe, Ni, Co, Cr, W, Ta, Mo, Al, Mg и другие металлы, керамическая – тугоплавкие оксиды Al_2O_3 , BeO, MgO и т.д., карбиды TiC, WC, TaC, бориды, нитриды и другие соединения. Компоненты керметов подбирают таким образом, чтобы они химически не взаимодействовали друг с другом, имели близкие коэффициенты линейного термического расширения и температуры спекания. Прочное сцепление фаз обеспечивается добавлением небольшого количества (до 5%) веществ, которые образуют со всеми веществами композиции химического соединения. Их применяют для изготовления деталей ракетных и реактивных двигателей, металлорежущего инструмента, ядерных, топливных, эмиссионных катодов и т.п.

5. Ситаллы представляют собой поликристаллические материалы, получаемые путем направленной кристаллизации стекол специального

состава. Ситаллы сохраняют механическую прочность до гораздо более высоких температур, чем стекло, которое размягчается, как правило, при температуре 773К. Термостойкость ситаллов может достигать 1000К, электроизоляционные свойства превосходят свойства стекол того же химического состава. Технология производства ситаллов включает три основные операции:

- варка стекла, содержащего специальные добавки – катализаторы, в качестве которых используют различные оксиды и соли металлов;
- формирование изделия обычным способом;
- термообработка изделий, приводящая к кристаллизации стекла.

Контрольные вопросы:

1. Что называется аморфным веществом?
2. Чем отличаются аморфные вещества от кристаллических?
3. Как можно получить металлические стекла?
4. Какие классы стекол различают по типу неорганических соединений?
5. Какие этапы включает технология производства ситаллов?

Лекция №4. Структура металлической поверхности.

4.1. Строение металлической поверхности.

Идеально чистая (ювенильная) металлическая поверхность, свободная от оксидных пленок и адсорбированных слоев жидкостных и газовых молекул, может быть получена только в глубоком вакууме. Над металлической поверхностью в данном случае существует облако непрерывно движущихся свободных электронов, покидающих металл и снова возвращаются в него.

Идеально чистую металлическую поверхность можно получить только в вакууме. Она существует короткие моменты времени в изломе металла или в первые мгновения после его механической обработки. На воздухе металлическая поверхность мгновенно покрывается оксидными пленками, а также слоями адсорбированных молекул воды, газов и жировых веществ. Толщина и последовательность наслоений может быть различной и зависит от состава внешней среды.

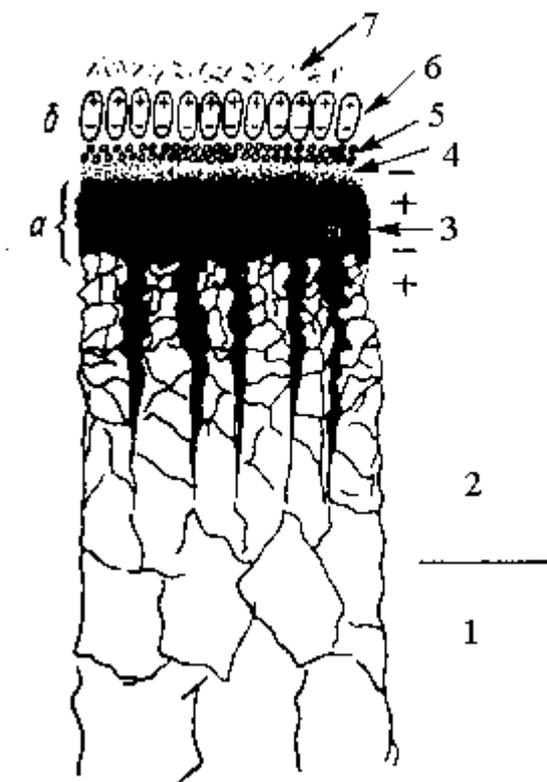


Рис. 4.1. Поверхность металла на воздухе:

1 — глубинный слой металла, не затронутый пластическими деформациями; 2 — поверхностный слой полностью разориентированных кристаллитов с прослойками окислов; 3 — оксидный слой; 4 — адсорбированный слой кислородных анионов и нейтральных молекул воздуха; 5 — слой водяных молекул; 6 — слой жировых молекул; 7 — ионизированные пылевые частицы.

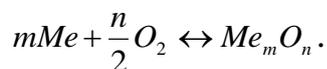
Кроме оксидных пленок, металлические поверхности всегда покрыты жировыми, газовыми молекулами и парами воды. Пленка паров воды составляет 50-100 молекул. Жировые слои имеют еще большую толщину.

После промывки замасленного металла бензином слой органических молекул составляет 1-5 мкм и только при особо тщательной обработке растворителями сохраняется жировая пленка толщиной 10-100 молекул. Органические загрязнения особенно затрудняют сварку давлением, если она осуществляется при комнатной температуре или с небольшим нагревом. Тонкий граничный слой масел, жирных кислот, парафинов, находящихся на металлической поверхности, удерживается на ней адсорбционными силами. В результате хемосорбции достигается относительно прочная связь между молекулами органического вещества и поверхностными атомами металла, а само вещество приобретает упругость твердого тела. Жировые молекулы глубоко проникают во все микротрещины металла и оказывают сильнейшее расклинивающее действие.

4.2. Окисные пленки.

При сварке давлением особое значение имеют окисные пленки, так как ржавчину и другие загрязнения предварительно удаляют. Образование окисных пленок начинается с процесса адсорбции. Беспорядочно движущиеся молекулы или атомы газа ударяются о поверхности металла и под действием сил Ван дер Ваальса как бы приклеиваются к ней – начинается физическая адсорбция газа. В результате чего на поверхности металла образуется плотный слой газовых молекул, расстояние между которыми соответствует их расстоянию в жидкости. При наличии в газовой фазе нескольких газов адсорбция идет избирательно – скорее адсорбируется газ с большей температурой кипения. На воздухе это кислород, кипящий при 90°К (для азота $T_{\text{кип}}=77^\circ\text{K}$).

Физическая адсорбция характерна для взаимодействия с металлами инертных газов. Молекула кислорода, попадая на металл, как правило, расщепляется на атомы, химически взаимодействующие с металлом и образующие очень прочные направленные связи. Такой процесс называется хемосорбцией, он связан с диссоциацией молекул O_2 и требует некоторой энергии активации. При благоприятных термодинамических условиях хемосорбция сопровождается образованием окисной пленки по реакции:



Из-за большого сродства металлов к кислороду растворимость O_2 в металлах невелика.

Тонкие окисные пленки образуются на металлах с большой скоростью даже при низкой температуре. В этих условиях скорость их роста для большинства металлов (Mg, Ti, Zr, Fe, Cu, Ni, Zn, Al и другие) подчиняется логарифмическому закону: увеличение толщины пленки пропорционально логарифму времени. Рост пленки при комнатной температуре сравнительно быстро приостанавливается (у алюминия примерно через месяц при толщине 45 Å). Нарастивание окисной пленки всегда идет со стороны границы раздела окисел-газ путем перемещения к ней катионов металла. Скорость этого процесса при низких температурах нельзя объяснить концентрационной

диффузией ионов металла через пленку, идущей в этих условиях очень медленно.

Один из механизмов образования тонких окисных пленок (предложенный Кабрера и Моттом) предполагает, что через тонкую хемосорбированную пленку толщиной ξ (рис. 4.2.,а) электроны из металла могут переходить к кислороду, адсорбированному на внешней поверхности пленки. Такой переход, связанный с преодолением потенциального барьера Φ^x на границе металл – окисел, возможен при малой толщине пленки за счет туннельного эффекта (квантово-механического процесса, при котором имеется вероятность преодоления узкого потенциального барьера электронами с низкой энергией). В результате этого на поверхности раздела окисел – газ образуются анионы кислорода и в пленке создается электрическое поле. При ее толщине в несколько десятков ангстрем и разности потенциалов $\Delta U = 1\text{В}$ напряженность поля очень велика. В таком поле создаются условия для интенсивного движения катионов металла через пленку и, как следствие, быстрого наращивания ее толщины даже при температуре, при которой обычная диффузия почти не происходит.

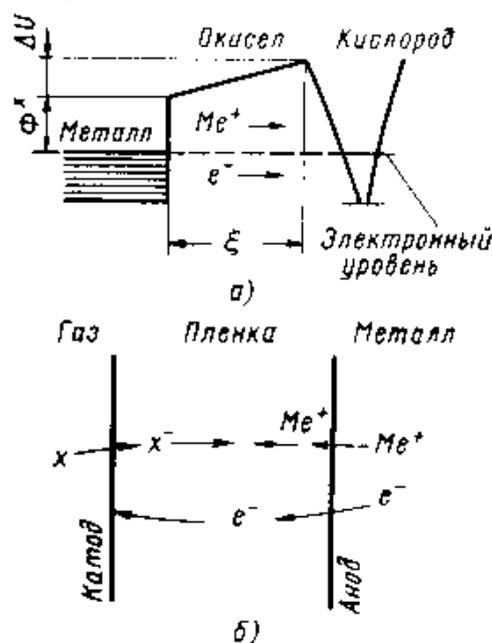


Рис. 4.2. Схема процессов окисления металлов:

а – при образовании тонкой пленки (энергетические уровни в металле, его окисле и кислороде после обмена электронами); б – электрохимическая модель процесса при образовании толстой пленки окалины.

Толстые окисные пленки (окалина) образуются при высокой температуре. Увеличение их толщины обычно соответствует параболической временной зависимости. Механизм окалинообразования (по теории Вагнера) описывается процессами концентрационной диффузии через пленку. При этом наряду с движением электронов от металла к границе окисел – газ (рис 4.2.,б) идет диффузия в том же направлении катионов металла, а иногда и диффузия в обратном направлении ионов кислорода, образующихся на

поверхности раздела окисел – газ в результате взаимодействия атомов кислорода с электронами, поступающими из окисла.

Рост толстых пленок связан с термически активируемыми процессами диффузии: повышение температуры обычно приводит к резкому ускорению окисления. Например, скорость окисления меди при температуре 1000°C на четыре порядка выше, чем при температуре 600°C. Однако известны случаи, когда скорость окисления с ростом температуры снижается (для кадмия при 390-520°C, для ниобия при 600-700°C).

При образовании металлом нескольких окислов появляется многослойная окалина с расположением слоя, богатого металлом, рядом с основным металлом. Например, окисление железа на воздухе при $T > 600^\circ\text{C}$ сопровождается образованием трехфазной окалины ($\text{FeO-Fe}_2\text{O}_3\text{-Fe}_3\text{O}_4$). При этом для $T = 700 \div 950^\circ\text{C}$ весовая доля ее слоев составляет 0,66-1,0% Fe_2O_3 , 4,1-5,0% Fe_3O_4 и остальное (около 95%) – FeO . Механизм окисления железа по Хауффе схематически представлен на рис. 4.3. В FeO и Fe_3O_4 диффундируют катионы Fe ; в Fe_2O_3 – анионы O_2 .

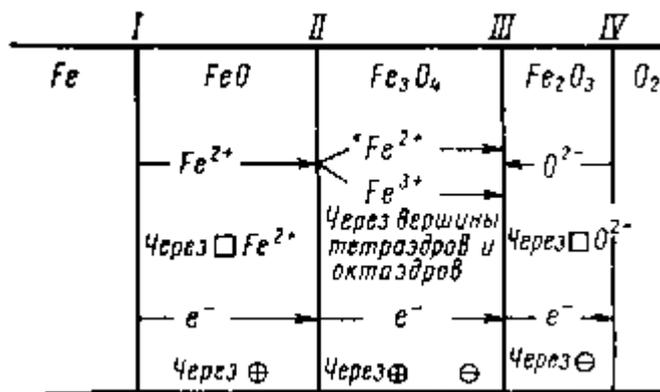


Рис. 4.3. Механизм окисления железа при $T > 600^\circ\text{C}$ (по Хауффе).

Наличие в металле примесей может ускорить или замедлить окисление, а также повлиять на состав и свойства окисной пленки. Влияние легирования на скорость окисления можно оценивать отношением

$$F = \frac{\Delta m_{\text{спл}}}{\Delta m_{\text{мет}}},$$

где $\Delta m_{\text{мет}}$ и $\Delta m_{\text{спл}}$ - привес образцов из металла и сплава, окисляемых в одинаковых условиях.

Все обычные легирующие элементы уменьшают скорость окисления железа; малые добавки большинства металлов ускоряют окисление никеля, а окисление меди большей частью замедляют.

Окисные пленки, неудаленные при предварительной очистке или появившиеся в ходе самой сварки, могут препятствовать формированию прочного соединения. Возможность разрушения и удаления окисных пленок при сварке зависит от ряда факторов: прочности связи окисла с металлом, твердости окисла (по сравнению с твердостью металла), температуры плавления окисла. На прочность связи окисла с металлом сильно влияет отношение объемов окисла и окисленного металла. При малом объемном отношении пленка легко растрескивается из-за возникающих в ней

растягивающих напряжений; при большом объемном отношении возможно отслаивание «разбухшей» пленки.

Таблица 4.1. Физические свойства некоторых окислов.

Металл (или сплав)	Тип окисла	Твердость		Температура плавления в °С		Объемное отношение
		металла	окисла	металла	окисла	
Al	Al ₂ O ₃	15	1800	660	2030	1,28
Cu	Cu ₂ O	40	130	1083	1230	1,64
Fe	FeO	-	-	1537	1424	-
	Fe ₂ O ₃	-	-	1537	1597	2,10
	Fe ₃ O ₄	120	150	1537	1457	2,14
Fe-Si	Fe ₂ SiO ₄	-	-	-	1205	-
Fe-Cr	FeCr ₂ O ₄	-	-	-	2180	-
Fe-Al	FeAl ₂ O ₄	-	-	-	1440	-
Zn	ZnO	35	200	419	-	1,55
Sn	SnO ₂	5	1650	232	400	1,32
Ag	Ag ₂ O	25	-	960,8	185	1,56

Из данных таблицы 4.1. следует, что окислы всех рассмотренных металлов (кроме Ag) устойчивы до температуры плавления металла. Температура плавления окислов выше температуры плавления соответствующего металла (исключением являются FeO, Fe₂O₃). Окислы тверже металла, однако, отношение их твердости (достигающее для олова 330) для железа снижается до 1,25. Объемное отношение для наиболее часто свариваемых металлов больше единицы, что способствует прочной связи окисла с металлом.

Контрольные вопросы:

1. Как можно получить ювенильную поверхность?
2. Какие слои включает реальная поверхность?
3. В чем состоит сущность механизма образования тонких окисных пленок, предложенного Кабрером и Моттом?
4. В чем сущность механизма окалинообразования по Вагнеру?
5. Как влияют легирующие элементы на скорость окисления железа?

Лекция №5. Геометрия идеально чистой металлической поверхности.

Состояние металлической поверхности принято определять ее волнистостью и шероховатостью. Волнистость определяет геометрию поверхности в макроскопическом, а шероховатость в микроскопическом масштабе.

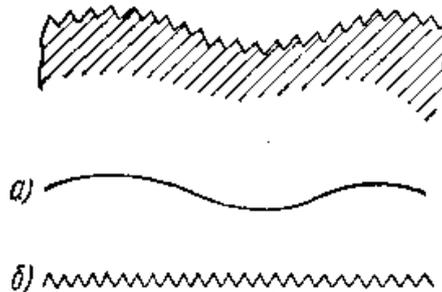


Рис 5.1. Профилограмма волнистой и шероховатой поверхностей:
а – профиль волны; б – профиль шероховатости.

Волнистость – совокупность периодически повторяющихся неровностей, у которых расстояние между смежными возвышениями или впадинами превышает базовую длину.

Волнистость характеризуется следующими параметрами:

1) Высота волнистости W_z – среднее арифметическое из 5 значений на длине участка измерения, равной не менее 5 действительным шагам волнистости:

$$W_z = \frac{1}{5} \sum_{i=1}^5 W_{zi}$$

2) Максимальная высота волнистости $W_{z\max}$ – расстояние между наивысшей и наиболее низкой точками измеренного профиля в пределах базовой длины. Числовые предельные значения волнистости выбирают из ряда чисел в микрометрах: 0,1; 0,2; 0,4; 0,8; 1,6; 3,2; 6,3; 12,5; 25; 50; 100; 200.

3) Средний шаг волнистости S_w – среднее арифметическое значение расстояния между одноименными сторонами соседних волн, измеренное по средней линии профиля:

$$S_w = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n S_{wi}$$

Шероховатость поверхности – совокупность неровностей поверхности с относительно малыми шагами на базовой длине. Шероховатость поверхности оценивается по неровностям профиля путем сечения реальной поверхности плоскостью. Шероховатость рассматривается в пределах ограниченного участка, длина которого называется базовой длиной и выбирается из следующего ряда чисел в микрометрах: 0,01; 0,03; 0,08; 0,25; 0,8; 2,5; 8; 25.

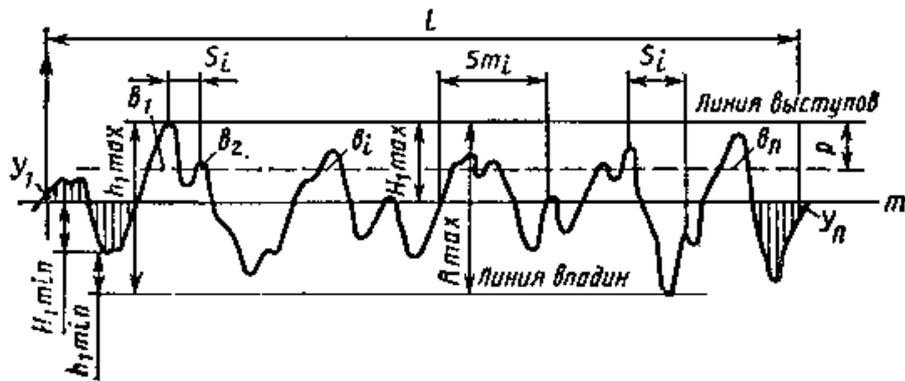


Рис. 5.2. Схема определения параметров шероховатости.

Шероховатость оценивается следующими параметрами:

- 1) Среднее арифметическое отклонение профиля R_a – среднее значение расстояния y_i от точек измеренного профиля до средней линии m :

$$R_a = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n y_i,$$

где y_i – отклонение профиля, представляющее собой расстояние между любой точкой профиля и средней линией m – условной линией, от которой ведутся отсчеты основных параметров шероховатости, и имеющую форму номинального профиля поверхности.

- 2) Высота неровностей профиля по 10-ти соседним профилям R_z – сумма средних абсолютных значений высот 5-ти наибольших выступов профиля и глубины наибольших впадин профиля в пределах базовой длины:

$$R_z = \frac{1}{5} \left(\sum_{i=1}^5 |h_{i\max}| + \sum_{i=1}^5 |h_{i\min}| \right).$$

- 3) Наибольшая высота неровностей профиля R_{\max} – расстояние между линией выступов профиля и линией впадин профиля в пределах базовой длины.

- 4) Средний шаг неровностей S_m – среднее значение шага неровностей по средней линии в пределах базовой длины, определяемое, как расстояние между одноименными сторонами соседних неровностей:

$$S_m = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n S_{mi}.$$

- 5) Средний шаг неровностей по вершинам S – среднее значение расстояний между четными вершинами профиля в пределах базовой длины:

$$S = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n S_i.$$

Волнистость и шероховатость принято моделировать в виде пирамид, конусов или сферических выступов.

Техническая поверхность всегда имеет неровности. Величина и количество неровностей на поверхности металлического тела определяется условиями его получения (первичной кристаллизации) и последующей обработки.

Известно, что при кристаллизации на поверхности образуются ступеньки высотой в один или несколько атомных слоев с плоскими

зародышами нового слоя, отдельными атомами, слабо связанными с кристаллом, и вакансиями. Таким образом, естественная поверхность кристалла всегда имеет неровности.

Как правило, давлением сваривают детали, сопрягаемые поверхности которых получены обработкой резанием или давлением (обычно горячей или холодной прокаткой), иногда сопровождаемой термической обработкой.

Даже на хорошо отполированном теле неровности достигают по высоте 200 атомных слоев, а при чистовой обработке резцом 40000 слоев.

Таблица 5.1. Степень шероховатости в зависимости от способа обработки поверхности.

Способ обработки поверхности	R_z , мкм
Обдирка наждачным кругом	40-120
Чистое точение и фрезирование	20-40
Шлифование:	
грубое	8-14
среднее	3-7
чистое	1,5-3
Полирование	0,3-1

При нагреве кристаллического тела возможно как сглаживание имеющихся на нем неровностей, так и образование новых. Движущей силой в этих процессах является поверхностное натяжение, стремящееся придать телу форму с минимум свободной энергией поверхности.

Если фактическая поверхность тела не совпадает с одной из плоскостей плотной упаковки атомов, то при достаточном нагреве на ней возможно образование ступенек в один или несколько атомных слоев. При этом поверхность увеличивается, а ее суммарная свободная энергия, наоборот, уменьшается.

Поверхность, полученная при первичной кристаллизации, а тем более после механической обработки или прокатки, как правило, имеет неровности, устранение которых ведет к уменьшению свободной энергии. Поэтому при нагреве помимо небольших искажений поверхности происходит ее сглаживание, сопровождаемое уменьшением свободной энергии системы как за счет уменьшения свободной энергии системы, так и в результате некоторого снижения удельной поверхностной энергии. Эти процессы сопровождаются массопереносом и требуют определенной энергии активации. Их скорость быстро растет с повышением температуры.

Контрольные вопросы:

1. Что такое волнистость поверхности?
2. Какими параметрами характеризуется волнистость?
3. Что такое шероховатость?
4. Какие параметры характеризуют шероховатость?

Лекция №6. Механический контакт чистых металлических поверхностей и картина пластических деформаций свариваемых деталей.

- 6.1. Механический контакт чистых металлических поверхностей.
- 6.2. Картина пластических деформаций свариваемых деталей.

6.1. Механический контакт чистых металлических поверхностей.

Чистые металлические поверхности, приведенные в соприкосновение давлением, образуют контакт. В отдельных микровыступах, благодаря локализованным в них давлениям, превышающим предел текучести, поверхностные кристаллы сближаются на расстояние порядка размеров кристаллической решетки. Особенностью состояния металлических кристаллов в физическом контакте является возможность мгновенного их схватывания и образования тем самым непрерывной кристаллической структуры. В отличие от физического контакта механический контакт представляет собой разъемное соединение с толщиной граничных слоев от долей микрометра до долей миллиметра.

Свариваемый контакт – это любой механический, разъемный, превращенный в процессе сварки в неразъемный физический.

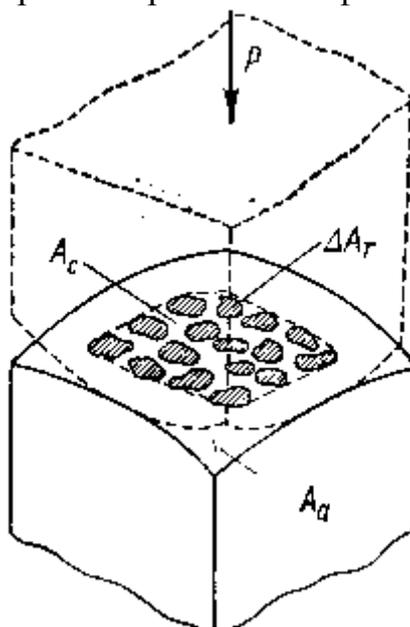


Рис.6.1. Механический контакт металлических деталей:

ΔA_r - площадь элементарного (единичного) микроконтакта, обусловленная размерами и формой элементарных микровыступов волны шероховатости.

A_r - фактическая площадь касания, определяемая суммированием всех n – элементарных микровыступов, т.е.

$$A_r = n\Delta A_r.$$

A_c – контурная площадь контакта, в границах которой размещаются все отдельные элементарные микроконтакты.

A_a – номинальная площадь, определяемая размерами соприкасающихся деталей (например, для стыкующихся стержней – это площадь их поперечного сечения).

Предельным значением контурной площади контакта A_c будет номинальная площадь A_a . Вычисление размера контурной площади контакта производится по формуле:

$$A_c = A_a(1 - e^{-z}),$$

где $z = \alpha \frac{\sigma \theta}{3\sigma_T \theta_{nl}}$ – функция, определяющая зависимость изменения

площади контакта от приложенного давления σ и температуры нагрева металла вокруг плоскости контакта θ ;

$\alpha = 4 \frac{\theta_{nl}}{\theta_{хол}}$ – коэффициент, имеющий значение: 28 – для титана; 24 – для

углеродистой стали; 16 – для латуни Л62; 13 – для дюралюминия.

θ_{nl} – температура плавления материала контактирующих поверхностей;

$\theta_{хол}$ – абсолютная комнатная температура, которую удобно принимать равной 300К;

σ_T – предел текучести материала контактирующих поверхностей.

В свою очередь, контурная площадь A_c оказывается предельной по отношению к фактической площади контакта A_r . При вычислении фактической площади контакта A_r необходимо учитывать температуру и деформационные свойства металла в микроскопических масштабах:

$$A_r = A_c(1 - e^{-x}),$$

где $x = \beta \frac{\sigma \theta}{\sigma_T \theta_{nl}}$ – функция, определяющая зависимость изменения

фактической площади контакта от действующего давления σ и температуры нагрева вокруг плоскости контакта θ ;

β – коэффициент.

В холодном состоянии по мере увеличения сдавливающей силы значительно быстрее растет количество микроконтактов, но не средние размеры площадок каждого из них.

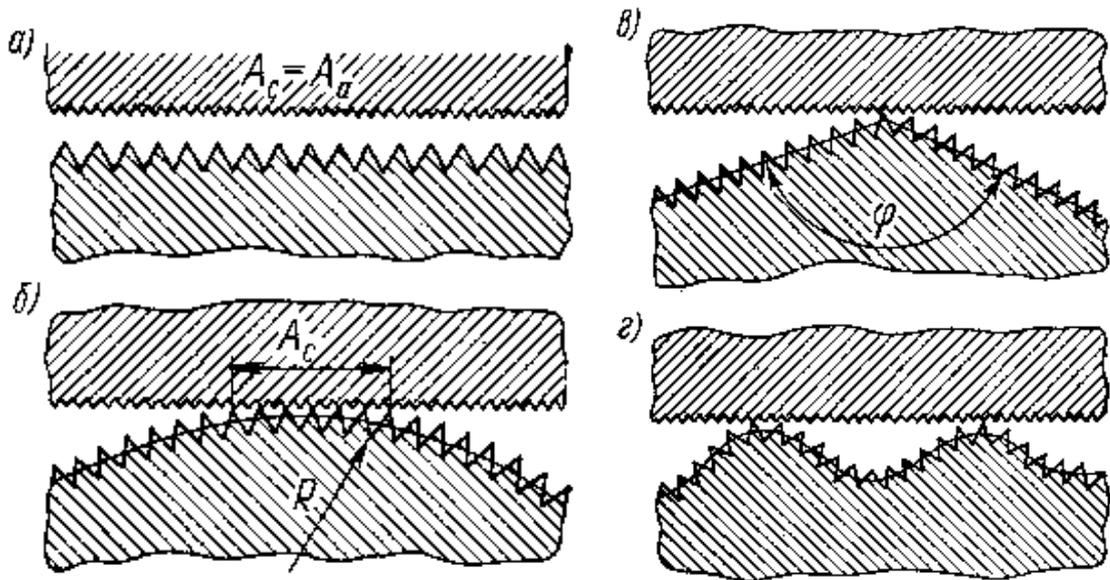


Рис. 6.2. Схемы контактирования волнистых и шероховатых металлических поверхностей.

В отдельных случаях контактирующие поверхности настолько хорошо шлифуются друг к другу, что контакт осуществляется ровными, не волнистыми, а только шероховатыми поверхностями (рис. 2.,а).

Для условий свариваемого контакта, необходимо учитывать не только силу сдвливания, но и среднюю температуру в плоскости контакта. Условимся моделировать шероховатость в виде пирамид с квадратным основанием.

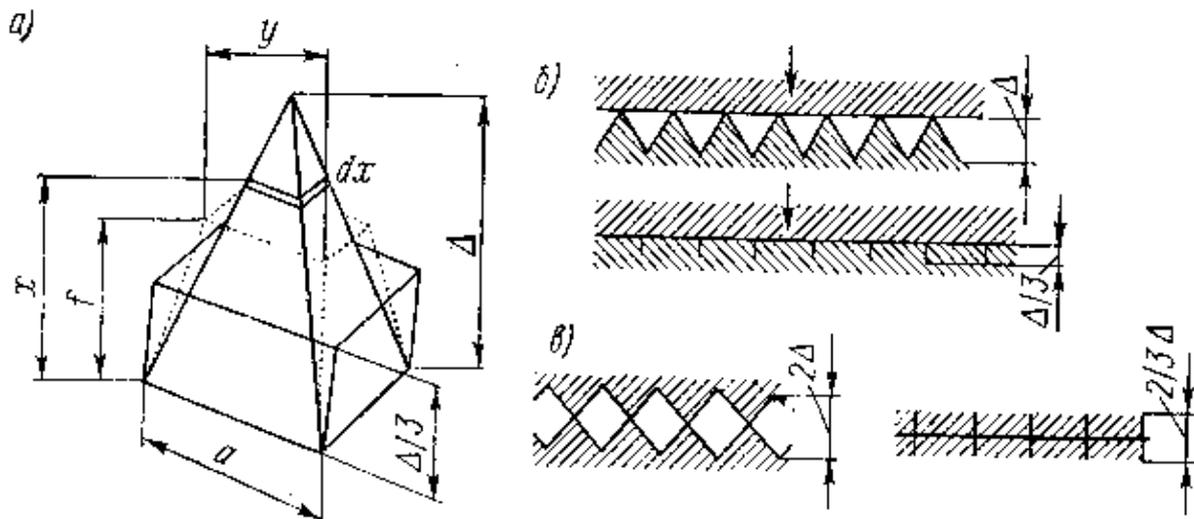


Рис. 6.3. Моделирование шероховатости в виде пирамид с квадратным основанием.

Тогда относительное сближение шероховатых поверхностей определяется как:

$$\varepsilon = \frac{\Delta - f}{\Delta}.$$

Для пластического холодного контактирования сближение ε можно вычислить по формуле:

$$\varepsilon = \left(\frac{P}{3b\sigma_T A_c} \right)^{1/\nu},$$

где P – сила, действующая на контакт; σ_T – предел текучести металла; A_c – контурная площадь контакта, b, ν – опытные коэффициенты, зависящие от метода обработки поверхностей ($b=1 \div 4, \nu=2$ – при чистом точении и строгании, $b=4 \div 6, \nu=3$ – при шлифовании, $b=5 \div 10, \nu=3$ – при полировании).

6.2. Картина пластических деформаций свариваемых деталей.

Рассмотрим несколько типовых конструкций контактов, получаемых при сварке давлением:

1) Абсолютно жесткий пуансон нагружает абсолютно жесткую плиту силой P (рис. 6.4, а). Распределение давления происходит по закону:

$$p_r = \frac{1}{2} \frac{P}{\pi r^2} \frac{1}{\sqrt{1 - \frac{x^2}{r^2}}}$$

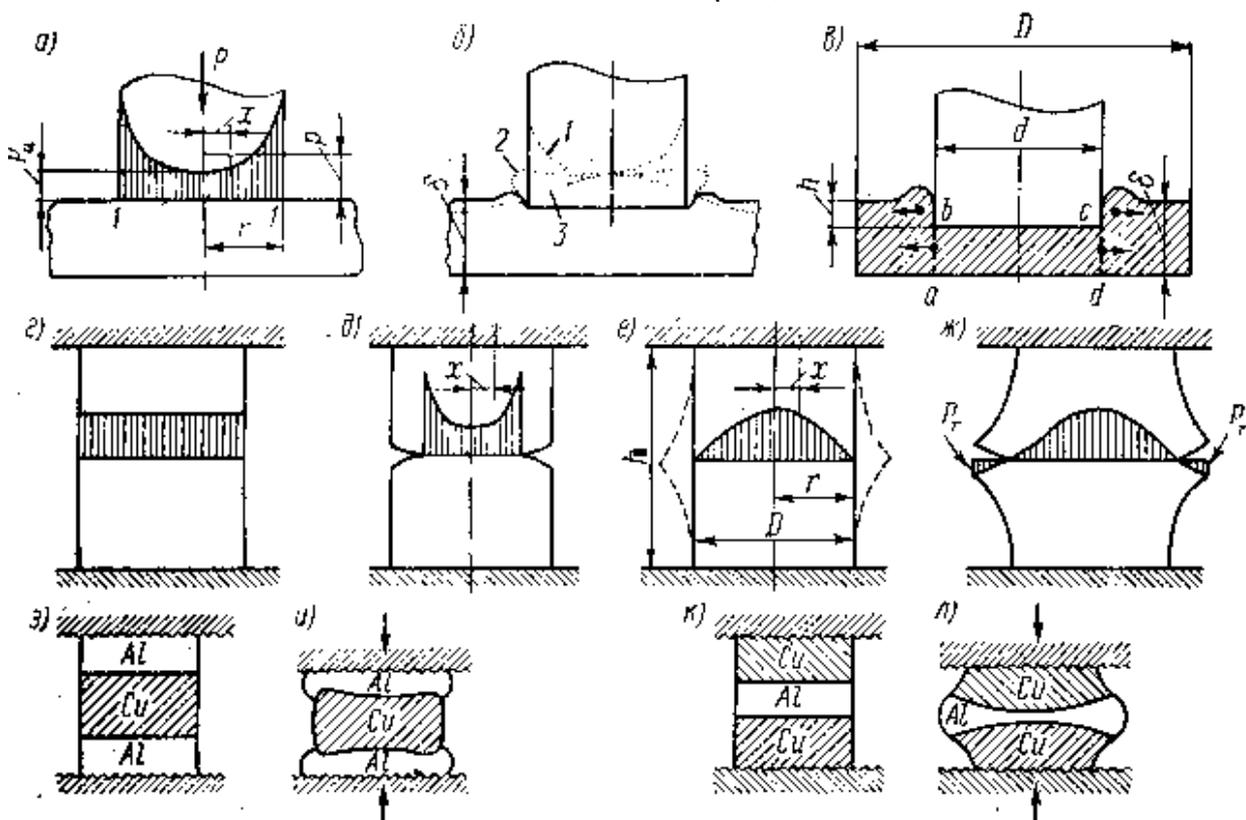


Рис. 6.4. Различные схемы механических контактов и картина их пластических деформаций.

2. Не абсолютно жесткий пуансон, имеющий закругления по опорному кругу 1-1, нагружает абсолютно жесткую плиту. При наличии таких закруглений кривая распределения давлений соответствует кривой 2 (рис. 6.4, б).

3. Не абсолютно жесткий пуансон, имеющий закругления по опорному кругу 1-1, нагружает не абсолютно жесткую плиту. При наличии таких

закруглений кривая распределения давлений соответствует кривой 3 (рис. 6.4, б).

4. Внедрение пуансона в металл (рис. 6.4, в). Напряжения в металле при деформировании определяются по формуле Унксона:

$$\sigma = \sigma_T \left[1 + \frac{d}{6(\delta - h)} - \ln \frac{D}{d} \right].$$

5. Сдавливание целого стержня из жесткого, непластичного металла (рис. 6.4, г). Эпюра действующих напряжений сжатия представляется в виде равномерно распределенной нагрузки.

6. Сдавливание двух идеально подогнанных стержней из жесткого непластичного металла, имеющих круговое неперикосновение. (рис. 6.4, д).

7. Сдавливание целого стержня из пластичного металла, жестко закрепленного между двумя сдавливающими плитами (рис. 6.4, е). Распределение давления происходит по закону:

$$p_x = \frac{3}{2} \frac{P}{\pi r^2} \sqrt{1 - \frac{x^2}{r^2}}.$$

8. Сдавливание двух стержней из пластичного металла, жестко закрепленных между двумя сдавливающими плитами (рис. 6.4, ж).

9. Сдавливание металлов с различной пластичностью (рис. 6.4, з-л).

Контрольные вопросы:

1. Что такое механический контакт?
2. Что такое свариваемый контакт?
3. Чем определяется номинальная площадь механического контакта?
4. Перечислите типовые контакты поверхностей при сварке давлением.

Лекция № 7. Механические, тепловые и электрические эффекты в плоскости контакта при его деформациях.

- 7.1. Механические эффекты в плоскости контакта при его деформациях.
- 7.2. Тепловые эффекты в плоскости контакта при его деформациях.
- 7.3. Электрические явления в плоскости контакта при его деформациях.

7.1. Механические эффекты в плоскости контакта при его деформациях.

Рассмотрим роль адсорбированных жидкостных или газовых молекул, сконцентрированных во впадинах между микровыступами.

Отметим, что давление газа на плоские участки твердой или жидкой поверхности \bar{p} всегда меньше давления на криволинейную поверхность p^0 (рис. 7.1, а).

Рассмотрим условие взаимодействия внутреннего $p_{вн}$ и внешнего $p_{внш}$ давлений, которые действуют при прессовании микрошероховатых поверхностей А и Б (рис. 7.1, б).

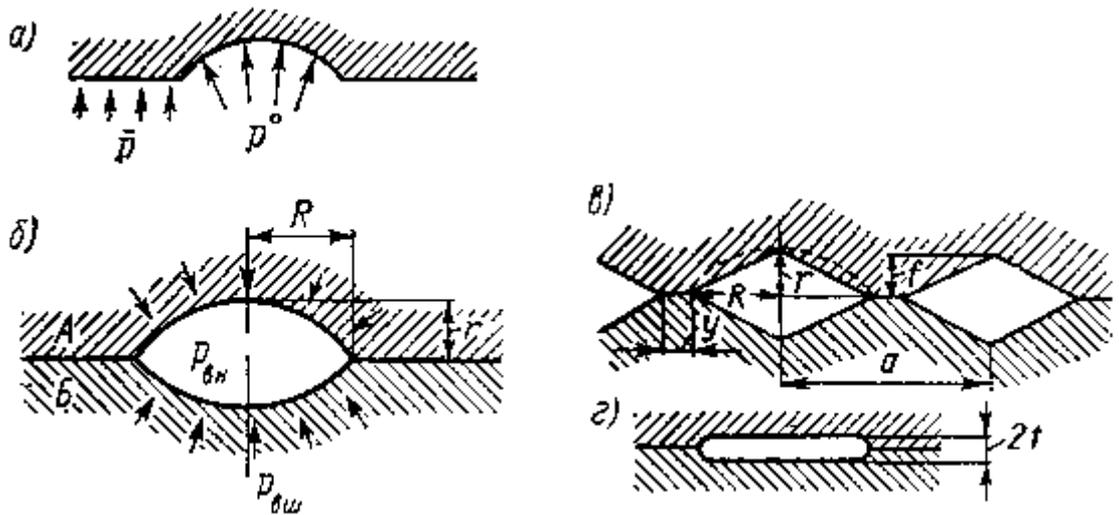


Рис. 7.1. Моделирование микропор в контакте шероховатостей.

Обозначим мгновенное приращение давления через dp , действующее в данный момент полное давление через p , тогда изменение давления в пределах между действующим внешним $p_{внш}$ и внутренним $p_{вн}$ равно:

$$\int_{p_{вн}}^{p_{внш}} \frac{dp}{p}.$$

В результате взаимодействия внутреннего и внешнего давлений поверхность S и объем V микропоры изменяются:

$$\int_{p_{вн}}^{p_{внш}} \frac{dp}{p} = \alpha_n \frac{dS}{dV} \frac{1}{m},$$

где $\frac{dS}{dV}$ - скорость изменения поверхности сжатого пространства относительно его объема, равная $\frac{1}{r}$, если пора шаровая радиуса r , и $\frac{1}{R} + \frac{1}{r}$, при более сложной кривизне определяемой двумя главными радиусами R и r .

α_n - коэффициент поверхностного натяжения;

$m = \frac{k\theta}{V_0}$ - коэффициент, учитывающий изменение состояния газа,

сжатого в микропоре;

k – постоянная Больцмана, $k=8,31 \frac{\text{Дж}}{\text{К} \cdot \text{моль}}$;

θ - абсолютная температура внутри замкнутой поры и окружающей ее металлической оболочки;

V_0 – мольный объем идеального газа при 0°C и атмосферном давлении.

$$\text{Тогда } \int_{p_{\text{вн}}}^{p_{\text{вн}}} \frac{dp}{p} = \alpha_n \left(\frac{1}{R} + \frac{1}{r} \right) \frac{V_0}{k\theta}.$$

$$\text{После интегрирования } p_{\text{вн}} = p_{\text{вн}} e^{\frac{\alpha_n V_0}{k\theta} \left(\frac{1}{R} + \frac{1}{r} \right)}.$$

Для практических условий прессования шероховатостей, моделируемых пирамидальными выступами (рис. 7.1, в), величина r может быть заменена через f . Радиус R всегда несоизмеримо велик по сравнению с радиусом r . Поэтому, принимая внутреннее давление в начальный период (при $f = \infty$) равным атмосферному и ориентируясь на форму поры по схеме рис. 7.1, г. можно написать формулу для определения внешнего давления $p_{\text{вн}}$, уравнивающего внутреннего давления в единичной поре:

$$p_{\text{вн}} = p_{\text{атм}} e^{\frac{\alpha_n V_0}{2fk\theta}}.$$

Внешнее давление, способное уравновесить (или преодолеть) распорное действие всех микропор, расположенных по контакту:

$$p_{\text{вн}} = \frac{P}{A_c - A_r} = \frac{P}{A_c - A_c(1 - e^{-x})} = \frac{P}{A_c e^{-x}} = \sigma e^x$$

Как видно, для преодоления распорного действия воздуха, заключенного в микропорах, надо сдавливать контактируемые детали давлением:

$$\sigma \geq p_{\text{атм}} e^{\frac{\alpha_n V_0}{2fk\theta}} e^{-x},$$

$$\text{где } \alpha_n = \frac{\sigma_{\text{max}} d}{2},$$

σ_{max} - максимальная прочность на разрыв бездефектного кристалла;

d – расстояние между атомными плоскостями.

Таблица 7.1.

Материал	σ_{\max} , МПа	D, нм
Алюминий	4100	0,2863
Медь	8400	0,2556
Железо	1270	0,2482

$$X = \beta \frac{\sigma \theta}{\sigma_T \theta_{пл}},$$

где σ - напряжение сжатия, отнесенные к контурной площади контакта;
 θ - абсолютная средняя температура всех микровыступов, т.е. средняя температура металла в плоскости контакта;

$\theta_{пл}$ - абсолютная температура плавления металла;

β - численный коэффициент, характеризующий класс обработки поверхности.

Подсчеты показывают, что даже сжатый в микропорах, не говоря уже о жировых молекулах, оказывает такой распорный эффект, что скорее металл начинает течь в боковые стороны, чем осуществится непосредственный металлический контакт посредством раздавливания пор. Например, для алюминия при $f = 5$ мкм для уравнивания распорного противодействия воздуха, замкнутого в микропоре, необходимо приложить внешнее давление порядка двух пределов текучести алюминия, при уменьшения f до 3-4 мкм это внешнее давление возрастает до восьми пределов текучести.

7.2. Тепловые эффекты в плоскости контакта при его деформациях.

В процессе быстрых и глубоких пластических деформаций вся механическая энергия сил внутреннего трения $N_{mp} = \eta V \varepsilon \frac{de}{dt}$ превращается в тепло:

$$\eta V \varepsilon \frac{de}{dt} = \gamma c V T,$$

где V – деформируемый объем;

ε - относительная деформация;

$\frac{de}{dt}$ - скорость деформации;

η - коэффициент динамической вязкости для приближенных расчетов

$$\eta = \eta_0 \left(1 - \frac{T}{k_1 T_{пл}} \right).$$

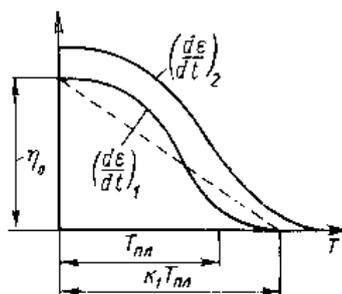


Рис. 7.2. Изменение динамической вязкости металла в зависимости от температуры при различной скорости деформации $\left(\frac{d\varepsilon}{dt}\right)_2 > \left(\frac{d\varepsilon}{dt}\right)_1$.

γ - плотность металла;

c – средняя теплоемкость металла;

T – температура нагрева металла за счет его быстрой пластической деформации.

Проинтегрировав, получим:

$$T = \frac{1}{\frac{2\gamma c}{\eta_0 \varepsilon^2} t + \frac{1}{k_1 T_{nn}}}.$$

Подсчеты показывают, что для алюминия ($\eta_0 = 10^7 \frac{H \cdot c}{m^2}$, $\gamma = 2,7 \cdot 10^4 H/m^2$, $c = 1 \text{ Дж}/(\text{кг} \cdot \text{град})$), температура в контакте двух зерен около $500^\circ C$.

7.3. Электрические явления в плоскости контакта при его деформациях.

Пластическая деформация микровыступов в плоскости контакта создает исключительно большое количество различных микродефектов. Поэтому механические поверхности в контакте можно считать полностью структурно и энергетически неуравновешенной фазой по сравнению с глубинными слоями металла. Появление любого микродефекта в металле за счет чисто механических сил (пластическая деформация) создает вокруг этого дефекта силовое электрическое поле, нарушая электрически равновесную систему металла идеальной бездефектной кристаллической структуры.

Характерно, что сжатые и растянутые области одного и того же изогнутого стержня создают положительный потенциал на сжатой стороне и отрицательный на растянутой стороне стержня. Такое распределение потенциала можно объяснить тем, что в сжатых областях создаются в относительно большем количестве междоузельные атомы, в растянутых зонах оказывается относительно большая концентрация вакансий. Избыток первых микродефектов создает преобладание положительно заряженных частиц, избыток вторых, наоборот, лишает этот район равновесного положительного потенциала. Естественно, разрядкой между областями в

металле с разными электрическими потенциалами будет циркуляция микротоков.

Контрольные вопросы:

1. Какова роль адсорбированных жидкостных или газовых молекул, сконцентрированных во впадинах между микровыступами?
2. Каково влияние тепловых эффектов в плоскости контакта при его деформировании на образование единого соединения?
3. Какие электрические явления происходят в плоскости контакта при его деформировании?

Лекция № 8. Диффузионные процессы в твердых телах.

8.1. Основные законы диффузии.

8.2. Основные эффекты диффузии.

8.1. Основные законы диффузии.

Диффузионные процессы, происходящие в контакте соединяемых материалов, во многом определяют структуру и свойства переходной зоны. При значительном различии физических и химических свойств свариваемых материалов эта зона может являться зоной изменения химических связей и состава. В ней может также происходить постепенное изменение типа и параметров кристаллических решеток и физических свойств соединяемых материалов. Таким образом, получение монолитного соединения при сварке давлением основано на образовании связей на атомном уровне в результате сближения контактных поверхностей в процессе пластической деформации с последующим формированием переходной зоны вследствие протекания диффузионных процессов.

Диффузия (лат. diffusio – распространение, растекание) – проникание соприкасающихся веществ друг в друга вследствие теплового движения их частиц. Диффузия происходит в направлении уменьшения концентрации вещества и ведет к равномерному распределению по занимаемому объему (к выравниванию химического потенциала).

В твердом теле могут действовать несколько механизмов диффузии (рис. 8.1.):

- обмен местами атомов и вакансий (вакансионный);
- перемещение атомов по междоузлиям;
- одновременное, циклическое перемещение нескольких атомов (групповой);
- прямой обмен местами соседних атомов (обменный).

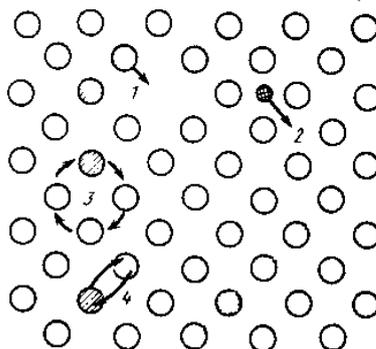


Рис. 8.1. Схемы механизмов диффузии:

1 – вакансионный; 2 – по междоузлиям; 3 – групповой; 4 – обменный.

Основным параметром, характеризующим процесс диффузии, является коэффициент диффузии D , который характеризует среднее число перемещений через определенную площадь за единицу времени. Коэффициент диффузии в твердых телах крайне чувствителен к дефектам кристаллической решетки, возникшим при нагреве, напряжениях,

деформациях и других воздействиях. Увеличение числа дефектов, главным образом вакансий, облегчает перемещение атомов в твердом теле и приводит к ускорению диффузии. В твердых телах существует экспоненциальная зависимость коэффициента диффузии от температуры, задаваемая уравнением Аррениуса:

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{E}{RT}\right),$$

где D – коэффициент диффузии; D_0 – предэкспоненциальный множитель; E – энергия активации процесса диффузии; R – универсальная газовая постоянная.

Так, коэффициент диффузии цинка в медь при повышении температуры от 293 до 573 К возрастает в 10^{14} раз.

Для большинства научных и практических задач существенно не диффузионное движение отдельных частиц, а обусловленное им выравнивание концентрации вещества в первоначально неоднородной среде. Из областей высокой концентрации уходит больше атомов, чем из областей низкой концентрации. Через единицу площадки в неоднородной среде за единицу времени безвозвратно проходит поток вещества в сторону меньшей концентрации – диффузионный поток J . Он равен разности чисел атомов, пересекающих единичную площадь в том и другом направлениях, и пропорционален градиенту концентрации $\frac{dc}{dx}$. Эта зависимость выражается законом Фика:

$$J = -D \frac{dc}{dx},$$

где c – концентрация вещества; x – координата.

Диффузия возникает не только при наличии градиента концентрации (химического потенциала). Под действием внешнего электрического поля происходит диффузия заряженных частиц (электродиффузия), в неравномерно нагретом теле возникает термодиффузия, а под действием механических напряжений возможна восходящая диффузия, приводящая к уменьшению внутренних напряжений.

Второй закон Фика описывает изменение концентрации вещества в пространстве и во времени и имеет вид для одномерной задачи:

$$\frac{dc}{dt} = D \frac{d^2c}{dx^2},$$

или для трехмерной задачи:

$$\frac{dc}{dt} = D \left(\frac{d^2c}{dx^2} + \frac{d^2c}{dy^2} + \frac{d^2c}{dz^2} \right),$$

или

$$\frac{dc}{dt} = D \nabla^2 c,$$

где ∇ - оператор Лапласа.

Второй закон Фика представляет собой дифференциальное уравнение в частных производных и для его решения необходимо сформулировать начальные и граничные условия, которым должна удовлетворять концентрация диффундирующего вещества.

Для решения диффузионных задач применяют в основном уравнение второго закона Фика, которое интегрируют при определенных граничных условиях, например, выбирают очень длинный стержень с постоянным поперечным сечением площадью S , разделяют его поперечной плоскостью и получают два полубесконечных тела с идеальным прилеганием друг к другу.

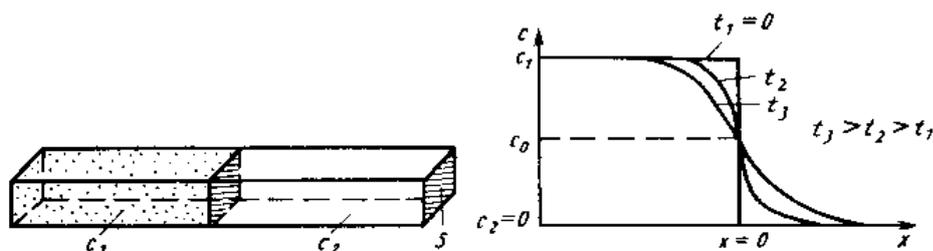


Рис. 8.2. К определению концентрации атомов в длинном стержне. Для этого случая:

$$x = \sqrt{2Dt},$$

где x – среднее смещение всех диффузионных атомов.

8.2. Основные эффекты диффузии.

Эффект Киркендала: При диффузионной сварке разнородных металлов или сплавов с различным содержанием легирующих элементов в результате парциальных коэффициентов диффузии встречных потоков возникает преобладающий поток вещества через границу раздела и, как следствие, происходит перемещение самой границы.

Схема, с помощью которой был установлен эффект Киркендала изображена на рис. 8.3.

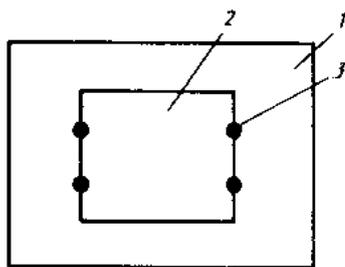


Рис. 8.3. Схема опыта Киркендала:

1 – слой чистой меди, нанесенный на поверхность образца; 2 – латунный образец (30% Zn); 3 – инертные метки – тонкие вольфрамовые проволочки.

С увеличением времени диффузионного отжига проволочки, находящиеся на противоположных границах образца, медленно сближались. Уменьшение расстояния между ними было прямо пропорционально \sqrt{t} (t – время отжига), что указывало на диффузионный характер процесса.

Позднее эффект наблюдали для большого числа пар металлов с ГЦК-решеткой (Cu-Ni, Cu-Au, Ag-Au и др.) и ОЦК-решеткой (Ti-Cr, Ag-Zn и др.).

Эффект Киркендала можно объяснить явлением течения при диффузии. Такое течение, увлекающее макроскопические метки, может возникнуть в результате разности скоростей диффузии компонентов. Действительно, поскольку парциальный коэффициент диффузии цинка D_{Zn} больше соответствующего коэффициента меди, то на границе раздела компонентов возникнут встречные потоки атомов цинка J_{Zn} и меди J_{Cu} , причем $J_{Zn} > J_{Cu}$. Данное обстоятельство приводит к тому, что зона диффузии, включающая границу раздела, изменяется в объеме. Это происходит вследствие того, что со стороны меди общее число атомов в единицу объема растет (атомов цинка приходит больше, чем уходит атомов меди), а со стороны латуни уменьшается. Возникает течение решетки – к меди пристраиваются со стороны латуни новые плоскости, и инертные метки сдвигаются в сторону латуни.

Во всех случаях перемещение меток происходит в направлении вещества с более низкой температурой плавления, т.е. в сторону вещества с более высоким парциальным коэффициентом диффузии.

Эффект Френкеля: При диффузии с процессом перемещения атомов через границу раздела связан процесс перемещения вакансий в обратном направлении, в результате чего вблизи поверхности раздела со стороны более подвижного компонента возникают поры, что является следствием коагуляции вакансий.

Например, в системе медь – латунь пористость обнаружена в латуни, а в системе медь – никель в меди.

Эффект Френкеля обусловлен теми же причинами, что и эффект Киркендала – различием парциальных коэффициентов диффузии. Максимальное смещение границы раздела наблюдается в том случае, когда отсутствует диффузионная пористость и, наоборот, число пор максимально, когда граница раздела неподвижна.

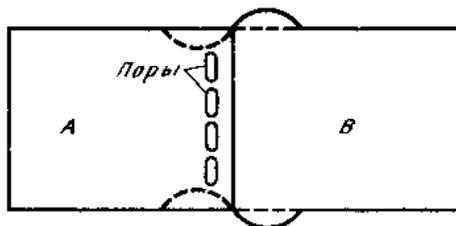


Рис. 8.4. Схема возникновения диффузионной пористости.

Таким образом, если $D_A > D_B$ (рис. 4.), то атомов вещества А уходит больше слева направо, чем справа приходит атомов вещества В, и число вакансий в веществе А от первоначальной плоскости возрастает, а это эквивалентно потоку вакансий, направленному справа налево. В результате в элементе А возникает избыток вакансий по сравнению с их термодинамически равновесной концентрацией. Переход в равновесное состояние происходит в результате коагуляции вакансий с образованием пор. Эффект Френкеля можно подавить путем приложения всестороннего сжатия.

Контрольные вопросы:

1. Какие механизмы диффузии действуют в твердых телах?
2. Что такое коэффициент диффузии?
3. В чем состоит смысл закона Аррениуса?
4. Перечислите и охарактеризуйте основные эффекты диффузии.

Лекция № 9. Диффузия и дефекты структуры.

Влияние дефектов структуры на диффузию является весьма существенным. Именно дефекты определяют механизм и скорость диффузии, поэтому во многих случаях обуславливают закономерность формирования структуры твердых тел.

Реальный кристалл имеет множество разнообразных дефектов, которые можно разделить на три группы:

- 1) точечные (вакансии, междоузельные атомы, примесные атомы внедрения или замещения);
- 2) линейные (дислокации, дефекты упаковки);
- 3) поверхностные (границы зерен и фаз).

Для диффузии в металлах и неметаллических материалах (керамика, стекло, ситаллы), когда процессы протекают при достаточно высоких температурах ($0,8-0,9T_{пл}$), основное значение имеют точечные дефекты. При более низких температурах ($0,6-0,8T_{пл}$) возрастает роль диффузии по дислокациям, границам зерен и другим протяженным дефектам.

Дефекты решетки ускоряют диффузию и получили название «пути ускоренной диффузии».

1. Точечные дефекты кристаллической решетки. К ним относятся вакансии и атомы внедрения, поскольку их протяженность по всем трем направлениям соизмерима с размерами атома. Вакансии могут возникать в результате перехода атома (иона) из своего нормального положения в решетке в междоузлия или на поверхность кристалла. Если вакансия образуется в металле, то происходит одновременное удаление положительного иона и компенсирующих его заряд электронов.

Вакансии могут появляться и исчезать при нагреве и охлаждении. Это отличает их от атомов, число которых не изменяется при нагреве, если нет испарения или окисления. Концентрация же вакансий при увеличении температуры растет, а при охлаждении уменьшается.

Образование вакансий означает разрыв связей какого либо атома и требует затрат энергии. Если вакансии образуются при переходе атома на поверхность, то происходит разрыв z парных связей с соседними атомами в объеме и восстановление половины таких связей на поверхности. В такой модели энергия образования равна:

$$E = \frac{zW}{2},$$

где W – энергия парного взаимодействия, которая должна составлять 3 эВ/атом.

Относительная вероятность пребывания в решетке атома с энергией, превышающей энергию основного состояния, равна $\exp(-E_v/kT)$,

где E_v – энергия возникновения вакансии, k – постоянная Больцмана.

Следовательно, в кристалле, содержащем N атомных узлов, число вакансий:

$$n=N \exp(-E_v/kT).$$

Например, равновесная концентрация вакансий для меди при 1273К $n/N \approx 10^{-4}$, т.е. примерно одна вакансия на 10000 атомов, а при нормальной температуре концентрация вакансий резко падает $n/N \approx 10^{-16}$.

Точечные дефекты способны образовывать комплексы (накапливаться) или аннигилировать (уничтожаться) и играют исключительно важную роль в технологических процессах спекания и сварки давлением.

Главный источник вакансий – внешняя (свободная) поверхность кристалла, но он не единственный, им может служить трещина или пора внутри металла. Поры и трещины не могут бесконечно испускать вакансии, они постепенно зарастают. При поглощении вакансий их объем увеличивается. Появление вакансий и междоузельных атомов термодинамически выгодно кристаллу, т.к. это уменьшает свободную энергию кристалла.

2. 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. Особым видом линейных несовершенств являются дислокации – краевые и винтовые.

Краевая дислокация представляет собой локализованное искажение кристаллической решетки, вызванное наличием в ней «лишней» атомной полуплоскости.

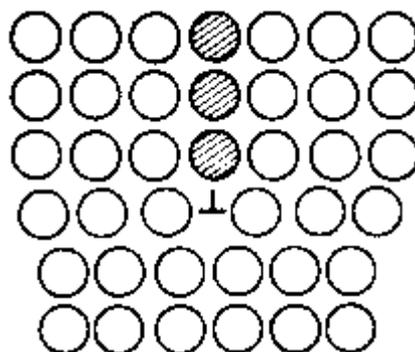


Рис. 9.1. Схема образования краевой дислокации.

Вблизи нижнего края этой полуплоскости сосредоточены большие искажения решетки. Линия искажения, которая проходит вдоль края лишней полуплоскости, называется дислокацией. Область вблизи дислокационной линии, где искажения очень велики, называется ядром дислокации. Атомы, расположенные непосредственно над краем лишней полуплоскости, находятся в состоянии сжатия, а непосредственно под краем лишней полуплоскости действуют растягивающие напряжения.

Образование винтовой дислокации можно представить следующим образом. Возьмем совершенный кристалл и сделаем в нем тонкий разрез на некоторую глубину, а затем сдвинем одну сторону надреза на одно межатомное расстояние относительно другой. Вдоль края разреза возникает линия искажений, которая называется винтовой дислокацией. Направление винта может быть как правосторонним, так и левосторонним, а шаг винта – от одного до нескольких межатомных расстояний.

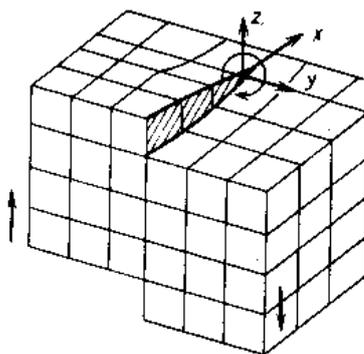


Рис. 9.2. Схема образования винтовой дислокации.

В хорошо отожженном монокристалле остается 10^4 - 10^6 дислокаций на 1 см^2 любого сечения. При пластической деформации плотность дислокаций возрастает до 10^{10} - 10^{12} см^2 . Дислокации играют для атомов роль транспортной магистрали ускоренного движения. Коэффициент самодиффузии вдоль дислокаций на несколько порядков больше, чем в кристаллической решетке.

Дислокация рассматривается как одномерный дефект, поэтому одни вакансии не могут обеспечить существенного ускорения диффузии в сравнении с диффузией в кристаллической решетке, так как диффундирующий атом смещается только на одно межатомное расстояние. Образование пары вакансия – внедренный атом ликвидирует одномерность ядра дислокации и является единственной возможностью ускоренного перемещения атомов вдоль дислокации. Возникающая пара может диссоциировать, перемещаться и аннигилировать.

3. Поверхностные дефекты. К таким дефектам относятся границы зерен. Многочисленные эксперименты показывают, что границы зерен являются областями повышенной диффузионной подвижности атомов. Коэффициент пограничной диффузии D_r больше, чем объемной D в 10^3 - 10^5 раз.

По поводу модели границ зерен в 1913 г. впервые была высказана мысль, что границы зерен в металлах имеют аморфную структуру переохлажденной жидкости.

В 1948 г. М. Кронбергом и Ф. Вильсоном была предложена для границ кристаллическая модель совпадающих узлов. Расстояние между совпадающими атомами или период граничной решетки больше, чем в объеме. Таким образом, имеется ряд дискретных значений углов, при которых вдоль границы есть совпадающие атомы. Такие границы называются границами частичного сопряжения или специальными. Ширина такой кристаллической специальной границы мала, одно-два межатомных расстояния, т.е. около 0,5 нм. Если угол разориентации θ меньше 10° , то граница называется малоугловой, а при углах более 10° - высокоугловой. При малых углах границу зерна можно рассматривать как две сопряженные стенки разделенных рядом параллельных друг другу дислокаций, отстоящих одна от другой.

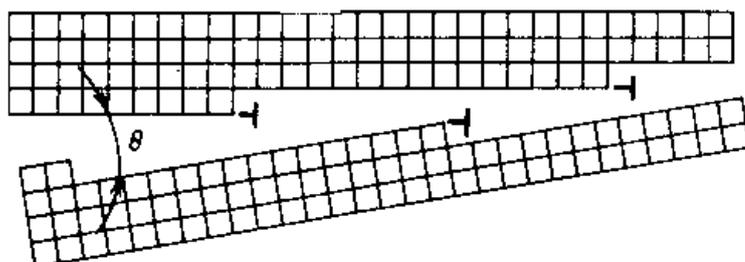


Рис. 9.3. Дислокационная модель малоугловой границы.

В модели Мотта граница зерен состоит из участков с «хорошим» - когерентным и «плохим» - некогерентным сопряжением решеток. Число «хороших» участков невелико, а число «плохих» тем больше, чем больше разориентация смежных зерен, и при $\theta > 50^\circ$ граница зерна рассматривается как неупорядоченная зона, состояние которой сравнимо с жидким состоянием.

В модели Фишера граница зерен – это тонкая пластина шириной δ , вставленная между двумя очень широкими зёрнами. Диффузия по пластине идет быстро, и атомы, движущиеся по границе, далеко обгоняют атомы, идущие с поверхности прямо в зерно. Поэтому в точку, расположенную внутри зерна, атомы попадают так: сначала бегут по границе, а потом уже с границы в объем.

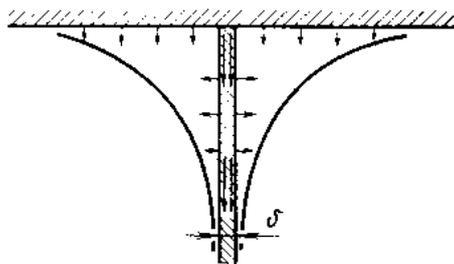


Рис. 9.4. Модель Фишера.

Из модели Фишера следует, что диффузионный путь на границе пропорционален не корню квадратному из времени, как при обычной диффузии, а корню четвертой степени из времени:

$$x_v = \left(\delta D_r \sqrt{\pi t} / 2\sqrt{D} \right)^{1/2}$$

Ускоренная диффузия по границам зерен по сравнению с объемной сохраняется до высоких предплавильных температур. Так, преобладающая самодиффузия никеля по границам зерен наблюдается за 80 градусов до температуры плавления.

Контрольные вопросы:

1. Как можно классифицировать дефекты реальных кристаллических веществ?
2. Что является главным источником вакансий в твердом теле?
3. Какие виды линейных дефектов имеют реальные твердые тела?
4. Перечислите и охарактеризуйте основные модели границ зерен.

Лекция №10. Диффузия в стекле и керамике.

Сварку давлением стеклообразных и керамических материалов с металлами можно рассматривать с позиции спекания в твердой фазе, когда в зоне контакта под давлением образуются мостики схватывания, а процесс залечивания образующихся пор осуществляется при протекании диффузионных процессов.

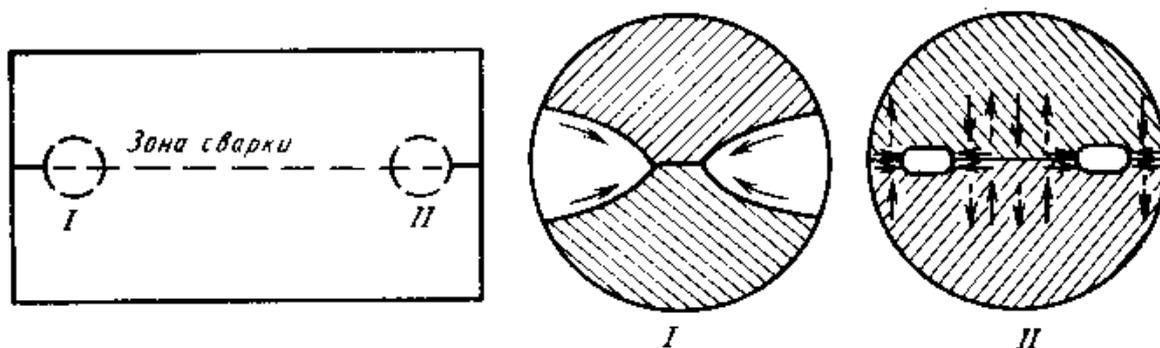


Рис. 10.1. Схема залечивания пор в зоне сварки при протекании диффузионных процессов:

I – на начальной стадии в результате поверхностной диффузии; II – на заключительной стадии в результате объемной диффузии.

Движущей силой и энергетическим источником переноса вещества диффузией является различие свободных энергий в месте контакта зерен и на их поверхности, обусловленное наличием дефектов. Чем больше дефектов на поверхности зерен, тем больше поверхностная энергия.

Поверхностные дефекты способствуют развитию поверхностной диффузии и интенсифицируют перенос вещества на начальной стадии твердофазного спекания; дислокации и другие дефекты внутреннего строения кристаллов увеличивают объемную диффузию.

На ранних стадиях сварки, когда мостики схватывания только образуются, наибольшее значение в переносе вещества имеет поверхностная диффузия, на более поздних стадиях и при повышении температуры решающую роль играет объемная диффузия. Площадь контакта является источником вакансий. Атомы или ионы из зоны контакта переходят в пространство пор, а вакансия—в перемычку. Образующаяся повышенная концентрация вакансий в перемычке приводит к усадке системы при стоке вакансий на границе зерен. Перемычка, увеличиваясь в размерах за счет поглощения вакансий, заполняет поры. Первоначально вытянутая пора уменьшается в размерах и постепенно приобретает сферическую форму, а соединяемые детали на эту величину претерпевают усадку. Диффузионные процессы в стеклах и оксидах имеют некоторые особенности.

Значения коэффициентов диффузии в кристаллических оксидах так же, как и в металлах, меняются в широких пределах. Полезно иметь примерное представление о том, каковы эти величины с точки зрения кинетики протекания процессов, связанных с диффузией. Одно из наибольших значений коэффициентов относится к диффузии кислорода в двуокиси

циркония. Это обусловлено тем, что в этом кристалле, ввиду его особого состава, имеется значительное количество вакансий ионов кислорода. В этом случае при 1273 К значение коэффициента диффузии составляет $7 \cdot 10^{-12}$ м²/с. Коэффициент диффузии в MgO при 1773 К равен $6 \cdot 10^{-15}$ м²/с, что более типично для кристаллов керамических оксидов при обычных температурах отжига. Измерения коэффициента диффузии кислорода в Al₂O₃ дают значение около 10^{-18} м²/с при температуре выше 2073 К. Таким образом, в высокочистых огнеупорных материалах, таких, как оксид алюминия, диффузионные процессы протекают с достаточной скоростью только при очень высоких температурах.

Протекание диффузии в стеклах и ее отличие от диффузии в кристаллических твердых телах обусловлено иным строением решеток.

При охлаждении силикатного расплава с образованием стекла пространственная решетка становится в переходном интервале температур жесткой, но в ней остаются пустоты, в которых размещаются щелочные и щелочноземельные ионы. При этих условиях подвижность ионов кремния очень ограничена, поэтому миграция может происходить за счет более подвижных ионов щелочных металлов.

Наличие пустот в решетке приводит также к легкой диффузии в стекле небольших атомов, таких, как гелий и водород. Коэффициент диффузии возрастает, если на стекло действует растягивающая нагрузка. При этом некоторые из пустот, уже имеющих в стекле, расширяются и переходят в микротрещины, когда стекло растянуто, и что эти трещины обратно обратимо залечиваются, когда напряжение снимается. Напряжение сдвига или сжатия не оказывают такого действия на пустоты. Пары воды и водород растворяются в силикатных стеклах в больших количествах и имеют в них высокий коэффициент диффузии.

Стеклофаза керамики особенно важна в технологии сварки, поскольку коэффициенты диффузии в материалах с неупорядоченной, т.е. некристаллической решеткой, в общем, на несколько порядков больше, чем в кристаллических оксидах.

Следовательно, диффузионные явления в смеси, состоящей из кристаллов и стекла, идут в основном за счет стекла. Это значит, что присутствие небольшого количества аморфного вещества в керамике оказывает сильное влияние на ход диффузионных процессов в этой многофазной системе в целом.

У многих оксидов даже высокой чистоты на границах зерен может образовываться прослойка, близкая по строению к стеклу, но более толстая, чем у металлов. Таким образом, диффузия по границам у керамических материалов имеет большее значение, чем у металлов.

Твердофазное взаимодействие, происходящее в условиях диффузионной сварки металлов со стеклом или керамикой, в отличие от реакции в жидкой или газовой среде, складывается из двух фундаментальных процессов: собственно химической реакции и переноса вещества к реакционной зоне. Так как массоперенос осуществляется путем диффузии, а

диффузионная подвижность частиц твердого тела зависит от дефектности его структуры, то они существенно влияют на механизм и кинетику твердофазных реакций.

Многочисленными экспериментами подтверждено, что преимущественно в стекло, а также в стеклофазу керамических материалов диффундируют не нейтральные атомы, а в основном ионы металлов (Cu^+ , Ag^+ , Au^+). В этом случае при наличии в стекле одновалентных ионов щелочных и щелочноземельных металлов преобладает диффузия ионов одновалентных ионов нещелочных металлов. А поскольку ионы натрия и калия имеют наибольшую подвижность, то они и обеспечивают протекание обменных процессов.

Диффузионная подвижность ионов в керамических материалах связана с электропроводностью. Наложение электрического поля на ионный кристалл приводит к направленному перемещению зарядов. Перемещение электрических зарядов в ионных структурах осуществляется, как правило, за счет ионов, имеющих небольшой диаметр. Например, в стеклах такое перемещение осуществляется в основном за счет ионов щелочных и щелочноземельных металлов, в то время как каркас из тетраэдров кремнезема остается неподвижным.

При повышении температуры подвижность всех ионов в решетке возрастает, поэтому электропроводность ионных кристаллов и стекол соответственно растет.

Контрольные вопросы:

1. Что является энергетическим источником переноса вещества при диффузии?
2. Что способствует развитию поверхностной диффузии?
3. В чем состоит отличие процессов диффузии в аморфных веществах в сравнении с кристаллическими?

Лекция №11. Топохимические реакции при сварке давлением.

11.1. Механизм и кинетика реакций в твердом состоянии.

11.2. Факторы, влияющие на скорость твердофазных процессов.

Топохимические реакции протекают с участием твердых веществ и локализованы на поверхности раздела твердых фаз. Наиболее, очевидно, химизм проявляется при диффузионной сварке металлических материалов с неметаллическими, когда в контакте встречаются твердые материалы с различными типами химической связи.

Особенность протекания реакций между твердыми телами обусловлена упорядоченностью структуры твердого тела, существованием различных типов кристаллической решетки, границ раздела фаз исходных материалов и продуктов взаимодействия, а также малой скоростью процессов массопереноса.

Большинство твердых тел имеют ограниченную взаимную растворимость, что приводит к изменению в ходе диффузионной сварки фазового состава в переходной зоне. При этом возможно появление как новых фаз, так и фаз промежуточного состава. Появление новых фаз в значительной мере влияет на скорость реакции, сопровождается, как правило, объемным эффектом, что вызывает рост внутренних напряжений.

Топохимические реакции протекают на границе раздела соединяемых материалов и начинаются в отдельных точках и постепенно захватывают всю поверхность. Локализация и скорость роста центров может определяться диффузией.

Специфика топахимических реакций заключается в том, что поверхность раздела контактируемых материалов формируется в результате самой реакции и изменяется во времени, поэтому топахимические реакции обычно протекают нестационарно. Для твердофазного взаимодействия характерно наличие инкубационного периода, в течение которого в реакцию вступают наиболее активные участки поверхности контактирующих материалов, например, участки выхода свежих дислокаций или зоны скопления примесных атомов и т.д.

11.1. Механизм и кинетика реакций в твердом состоянии.

Одним из условий непрерывности протекания топахимических является необходимость транспортировки реагирующих исходных веществ в активную зону. Таким образом, обеспечивающим постоянный приток новых реагентов, является диффузионный массоперенос.

Важнейшей характеристикой топахимических реакций, будь то реакция присоединения ($AO + BO \rightarrow ABO_2$) или замещения ($A + BO \rightarrow AO + B$), является образование новых фаз – продуктов реакции. Характер и количество этих фаз в значительной степени определяет свойства сварных соединений.

Топохимические реакции возникают на активных центрах путем зарождения и развития очагов взаимодействия. В первоначальный момент

образования очагов взаимодействия скорость топохимических реакций невелика, но по мере их роста повышается и скорость реакции. Растущие очаги взаимодействия расширяются независимо друг от друга и пресекаются с образованием единого фронта реакции. Этот этап сварки соответствует максимальной скорости взаимодействия металлов с неметаллами. Когда фронт реакции охватывает всю или почти всю поверхность соприкасающихся деталей, скорость топохимических реакций стабилизируется. До этого момента развитие реакций присоединения и замещения осуществляется по близким закономерностям. С завершением образования единого фронта взаимодействия для реакции присоединения характерно образование тончайшего слоя нерастворимых или труднорастворимых продуктов взаимодействия, так называемого тормозящего слоя.

В дальнейшем скорость реакции присоединения будет зависеть от диффузии реагирующих веществ через вновь образованный продукт взаимодействия. В связи с тем, что диффузионные процессы в неметаллических материалах протекают медленно, скорость реакции резко уменьшается.

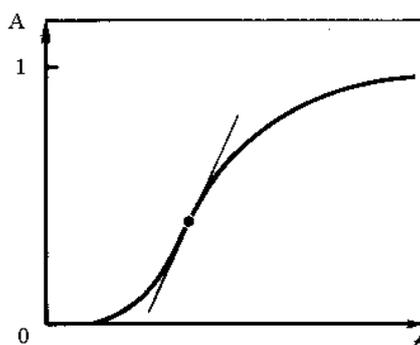


Рис. 11.1. Изменение концентрации вещества А при протекании реакции присоединения.

Указанная реакция присоединения протекает при диффузионной сварке большей части переходных металлов и подгруппы меди через низшие оксиды с кварцевым стеклом, керамикой и другими материалами. При этом в зоне соединения вследствие малой растворимости продуктов реакции образуются вдоль фронта взаимодействия тончайшие слои, в которых сосредоточены труднорастворимые продукты взаимодействия. Поэтому скорость реакции лимитируется транспортировкой реагирующих компонентов через этот слой. В связи с тем, что скорость продвижения ионов при диффузионной сварке невелика, скорость реакции замедляется. На этом процесс формирования соединения по реакции присоединения заканчивается и дальнейшее увеличение времени сварки несущественно влияет на прочностные свойства сварных соединений.

Непереходные металлы (Al, Mg, Be) и сплавы на их основе взаимодействуют с большинством стеклообразных и керамических материалов по реакции замещения.

В отличие от реакции присоединения реакция замещения при образовании единого фронта взаимодействия не замедляет свою скорость, а

продолжается с максимальной скоростью. Это происходит потому, что продукты реакции, как правило, растворимы в соединяемом металле. В связи с этим происходит постепенное накапливание продуктов реакции, и если металлическая деталь имеет ограниченные размеры, например, является тонкой прокладкой, то концентрация растворенных веществ может достичь такого предела, когда произойдет распад пересыщенного твердого раствора.

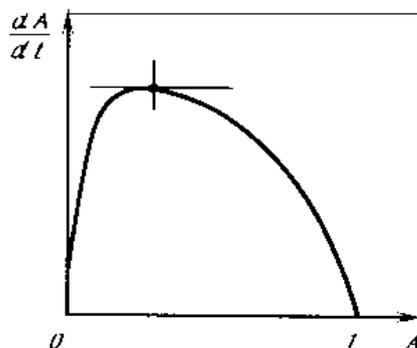


Рис. 11.2. Изменение степени превращения вещества А по реакции замещения.

11.2. Факторы, влияющие на скорость твердофазных процессов.

Факторы, которые должны рассматриваться при разработке технологии сварки давлением, особенно разнородных металлических и неметаллических материалов:

1. Необходимо учитывать возможность того, что в зоне соединения может возникнуть ряд слоев продуктов взаимодействия $A/A_aB/A_xB_y/V$ которые являются, как правило, барьерами в массообменных реакциях.

2. Миграция реагирующих веществ к реакционной зоне, а также через нее может привести к значительному градиенту концентрации в переходной зоне.

3. Миграция реагирующих компонентов может происходить по предпочтительным путям, границам зерен, скоплениям локальных дефектов решетки. Рост новой фазы продукта может сопровождаться перестройкой решетки с последующим затруднением диффузии, а значит, и транспортировки реагента.

4. Фактор, контролирующий скорость реакции, может меняться в зависимости от температуры, времени и степени образования продукта взаимодействия. В начале реакции между двумя разнородными твердыми веществами стадией, лимитирующей скорость формирования соединения, может быть адсорбция на поверхности, поверхностная или граничная диффузия одного или нескольких реагирующих веществ через границу раздела. На разных этапах взаимодействия самый медленный процесс будет определять скорость формирования соединения.

5. Контактное плавление. Начавшийся процесс в твердой фазе может при определенных условиях в зоне контакта образовать жидкую фазу, которая, просуществовав определенное время к моменту завершения процесса, вновь может исчезнуть. Наиболее часто это явление встречается

при диффузионной сварке разнородных металлов, контактно-реактивной пайки.

Появление жидкой фазы возможно также при контактных процессах между металлами и неметаллами. Так, при взаимодействии магния с сапфиром ($Al_2O_3 + 3Mg \rightarrow 3MgO + 2Al$) возможно обогащение переходной зоны алюминия с образованием легкоплавкой γ -фазы Mg_4Al_3 . Поэтому процесс, первоначально начавшийся между материалами, находящимися в твердом состоянии, переходит в реакцию с участием жидкой фазы.

6. Необходимо также учитывать ряд дополнительных факторов, влияющих на кинетику: размер зерен, состояние контактных поверхностей, степень дефектности, предварительную обработку, окружающую среду и др.

Контрольные вопросы:

1. Что такое топохимические реакции?
2. Каков механизм топохимических реакций присоединения?
3. Каков механизм топохимических реакций замещения?
4. Перечислите основные факторы, влияющие на скорость твердофазных процессов.

Лекция №12. Энергетические показатели металлофизических процессов в контакте.

Все металлофизические процессы (плавление, диффузия, рекристаллизация, образование и движение дислокаций и др.) могут возникать при различных концентрациях энергии в активированных микро- и макрообъемах. Для многих технически чистых металлов различают целый ряд энергетических показателей (таблица 12.1.).

Таблица 12.1.

Вид энергии (теплоты)	Обозначение	Энергия в кДж/моль для металлов			
		Al	Cu	Fe _γ	Ni
Связи (сцепления) при комнатной температуре	E_0	230-310	340	395-410	360-420
Кинетическая плавления	$k \cdot \theta_{пл}$	8	11	15	14
Испарения	$U_{исп}$	285	305	350	380
Образования моновакансий	ΔU	-	90	-	-
Движения моновакансий	U	-	110	-	-
Активации самодиффузии атомов	$\Delta U + U$	165	200	250-290	-
Образования междоузельного атома	$U_{ма}$	-	340	-	-
Движения междоузельного атома	$U_{д. ма}$	-	160	-	-
Прямого обмена местами двух атомов	$U_{обм}$	-	100	-	-

Носителем наибольшей запасенной энергии является металл с наибольшей концентрацией в нем всякого рода микродефектов. Самой энергетически уравновешенной системой является металл с идеально построенной бездефектной кристаллической решеткой.

Для процессов сварки давлением значительный интерес представляет показатель энергии связи:

$$U_c = E_0 e^{-\frac{4\Gamma}{T_{пл}}},$$

где E_0 – энергия связи при комнатной температуре; $T_{кип}$ – температура кипения металла в °С.

Физический смысл энергии связи сводится к тому, что она показывает количество тепла, которое требуется одновременно для испарения и ионизации атомов твердого металла. Величина энергии связи различна для плоских участков поверхности, для выступов и впадин.

В зависимости от степени шероховатости энергия связи атомов, расположенных во впадинах между микрогребешками, может в десятки раз

превышать энергию атомов, расположенных на идеальной плоскости. Однако энергия активации самодиффузии атомов во впадинах только в 1,5-2 раза превышает энергию самодиффузии атомов на плоскости.

Всякая неровная, в том числе и микрошероховатая поверхность стремится к уменьшению своей поверхностной энергии. Это значит, что при сообщении некоторой (толчковой) тепловой энергии все атомы, расположенные на вершинах, начнут «скатываться» во впадины и занимать там свободные вакансии. Во впадинах всегда наблюдается относительно большее количество не только вакансий, но и дислокаций. Этот процесс «скатывания» атомов с вершин, естественно, приводит к выравниванию микрорельефа и тем самым к уменьшению поверхностной энергии. Практически для процессов сваривания контакта приходится считать средние значения энергии, концентрированной в поверхностных слоях каждой металлической поверхности. Эта энергия, носителем которой является суммарно все известные микродефекты, различна в зависимости от механической, химической или даже электронно-ионной обработок. Действие давления или нагрева на контакт способствует еще большей концентрации энергии в металлическом слое вокруг плоскости контакта.

Суммарная механическая и тепловая энергия, которая вводится в контакт действием давления и нагревом поверхности до температуры θ_{Δ} :

$$q_{нов} = q_0 e^{\beta \frac{\sigma \theta_{\Delta}}{\sigma_T \theta_{пл}}},$$

где q_0 - начальная концентрация энергии в поверхностном слое в результате предшествующей обработки поверхности.

Формула показывает, что в плоскость свариваемого контакта энергию можно вводить в любом количестве. Например, используя энергию взрыва, т.е. мгновенные давления σ , измеряемые сотнями тысяч атмосфер, в свариваемом контакте концентрируется огромная механическая энергия, частично переходящая в тепловую.

Контрольные вопросы:

1. Какие энергетические показатели характеризуют металлическую поверхность?
2. Какой энергетический параметр является определяющим при сварке давлением?
3. В чем состоит физический смысл энергии связи?
4. Как влияет степень шероховатости поверхности на энергию связи атомов?
5. Существуют ли ограничения на ввод энергии в свариваемый контакт?

Лекция №13. Основы взаимодействия материалов при сварке давлением.

13.1. Образование физического контакта.

13.2. Возникновение активных центров и образование очагов взаимодействия.

13.3. Объемное взаимодействие соединяемых материалов.

Формирование прочного сварного соединения происходит с различной скоростью в зависимости от той энергии, которую можно концентрировать непосредственно в контакте и в некотором объеме металла вокруг плоскости контакта. Взаимодействующие материалы должны быть первоначально сближены на расстояние R_1 , соответствующее уровню физического взаимодействия, обусловленного ван-дер-ваальсовыми силами (рис. 13.1.)

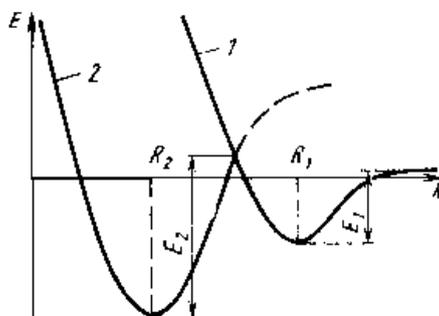


Рис. 13.1. Изменение энергии при сближении двух кристаллов:

1 – физическая адсорбция; 2 – химическая адсорбция.

На расстоянии R_1 , равном 2-4 нм, возникает слабое химическое взаимодействие, основанное на молекулярных силах. Такое сближение в условиях сварки давлением может быть достигнуто в результате пластической деформации металла. При этом энергетические уровни связи соответствуют энергетическим уровням, характерным для физической адсорбции ($E_1=0,04-0,4$ кДж/моль). Этот этап сварки принято называть этапом образования физического контакта.

Для развития дальнейшего взаимодействия материалов, т.е. образования активных центров и последующего протекания топомических реакций между соединяемыми материалами, необходима дополнительная активация. Только после создания активных центров появляются предпосылки для взаимодействия материалов на уровне активированной адсорбции, что соответствует расположению атомов на более близком расстоянии R_2 , равном 0,1-0,3 нм, энергия связи $E_2=200-400$ кДж/моль. Энергетический переход от физической адсорбции к хемосорбции происходит после преодоления некоторого порога, когда начинается акт химического взаимодействия, связанный с обобществлением электронов. При сварке давлением металлов это – образование металлической связи, а при соединении металлов с неметаллами – образование ионной или ковалентной связи.

Таким образом, процесс взаимодействия материалов можно условно подразделить на три последовательных процесса:

- 1) образование физического контакта;
- 2) активация соединяемых поверхностей и схватывание;
- 3) объемное взаимодействие соединяемых материалов.

Подразделение процесса взаимодействия является в определенной степени условным, поскольку в различных ситуациях будут наблюдаться опережение или отставание одного процесса от другого.

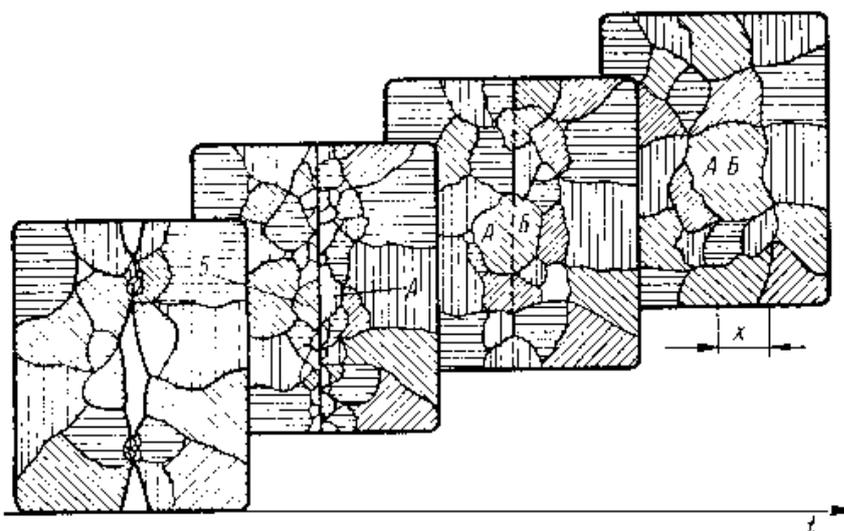


Рис. 13.2. Процесс постепенного формирования единой кристаллической структуры в области контакта.

13.1. Образование физического контакта.

Процесс развития физического контакта зависит от ряда факторов, прежде всего от состояния контактируемых поверхностей, свойств материалов, вступающих в контакт, условий термомеханического воздействия на контактируемую пару.

В основу образования физического контакта положен критерий высокотемпературной пластической деформации в условиях интенсивного нагрева. Эта деформация характеризуется скоростью ползучести. При этом различные материалы могут иметь равные скорости ползучести либо при различных температурах, либо при различных напряжениях, поэтому при сварке разнородные материалы находятся в неодинаковых условиях и предполагается, что физический контакт между ними будет образовываться в результате деформации более пластичного материала.

Согласно этой модели физический контакт образуется вследствие сглаживания микронеровностей. Микровыступ рассматривается в виде конуса (рис. 13.3.)

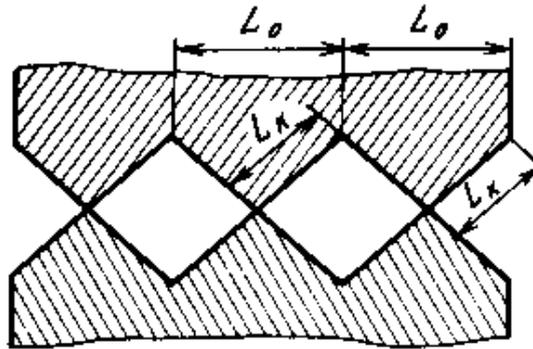


Рис. 13.3. Схема образования физического контакта в результате деформации микровыступов под действием сжимающего давления.

Скорость сглаживания:

$$v = \frac{2L_k - L_0}{2} \frac{1}{t_\phi},$$

где L_k – длина образующей конуса; L_0 – длина основания микровыступа; t_ϕ – длительность сглаживания.

Длительность сглаживания:

$$t_\phi = \frac{A}{Bpm} e^{\frac{E}{kT}},$$

где A – коэффициент, зависящий от обработки поверхностей; B – частотный множитель; p – приложенное давление; m – коэффициент, обычно $m=4-5$; E – энергия активации; k – постоянная Больцмана; T – температура.

13.2. Возникновение активных центров и образование очагов взаимодействия.

После сближения соединяемых поверхностей на расстояние, соответствующее возникновению молекулярного взаимодействия на этапе образования физического контакта, т.е. сил физической адсорбции, может последовать активация соединяемых поверхностей, приводящая к химическому (валентному) взаимодействию, которое еще называют схватыванием материалов. Схватывание – это бездиффузионный процесс, с которым часто встречаются в технике при трении. В этом случае он носит нежелательный характер. При сварке, наоборот, этот процесс во многом определяет условия формирования надежного соединения, поэтому его стремятся спровоцировать с наименьшими энергетическими затратами.

Схватывание происходит на активных центрах, природа которых для различных материалов может быть различной. В качестве активных центров могут выступать поверхностные дефекты, например, выходы дислокаций в кристаллических материалах, примесные атомы, зародышевые поверхностные микротрещины в аморфных материалах. Ювенильная поверхность металлов может также рассматриваться как активированная поверхность.

При сварке давлением кристаллических материалов процесс взаимодействия реализуется на активных центрах, природа которых может быть связана с пластической деформацией приконтактных поверхностей. Активные центры – это поля упругих искажений, возникающих в местах выхода в зону контакта дислокаций и их скоплений или пачек скольжения в окрестных деформационных выступах. В пределах активных центров может происходить разрыв старых и установление новых валентных связей между поверхностными атомами соединяемых материалов. Условно модель активного центра в местах выхода на поверхность дислокаций можно представить в виде поля упругих искажений.

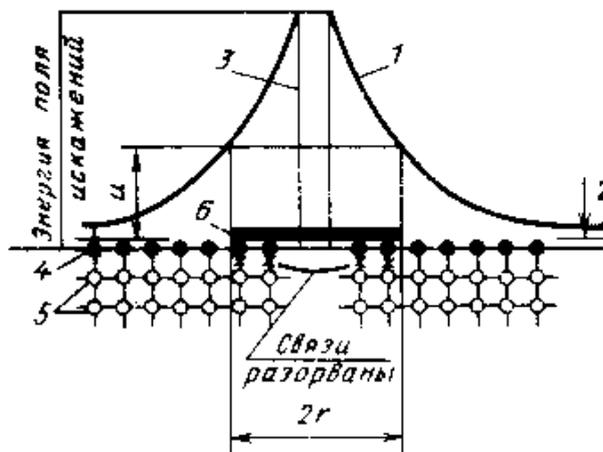


Рис. 13.4. Модель активного центра, образованного при выходе дислокации в зону физического контакта:

1 – кривая изменения энергии в зоне дислокации; 2 – средний энергетический уровень атомов; 3 – ядро дислокаций; 4 – атомы кислорода; 5 – атомы металла; 6 – дислокации длиной $2r$; u – энергетический барьер.

Чисто дислокационный механизм активации осуществляется при низких температурах для пластичных металлов. С увеличением температуры возрастает ее вклад в активационный процесс. С повышением температуры повышается скорость движения дислокаций и частота их выхода в зону физического контакта, а также уменьшается прочность связей между атомами металла и кислорода в оксидном или хемосорбированном слое. Таким образом снижается потенциальный энергетический барьер U .

Термодеформационные условия, создаваемые при соединении материалов в твердом состоянии, обеспечивают активацию поверхностей при выходе на них дислокаций. Наряду с этим могут осуществляться и другие механизмы активации, например, связанные с диссоциацией, сублимацией, восстановлением и растворением поверхностных слоев оксидов. Роль каждого механизма активации зависит, прежде всего, от особенностей технологического процесса сварки и природы соединяемых материалов.

13.3. Объемное взаимодействие соединяемых материалов.

Объемное взаимодействие металлических материалов приводит к устранению в результате диффузии физических и химических несовершенств в строении металла в зоне стыка, образованию общих зерен в контакте, релаксации внутренних напряжений. Данные процессы приводят к устранению неоднородностей и снижению внутренних напряжений, т.е. к выравниванию характеристик соединяемых металлов. При соединении одноименных металлов объемное взаимодействие всегда улучшает эксплуатационные характеристики соединения.

Характер объемного взаимодействия при сварке разнородных металлов определяется диаграммой состояния. В этом случае возможно образование переходной зоны, состоящей из неограниченных твердых растворов, ограниченных твердых растворов, интерметаллидов или эвтектоидов. Во время формирования соединения металлов с неметаллами в зоне сварки за счет объемного взаимодействия также возможно образование новых фаз в виде силикатов, алюминатов, а также других продуктов взаимодействия. Если соединяемые металлы в зоне сварки образуют хрупкие переходные слои, то процесс объемного взаимодействия необходимо контролировать и ограничивать. При этом процесс схватывания является не только необходимым, но и достаточным для образования сварного соединения, однако сварные соединения не обладают высокими вязкостью и пластичностью. Сварку подобных разнородных металлов, а также металлов с неметаллами проводят при таких энергетических параметрах процесса, которые исключают возможность опасного развития диффузионных процессов.

Условия получения качественного соединения, когда завершение сварки должно характеризоваться схватыванием контактных поверхностей, записываются следующим образом:

$$t_B \geq t_c \geq t_p;$$

$$t_u \geq t_n + t_{ож},$$

где t_B – длительность взаимодействия, определяемая длительностью действия сжимающих напряжений на свариваемые материалы; t_c – длительность процесса схватывания атомов контактируемых поверхностей по всей площади соединения; t_p – длительность релаксации напряжений в свариваемых металлах до уровня меньше критического; t_u – длительность инкубационного периода образования термодинамически устойчивого зародыша новой хрупкой фазы; t_n – длительность контактирования поверхностей при постоянной температуре выше $(0,4-0,5) T_{пл}$; $t_{ож}$ – длительность охлаждения зоны соединения после сварки до температуры ниже или равной $0,4 T_{пл}$.

Длительность инкубационного периода t_u образования термодинамически устойчивого зародыша новой фазы определяется природой свариваемых материалов и температурой.

Для повышения механических свойств необходимо образование в зоне соединения общих зерен, так как в противном случае стык будет ослаблен непрерывной цепочкой границ вдоль плоскости. Образование новых зерен в результате развития рекристаллизации может обеспечить наиболее надежное сопряжение в переходном слое сварного соединения.

Рекристаллизация – процесс повышения структурного совершенства и уменьшения свободной энергии металлов и сплавов в пределах фазы, совершающейся путем возникновения и движения или только движения границ с большими углами разориентации. Процесс кристаллизации заключается в замене одних зерен другими той же фазы, но с меньшей энергией.

Контрольные вопросы:

1. На какие стадии можно разделить процесс взаимодействия материалов?
2. Какие процессы происходят при образовании физического контакта?
3. Какие процессы происходят при возникновении активных центров и образовании очагов взаимодействия?
4. Какие процессы происходят при объемном взаимодействии?

Лекция № 14. Классификация и основные параметры процессов сварки давлением металлов.

Для того чтобы сваривать реальные металлические тела в твердом состоянии с образованием соединения высокой прочности, как правило, необходимо до или в процессе создания физического контакта и активных центров удалить из зоны сварки окисные пленки. Требуемая степень очистки зависит от условий сварки и, в первую очередь, от температуры.

При сварке давлением эти задачи в зависимости от особенностей технологического процесса решаются по-разному. Пластическое деформирование в зоне соединения, присущее всем способам сварки давлением, производится без нагрева или с нагревом. Процесс может идти на воздухе или в контролируемой среде.

В ходе сварки на соединяемых поверхностях и в прилегающих слоях металла могут протекать различные процессы (пластическая деформация, объемная и поверхностная диффузия и самодиффузия, упрочнение и разупрочнение, рекристаллизация и перекристаллизация, выделение и растворение новых фаз, образование и разрушение окисных пленок и др.). Их роль в образовании соединения, а также воздействия на его свойства определяются характером технологического процесса. В общем случае все процессы, идущие в металле при сварке давлением, можно разделить на основные и сопутствующие. К основным относятся процессы, непосредственно ответственные за формирования сварного соединения. Например, при холодной сварке основной процесс – пластическое деформирование; все же остальные – сопутствующие.

Любые технологические процессы сварки давлением управляются всеми или частью пяти основных параметров:

- 1) давления (деформация);
- 2) температура;
- 3) время;
- 4) среда (состав газовой фазы);
- 5) скорость взаимного перемещения.

Иногда отдельные параметры взаимосвязаны настолько тесно, что не могут самостоятельно регулироваться и контролироваться. Например, при сварке взрывом в результате быстрой пластической деформации металл в зоне сварки нагревается, что помогает осуществлению сварки; однако температура в зоне сварки соединения не задается и не контролируется.

В таблице 14.1. приведена классификация основных способов сварки давлением металлов по пяти технологическим параметрам. Конечно, все процессы протекают во времени. Однако в некоторых из них время мало сказывается на результатах (например, при холодной сварке), в других оно влияет лишь на условия подготовки металла к сварке (обеспечивая, например, выравнивание температуры по сечению). В этих случаях время рассматривается как неглавный параметр.

Таблица 14.1.

Главные параметры процесса	Способ сварки
Давление (Р-процессы)	Холодная сварка.
Давление, температура (Р,Т-процессы)	Контактная точечная сварка. Контактная рельефная сварка. Контактная шовная сварка. Контактная стыковая сварка сопротивлением. Контактная стыковая сварка оплавлением. Сварка токами высокой частоты. Сварка взрывом. Сварка прокаткой.
Давление, температура, среда (Р,Т,А-процессы)	Газопрессовая сварка
Давление, температура, время, среда (Р,Т,t,А-процессы)	Диффузионная сварка
Давление, температура, взаимное перемещение (Р,Т,f-процессы)	Сварка трением. Ультразвуковая сварка.

Холодная сварка (Р-процессы) осуществляется при комнатной температуре без нагрева внешними источниками тепла; очистка и выравнивание свариваемых поверхностей, а также создание на них активных центров достигается при этом за счет пластической деформации. Холодная сварка – процесс относительно медленный, сопровождается весьма большими объемными деформациями. Сваривание обеспечивается глубинными слоями металла действительно ювенильной чистоты. Длительность всего процесса макрообъемной деформации составляет обычно 1-2 с. Средняя температура в свариваемом контакте незначительно превышает комнатную. Давление σ , которое приходится прикладывать достигает 4–5-кратных значений предела текучести.

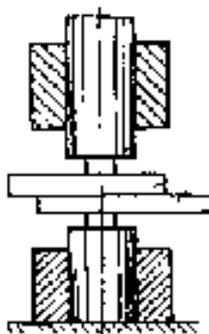


Рис. 14.1. Схема холодной сварки.

Сварка давлением с быстрым нагревом без защитной среды (Р,Т-процессы) охватывает большую группу технологических процессов. Характерные особенности этих процессов определяются не столько малой длительностью нагрева, которой иногда затягивается до нескольких минут,

сколькой быстрой пластической деформации, в ходе которой непосредственно формируется соединение. Общим для всех Р,Т-процессов является их осуществление на воздухе (без специальной защиты). При этом окисные пленки, как правило, разрушаются и удаляются за счет пластической деформации зоны сварки.

Все Р,Т-процессы можно классифицировать:

1. По температуре зоны сварки:
 - а) низкотемпературные процессы – температура сварки близка к температуре рекристаллизации (прессовая сварка);
 - б) высокотемпературные без оплавления (сварка сопротивлением и токами высокой частоты);
 - в) высокотемпературные с оплавлением (сварка оплавлением, точечная и шовная контактная сварка).
2. По характеру нагрева:
 - а) общий нагрев (печной при прессовой сварки);
 - б) местный сразу по всему свариваемому сечению (сварка оплавлением);
 - в) местный последовательный (сварка взрывом).
3. По характеру деформирования:
 - а) одновременно по всему сечению;
 - б) последовательно.
4. По источнику нагрева:
 - а) внешний (нагрев в печи или газовым пламенем);
 - б) внутренний (электрическим током, теплом, выделяемом при пластической деформации, например, при сварке взрывом).

При контактной точечной, рельефной и шовной сварке электрическая энергия, вводимая в контакт, обеспечивает нагрев выше точки плавления.

Контактная стыковая сварка сопротивлением происходит при температурах, как правило, несколько ниже точки плавления, однако давления используют большие, чем предел текучести металла при температуре в зоне контакта. Этот факт определяет бочкообразную форму сварного соединения. Скорость деформации при приложении давления относительно невелика (порядка нескольких миллиметров в секунду) и может считаться, особенно для больших сечений, почти постоянной.

При стыковой сварки оплавлением скорости деформации при приложении давления значительно больше и измеряются десятками миллиметров в секунду. Температура поверхностных слоев металла в искровом промежутке близка к точке кипения. Благодаря скоростному сдавливанию вытесняется вся прослойка жидкого металла, и в формировании сварного соединения участвуют кристаллы, нагретые до температуры, меньшей точки плавления. Таким температурам соответствуют давления, равные или несколько более высокие, чем предел текучести.

Сварка взрывом осуществляется ударным давлением взрывной волны, которая движется от детонатора со скоростью детонации взрывчатого вещества. Ударное давление взрыва составляет 10^{10} Па. Однако, это давление

ввиду кратковременности его действия (10^{-5} - 10^{-6} с) распространяется на очень малую глубину от плоскости контакта. Такое сверхвысокое давление создает в поверхностных слоях мгновенный нагрев до температуры, превышающей точку плавления.

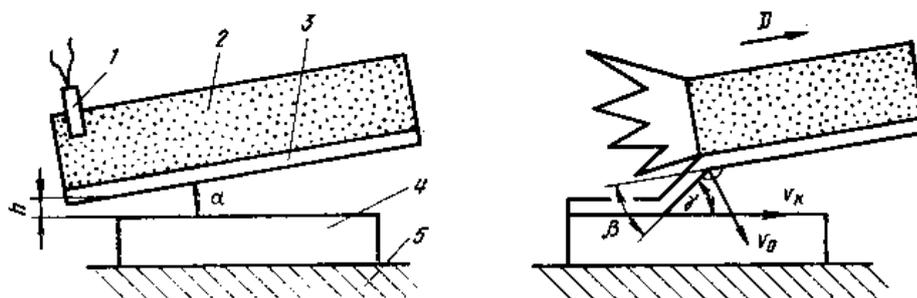


Рис. 14.2. Схема сварки взрывом:

1 – детонатор; 2 - заряд взрывчатого вещества; 3 - метаемый элемент; 4 – неподвижный элемент; 5 – опора.

Сварка с кратковременным нагревом в защитной атмосфере (P,T,A-процессы):

а) при сварке в твердой фазе (без оплавления) – газопрессовая сварка с наружным обогревом;

б) при сварке с оплавлением – газопрессовая сварка с нагревом разведенных торцов горелками.

Для создания защитной атмосферы, как правило, используют газы или их смеси.

При P,T,A,f-процессах в результате продолжительного нагрева в вакууме, а иногда и в другой контролируемой среде, например, в водороде, удается получить соединения с относительно небольшой макропластической деформацией и при умеренной температуре. При сварке с кратковременным нагревом разрушению окисных пленок способствует значительная пластическая деформация, характерная для этих процессов. Основное техническое значение для металлов в этой группе процессов имеет диффузионная сварка.

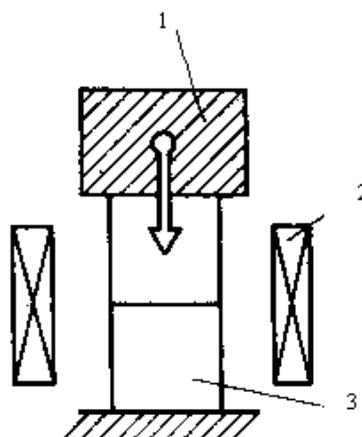


Рис. 14.3. Схема диффузионной сварки:

1- система нагружения; 2 – нагреватель; 3 – детали.

В Р,Т,f-процессах, включающих сварку трением и ультразвуковую сварку, работа сил трения превращается в теплоту и обеспечивает нагрев зоны сварки; с другой стороны, при трении разрушаются поверхностные пленки окислов и обнажающиеся ювенильные поверхности металлов металла, находящиеся в активном состоянии, легко соединяются. При этом совместное действие нормальных и тангенциальных напряжений при трении облегчает пластическую деформацию в зоне соединения.

Сварка трением осуществляется при температурах ниже точки плавления и относительно небольших давлениях порядка $(2-5)10^7$ Па. Подъем температуры в контакте и нагрев некоторого слоя металла вокруг него достигаются за счет трения вращающейся детали относительно неподвижно закрепленной.

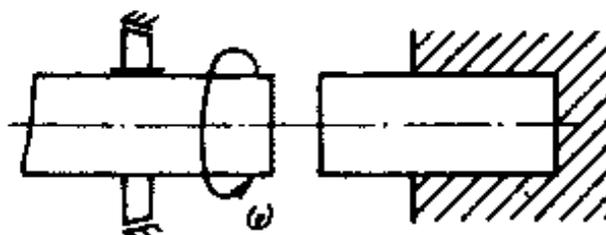


Рис. 14.4. Схема сварки трением с непрерывным приводом:

Неразъемное соединение при ультразвуковой сварке металлов получают в процессе сжатия соединяемых элементов с относительно небольшим усилием (десятые доли или единицы ньютона при соединении элементов микросхем и полупроводниковых приборов и не более 10^4 Н, при сварке относительно толстых листов) при одновременном воздействии на зону контакта механических колебаний с частотой 15 – 80 кГц.

Энергия вибрации создает сложные напряжения растяжения, сжатия и среза. При превышении предела упругости соединяемых металлов происходит пластическая деформация в зоне их контактирования. В результате пластической деформации и диспергирующего действия ультразвука происходят разрушение и удаление поверхностных пленок различного происхождения, а также образование сварного соединения. Температура нагрева в зоне контакта обычно не превышает 0,3 – 0,5 температуры плавления соединяемых металлов.

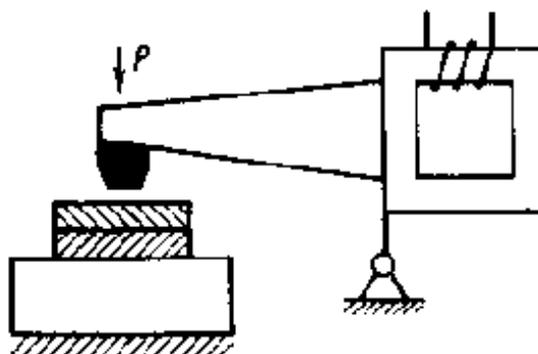


Рис. 14.5. Схема ультразвуковой сварки металлов.

Контрольные вопросы:

1. Какими параметрами управляются технологические процессы сварки давлением?
2. Как можно классифицировать различные процессы сварки давлением?
3. Какие способы сварки давлением относятся к Р,Т-процессам?
4. Какие способы сварки давлением относятся к Р,Т,А-процессам?
5. Какие способы сварки давлением относятся к Р-процессам?

Лекция №15. Подобие физических процессов в свариваемом контакте.

15.1. Подобие физических процессов в свариваемом контакте.

15.2 Теория теплового подобия при приближенном расчете режима контактной сварки.

15.1. Подобие физических процессов в свариваемом контакте.

При сварке давлением необходимо учитывать два одновременно действующих показателя – энергию механическую и энергию тепловую. При этом существенно отметить, что оба вида энергии друг от друга неотделимы, так как действуют одновременно и в одном и том же направлении – изменения исходной структуры. Раздельные объемы металла в начале процесса превращаются в непрерывную структуру сварного соединения вокруг плоскости контакта.

Рассмотрим некоторые примеры подобия различных физических явлений в свариваемых контактах. Представим себе, что на поверхность металлической плиты действуют весьма кратковременным импульсом:

- 1) механический удар (взрыв);
- 2) внезапно приложенный электрический или магнитный потенциал;
- 3) мощный тепловой источник (электрическая искра).

Все перечисленные разнородные процессы имеют сходство. Поскольку действие импульсное, то каждый импульс создает в первое мгновение удар на поверхностный слой плиты, а затем этот удар в виде соответственно звуковой (взрывной), электромагнитной или тепловой волны распространяется в глубину, затухая во времени. Несмотря на то, что взрыв представляет собой механический удар, он создает в поверхностном слое концентрацию тепловой энергии, как и электромагнитная волна, не говоря уже о непосредственном воздействии теплового источника – электрической искры. Очевидно, можно подобрать параметры всех трех импульсов такими, чтобы во всех случаях эквивалентная глубина действия каждого импульса была бы одинаковой, т.е. на равной глубине за равный промежуток времени обуславливали нагрев сварного соединения на одинаковую температуру.

Таким образом, подобие разнородных процессов можно определить равенством энергий, сосредоточенных в единице объема поверхностных слоев металла в свариваемом контакте. Разумеется, толщина таких поверхностных слоев может быть различной, но не менее двойного слоя кристаллитов, создающих между собой единую кристаллическую структуру и обеспечивающих тем самым прочное сварное соединение вокруг плоскости контакта.

В качестве дополнительной иллюстрации весьма заметного подобия воздействия на металл взрыва и электрического искрового разряда можно привести следующие характерные формулы.

Давление на фронте взрывной волны может быть определено по формуле:

$$p_{вз} = \frac{A\sqrt[3]{Q}}{r},$$

$$Q = gM,$$

где A – постоянная, характерная для каждого сорта взрывчатого вещества; Q – количества тепла, Дж; g – вес взрывчатого вещества, кг; M – теплота взрыва, Дж/кг; r – расстояние от фронта ударной волны, см.

Давление в пузыре искрового разряда:

$$p_{иск} = \frac{3,3 \cdot 10^8 \sqrt[3]{E}}{r},$$

где $p_{иск}$ – давление, Па; E – освобожденная энергия, Дж; r – расстояние от центра искрового промежутка, см.

Формулы подобны. Следовательно, и электрический разряд, и взрыв могут создавать на металлической поверхности одни и те же давления. Если же и длительность обоих импульсов одинакова, тогда поверхностный слой металла получит совершенно одинаковую термомеханическую обработку.

15.2 Теория теплового подобия при приближенном расчете режима контактной сварки.

Применение теплового подобия позволяет по одному экспериментально определенному режиму с использованием критериев подобия рассчитать параметры режима сварки деталей других толщин.

Известно, что два физических процесса подобны, если они описываются одним и тем же дифференциальным уравнением и имеют подобные начальные и граничные условия. Подобие выражается в том, что при определенных условиях в сходственных точках тел, т.е. в точках с одной и той же относительной координатой, например, в точках, расположенных в середине листа, достигаются одни и те же значения переменных, в частности температуры при тепловом подобии.

Подобие соблюдается при равенстве критериев подобия – ряда безразмерных величин. По этим критериям, определяемым по моделям, рассчитывают масштабные коэффициенты для определения параметров процесса. Процессы точечной и шовной контактной сварки деталей разной толщины могут быть подобны при соблюдении геометрического подобия (формы деталей) и подобия граничных условий (формы и размеров рабочей части электродов).

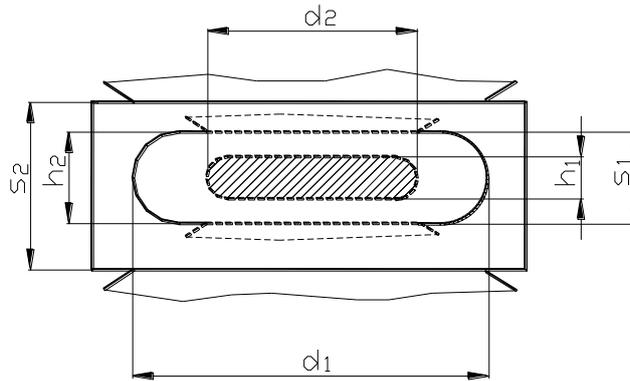


Рис. 15.1. Подобие процессов нагрева при точечной сварке.

Характерными точками в этом случае являются точки с координатами $h=s/2$ (граница ядра), в которых к концу процесса нагрева достигается температура плавления $T_{пл}$ (рис 15.1.). Основные критерии подобия точечной сварки, которые устанавливают связь между параметрами и толщиной деталей, следующие:

1. Критерий геометрического подобия:

$$K_r = d/s = \text{const.}$$

2. Критерий гомохронности (подобия по времени) – критерий Фурье:

$$K_t = at_{св}/s^2 = \text{const.}$$

3. Критерий подобия тепловыделения:

$$K_I = I_d^2 \rho_T t_{св} / (c \gamma T_{пл} d^4).$$

При сварке деталей из одного и того же сплава ($\rho, c, \gamma, a, T_{пл} = \text{const}$) указанные соотношения упрощаются, и значения диаметра ядра, силы тока и времени сварки можно оценить по следующим формулам:

$$d = k_d s, I_d = k_I s, t_{св} = k_t s^2,$$

где $k_d = K_r$, $k_I = \sqrt{K_I c \delta T_{пл} k_d} / (\rho_T k_t)$, $k_t = K_t / a$.

Значения критериев и масштабных коэффициентов определяются по единичным опытам.

Пример: Рассмотрим случай точечной сварки листов из сплава АМГб толщиной 2+2 мм: $d=8$ мм ($k_d=4$), $t_{св}=0,2$ с ($k_t=0,05$ с/мм²), $I_d=36$ кА ($k_I=18$ кА/мм). Зная эти величины, можно оценить значения параметров режима сварки листов из сплава АМГб толщиной 4+4 мм:

$$d = 4 \cdot 4 = 16 \text{ мм,}$$

$$t_{св} = 0,05 \cdot 4^2 = 0,8 \text{ с,}$$

$$I_d = 18 \cdot 4 = 72 \text{ кА.}$$

Контрольные вопросы:

1. В чем заключается подобие процессов, происходящих в свариваемом контакте?

2. Какие примеры доказывают подобие процессов в свариваемом контакте?

3. Как производится расчет режима сварки по критериям подобия?

Литература.

1. Бачин В.А., Квасницкий В.Ф., Котельников Д.И. и др. Теория, технология и оборудование диффузионной сварки. М.: Машиностроение, 1991. 352с.
2. Гельман А.С. Основы сварки давлением. М.: Машиностроение, 1970. 321с.
3. Кочергин К.А. Сварка давлением. Л.: Машиностроение, 1972. 216с.
4. Орлов Б.Д., Чакалев А.А., Дмитриев Ю.В. и др. Технология и оборудование контактной сварки. М.: Машиностроение, 1986. 312с.

Содержание

Введение.....	3
Лекция №1. Структура твердых тел.....	4
Лекция №2. Кристаллическое состояние материалов.....	10
Лекция №3. Аморфное состояние материалов.....	15
Лекция №4. Структура металлической поверхности.....	19
Лекция №5. Геометрия идеально чистой металлической поверхности.....	24
Лекция №6. Механический контакт чистых металлических поверхностей и картина пластических деформаций свариваемых деталей.....	27
Лекция № 7. Механические, тепловые и электрические эффекты в плоскости контакта при его деформациях.....	32
Лекция № 8. Диффузионные процессы в твердых телах.....	37
Лекция № 9. Диффузия и дефекты структуры.....	42
Лекция №10. Диффузия в стекле и керамике.....	46
Лекция №11. Топохимические реакции при сварке давлением.....	49
Лекция №12. Энергетические показатели металлофизических процессов в контакте.....	53
Лекция №13. Основы взаимодействия материалов при сварке давлением...	55
Лекция № 14. Классификация и основные параметры процессов сварки давлением металлов.....	61
Лекция №15. Подобие физических процессов в свариваемом контакте.....	67
Литература.....	70

Редактор Ахметжанова Г.М.