Куйбышевский
А-20
45

Министерство высшего и среднего специального образования РСФСР

КУЙБЫШЕВСКИЙ ОРДЕНА ТРУДОВОГО КРАСНОГО ЗНАМЕНИ АВИАЦИОННЫЙ ИНСТИТУТ ИМЕНИ С.П. КОРОЛЕВА

В.П. Ревякин, Г.З. Бунова,
Е.М. Минаев, В.Д. Юшин

А В И А-
М А Т Е Р И А Л О-
В Е Д Е Н И Е

Учебное пособие

Утверждено редакционным
советом института 24/Ш-75г.

Самарский Государственный
аэрокосмический университет
№ 425024
Научно-техническая
библиотека

Куйбышевский
авиационный институт
Библиотека №
Учебный отдел

Куйбышев 1976

УДК 629.7:669.017:620. I (075)

Данное учебное пособие представляет I часть курса " Металловедение". В нем нашли отражение общие вопросы, касающиеся строения металлов и сплавов, а также физической природы металлов; рассматриваются процессы деформации и рекристаллизации; описываются двойные системы, диаграмма состояния железо-углерод и железоуглеродистые сплавы.

Пособие предназначено для студентов специальности 053Ч, 0535, 0538, 0539 Куйбышевского авиационного института.

© Куйбышевский авиационный институт, 1976

ПРЕДИСЛОВИЕ

Развитие авиационной техники теснейшим образом связано с разработкой и применением новых, весьма разнообразных металлов, сплавов и различных неметаллических материалов, среди которых главное место занимают металлы. Поэтому современный авиационный инженер, перед которым встает задача выбора материала для деталей и изделий, должен хорошо знать свойства различных металлов и сплавов, а также те превращения, которые протекают в них при изменении внешних условий в процессе эксплуатации. Эти вопросы изучает металловедение.

По мере развития науки и техники в наши дни, понятие " металловедение" становится более емким: быстро расширяется число объектов и методов исследования, полнее используются последние достижения фундаментальных естественных наук (физики и химии). Все это находит отражение в ряде монографий и учебных пособий по металловедению и термической обработке металлов и сплавов.

Однако специфичность изложения этого материала вызывает затруднение в восприятии его студентами неметаллургических специальностей, которым указанные дисциплины читаются в ограниченном объеме.

Указанная причина обусловила появление пособия "Авиаматериаловедение", первой частью которого является данная работа (" Материаловедение"), а второй - "Термическая обработка металлов". Пособие написано с учетом результатов проверки усвоения материала студентами неметаллургических специальностей КуАИ по отдельным разделам курса. Изложение основ курса " Металловедение" в пособии дается с учетом последних достижений науки и техники в этих областях.

Авторы надеются, что настоящее учебное пособие будет способствовать успешному усвоению студентами материала читаемых курсов.

Глава I

СТРУКТУРА МЕТАЛЛОВ И МЕТОДЫ ЕЕ ИССЛЕДОВАНИЯ

Все свойства металлов определяются их внутренним строением. Металлы – вещества кристаллические, т.е. атомы, входящие в состав металла, закономерно располагаются в пространстве. Если правильное, закономерное расположение атомов сохраняется во всем объеме металла, то это будет монокристалл. Обычно используются поликристаллические металлы, которые состоят из огромного числа кристаллитов или зерен. Зерна различаются по ориентировке и соединяются по границам. На границах закономерность расположения атомов нарушается. Многие свойства металлов зависят от величины и формы зерен, от формы их границ и от взаимного расположения. Строение металла (размер, форму и взаимное расположение кристаллов) изучают по излому или по специально подготовленной поверхности образца или части детали, а также металлографическим методом, который подразделяется на макроскопический и микроскопический анализ.

§ I. Излом

Наблюдение вида излома представляет собой самый доступный метод оценки внутреннего строения металлов. Излом бывает либо зернистый, кристаллический, либо волокнистый, " аморфный". При волокнистом изломе структура металла (по форме зерна) не обнаруживается, так как в этом случае излому предшествует пластическая деформация металла, которая искажает действительную форму зерна. При зернистом изломе можно наблюдать так называемое зерно излома, которое дает представление о внутреннем кристаллическом строении металла. Изучая излом стали, можно видеть, что размеры зерна могут колебаться в широких пределах: от нескольких сантиметров – в литой и медленно остывшей болванке, до тысячных долей миллиметра – в кованном и правильно закаленном бруске. Характер излома стали зависит от ее природы, от термообработки, от условий испытания.

§ 2.Макроанализ

Этот метод определения строения металла заключается в просмотре его поверхности невооруженным глазом или под лупой при небольших увеличениях (до 30 крат). С помощью макроанализа можно определить: I) нарушение сплошности металла – усадочную рыхлость, газовые пузыри и раковины, трещины, пустоты; 2) дендритное строение литого металла, характер распределения зон кристаллизации; 3) химическую неоднородность сплава (ликвацию); 4) неоднородность строения сплава, вызванную обработкой давлением – полосчатость, а также линии скольжения (сдвигов) в наклепанном металле; 5)неоднородность, созданную термической или химикотермической обработкой.

Поверхность, подлежащую макроанализу, шлифуют и подвергают травлению специальными реактивами. На шлифованной поверхности не должно быть загрязнений, следов масла и т.п., поэтому ее перед травлением обезжиривают. Подготовленный таким способом образец называют макрошлифом.

§ 3. Микроструктурный анализ

Данный способ заключается в изучении структуры металла под микроскопом при увеличении от 50 до 2000 раз. Исследование микроструктуры проводится на специально приготовленных микрошлифах. Микрошлиф – это кусочек металла с площадью поперечного сечения $\sim$ I$см^2$, вырезанный из интересующего исследователя участка, поверхность его тщательно отшлифована и отполирована до зеркального блеска. На нетравленном шлифе в поле зрения микроскопа можно видеть неметаллические включения (оксиды, сульфиды и т.д.), мелкие поры, а в некоторых случаях и отдельные фазовые составляющие (например, графит в чугунах). После предварительного просмотра шлиф подвергают травлению для выявления микроструктуры. Под действием травителя различные структурные составляющие растворяются по-разному, в результате чего на поверхности микрошлифа образуется рельеф, и микроструктура становится отчетливо видимой. На травленных шлифах в однофазных сплавах определяют величину зерен, их форму, признаки дендритного строения, микротрещины. В многофазных сплавах можно установить величину, форму и расположение структурных составляющих. Микроанализ позволяет определить предшествующую обработку сплава (находится ли он в литом

состоянии или подвергался пластической деформации и термической обработке).

Для изучения микроструктуры применяются специальные микроскопы, в которых луч от источника света, отражаясь от шлифа, проходит через объектив и окуляр (системы линз, расположенные около шлифа и глаза наблюдателя), давая соответствующее увеличение. Однако, как известно из физики, разрешающая способность микроскопа (минимальное расстояние, при котором две точки различаются раздельно, не сливаясь в одно пятно) равна

$$d = \frac{\lambda}{2 n \sin\alpha},$$

где d – разрешающее расстояние;

λ – длина волны;

n – показатель преломления среды между объективом и предметом;

α – половина угла раскрытия объектива;

$n\sin\alpha$ – числовая апертура.

Максимальная числовая апертура для сухих систем равна 0,95. В этом случае разрешающая способность при освещении белым светом равна

$$d = \frac{0{,}55}{2.0{,}95} = 0{,}29 \text{ мк} \approx 0{,}0003 \text{ мм}.$$

Если между объективом и шлифом поместить среду с большим показателем преломления, например, кедровое масло ($n = 1{,}5$), то разрешающая способность увеличится в 1,5 раза и станет равной 0,2 мк. Большее разрешение на оптическом микроскопе получить нельзя.

Для изучения дисперсных структур, а также тонких деталей грубых структур, в металлографической практике используют электронный микроскоп. " Источником света " в электронном микроскопе является электронный луч. Длина волны электронных лучей (λ) зависит от скорости движения электронов

$$\lambda = \frac{h}{m v},$$

где h – постоянная Планка;

m – масса электрона;

v – скорость движения электрона.

В поле напряженностью 50000 B электронам сообщается скорость 124000 км/с, что соответствует длине волны, равной сотым долям ангстрема. Разрешающая способность современного электронного микроскопа составляет 5 - 10 Å / 1 Å = 10^{-8} см.

Метод микроскопического анализа с применением оптического и электронного микроскопа, давая много ценных данных о строении сплавов, не может дать ответ на целый ряд вопросов. Например, равномерно ли распределяются атомы различных веществ, входящих в состав сплава. В таком случае на помощь микроскопическому анализу приходят другие методы исследования: рентгенографический, радиографический, дилатометрический, магнитный и т.д. Все эти методы исследования подробно рассмотрены в специальной литературе.

Глава II

ОСНОВНЫЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЯ О ФИЗИЧЕСКОЙ ПРИРОДЕ МЕТАЛЛОВ

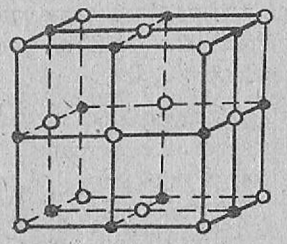
§ 1. Типы связей атомов в твердых телах

Характер взаимодействия между атомами в твердых телах определяется их электронной структурой. Если внешняя оболочка атома только частично заполнена, то атом при взаимодействии с другими атомами стремится отдавать или приобретать электроны до тех пор, пока его внешняя оболочка не окажется заполненной до устойчивой конфигурации. Рассмотрим три типа связи, наиболее часто встречающейся в кристаллах твердых тел: ионную, ковалентную и металлическую.

Ионная связь. Эта связь основывается на взаимном притяжении разноименно заряженных ионов, образующихся в результате потери или приобретения электронов атомами, что связано с тенденцией к построению наиболее устойчивых электронных конфигураций.

Так, при потере одного электрона натрий образует положительно заряженный ион. Атом хлора, присоединяя один электрон, образует отрицательно заряженный ион. Между ними возникает сила электростатического притяжения, которая лежит в основе ионной связи. Кристаллы с ионной связью – это, главным образом, неорганические соединения. Примером могут быть $NaCl$, $NaOH$, MgO , MgS и т.д.(рис.I).

Характерной чертой ионной связи является отсутствие предпочтительной направленности в пространстве. Каждый ион стремится окружить себя наибольшим числом ионов противоположного знака, и структура соединений зависит от атомных радиусов ионов. Так, в соединении $NaCl$ атомный радиус натрия равен 0,98 Å, а атомный радиус хлора – 1,81 Å ,



Р и с.I. Кристаллическая решетка кристалла $NaCl$ (o–o Na^+; $\bullet$–$\bullet$ Cl^-)

причем ионы размещаются так, что каждый ион натрия окружен 6 ионами хлора, а каждый ион хлора – шестью ионами натрия.

Кристаллы с ионной связью отличаются высокой температурой плавления, прочностью и твердостью, низкой пластичностью и низким коэффициентом термического расширения. Эти свойства указывают на большую прочность межатомной связи. Поскольку все электроны в ионных кристаллах сосредоточены на орбитах отдельных атомов, они не могут принимать участие в проводимости. Поэтому ионные кристаллы являются изоляторами. В расплавленном состоянии ионные кристаллы проводят электрический ток за счет перемещения ионов.

Ковалентная связь. Устойчивая конфигурация из 8 электронов на внешней электронной оболочке может быть получена путем обобществления электронов, принадлежащих разным атомам. Например, у атома хлора не хватает всего одного электрона для образования стабильной конфигурации типа аргона. Следовательно, два атома хлора могут обобществить между собой два электрона, образуя молекулу хлора:



Такая связь между атомами известна под названием ковалентной. Ковалентную связь можно представить как обменное взаимодействие электронов, принадлежащих двум атомам.

Ковалентная связь отличается от ионной тем, что все ковалентные связи, исходящие от данного атома, жестко связывают его с каждым другим атомом, т.е. ковалентные связи являются пространственно направленными.

Кристаллы с ковалентной связью отличаются высокими температурами плавления, высокой прочностью и твердостью. Они, подобно ионным кристаллам, являются изоляторами, так как внешние электроны прочно связаны в ковалентных связях. Однако эти два типа связи неидентичны. При плавлении ионные кристаллы становятся проводниками, тогда как ковалентные кристаллы являются изоляторами как в твердом, так и в жидком состоянии.

Металлическая связь. Большинство применяемых в технике металлов имеют в нейтральном атоме только I,2 или 3 валентных электрона. Такие атомы не могут образовать между собой ионную или ковалентную связь. Между ними чаще всего возникает металлическая связь, которую можно представить как связь, возникающую за счет сил притяжения между решеткой из положительно заряженных ионов и электронами, окружающими эти ионы. Электроны не связаны с оболочками тех или иных ионов,

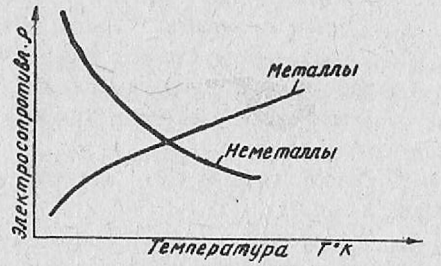
а принадлежат всему металлическому кристаллу. Они свободно перемещаются и их называют свободными электронами или "электронным газом". Металлический кристалл содержит $\approx 10^{16}$ атомов, каждый из которых отдает один или большее число валентных электронов в общее пользование.

Так как обобществленные электроны могут свободно перемещаться, то металлическая связь обеспечивает высокую электропроводность. При любом взаимном смещении атомных слоев в металле межатомная связь будет моментально восстанавливаться, т.е. в любом положении положительные ионы будут стягиваться облаком легко подвижных свободных электронов. Это обеспечивает высокую пластичность металлов.

Для металлических кристаллов характерна плотная упаковка ионов, причем настолько плотная, насколько это допускает взаимное отталкивание ионов и притяжение между ионами и электронами.

По каким же признакам можно отличить металл от неметалла? Важнейшими физическими свойствами, выделяющими металл среди других твердых тел, является высокая тепло – и электропроводность. Однако у некоторых металлов при определенных условиях электропроводность незначительно выше, чем у некоторых неметаллов. Более определенной характеристикой металлического состояния вещества служит температурная зависимость электросопротивления (рис.2).

С повышением температуры металлов увеличивается частота колебаний атомов в узлах кристаллической решетки, что препятствует свободному перемещению электронов, и поэтому электросопротивление растет. В неметаллах (ионная или ковалентная связь)электронов проводимости нет. С повышением температуры усиливается колебание ионов и создаются условия для появления небольшого количества электронов, участвующих в электропроводности. Это приводит к уменьшению электросопротивления при повышении



Р и с.2. Зависимость электросопротивления в металлах и неметаллах от температуры

температуры. Однако следует отметить, что одно и то же вещество в зависимости от условий может вести себя как металл и как неметалл. Например , серебро в газообразном состоянии не обладает признаками металла, а фосфор при всестороннем сжатии обнаруживает металлические свойства. Поэтому правильнее говорить не о признаках, а о характерных особенностях металлического состояния.

Важнейшей особенностью металлического состояния является наличие электронов проводимости, определяющих весь комплекс металлического состояния (пластичность, высокая тепло - и электропроводность и характерный " металлический " блеск).

§2. Структуры металлических кристаллов

Металлы, как уже указывалось, являются веществами кристаллическими, т.е. атомы, входящие в их состав, закономерно располагаются в пространстве. Структура металлических кристаллов определяется чисто геометрическими соображениями размещения атомов как упругих сфер, так как металлическая связь является ненаправленной.

Расположение атомов в кристалле удобно изображать в виде элементарных кристаллических ячеек. Под элементарной кристаллической ячейкой подразумевается наименьший комплекс атомов, который при своем многократном повторении в пространстве позволяет воспроизвести пространственную кристаллическую решетку. В металлах наиболее часто встречаются следующие типы кристаллических решеток:

I. Простая кубическая (такую решетку имеет α -полоний).

2. Объёмноцентрированная кубическая (α- Fe , барий, натрий, β - титан, ванадий, ниобий, молибден, вольфрам и др.).

3. Гранецентрированная кубическая (γ- Fe , никель, медь, свинец, алюминий и пр.).

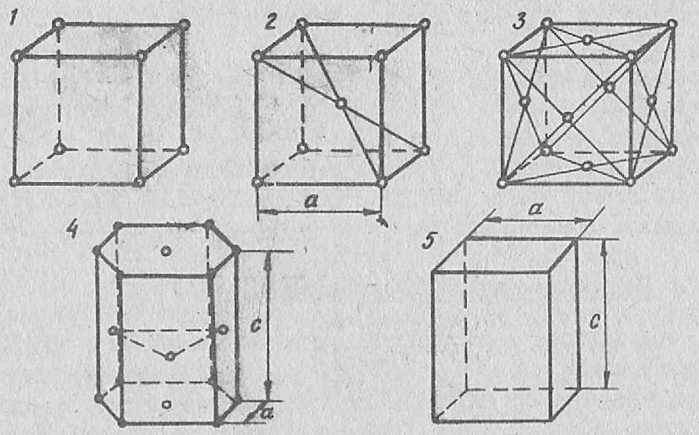
4. Гексогональная (α - титан, гафний, цирконий, магний, бериллий и т.д.).

5. Тетрогональная. В зависимости от пространственного расположения атомов тетрогональная решетка может быть простой и объёмноцентрированной (уран, марганец, β - олово).

Размеры элементарных ячеек характеризуют с помощью параметров a и c (рис.3).

Если в гексогональной решетке отношение $\frac{c}{a}$ = I,633, то такая решетка называется гексогональной плотноупакованной. При иных соотношениях $\frac{c}{a}$ получается неплотноупакованная гексогональная решетка (имеется исключение, например, у Be $\frac{c}{a}$ = I,5682 у

Zn - I,8563, у Cd - I,8858). В тетрогональной решетке отношение $\frac{c}{a}$ называется степенью тетрогональности.



Р и с.3. Типы элементарных кристаллических ячеек:
I - простая кубическая; 2 - объемно-центрированная кубическая; 3 - гранецентрированная кубическая; 4 - гексагональная плотноупакованная; 5 - тетрагональная

Существенное значение для свойств данного металла или сплава имеет число атомов, находящихся во взаимном контакте. Число атомов, находящихся на наиболее близком равном расстоянии от данного атома, называется координационным числом. В простой кубической решетке координационное число равно 6, в объемноцентрированной - 8, в гранецентрированной - I2, в гексогональной плотноупакованной - I2. Чем больше координационное число, тем больше плотность упаковки атомов в решетке (ρ), которую можно подсчитать по формуле

$$\rho = \frac{n\, v_{am}}{v_{яч}},$$

где $n\, v_{am}$ - объем атомов, приходящихся на I элементарную ячейку;
$v_{яч}$ - объем элементарной ячейки.

Простая кубическая решетка имеет плотность упаковки (коэффициент компактности) 0,52, объемноцентрированная кубическая - 0,68, а гранецентрированная кубическая и гексогональная плотноупакованная - - 0,74.

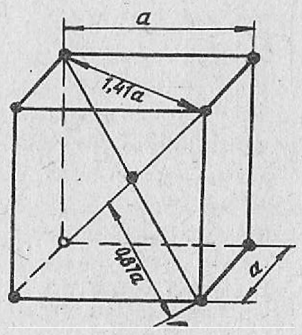
Характеристикой кристаллической структуры является число атомов, приходящихся на одну элементарную ячейку. В простой кубической решетке на одну ячейку приходится один атом, так как в вершинах куба имеется 8 атомов, каждый из которых относится к 8 ячейкам ($\frac{I}{8} \times 8 = I$).

В объёмноцентрированной кубической решетке на одну ячейку приходится два атома, так как атом, находящийся в центре куба, принадлежит только этой ячейке ($\frac{I}{8} + I = 2$).

В гранецентрированной кубической решетке на одну ячейку приходится 4 атома, так как каждый атом, находящийся в центре грани, принадлежит одновременно двум ячейкам ($\frac{I}{8} + \frac{I}{2} \cdot 6 = 4$).

§ 3. Анизотропия свойств кристаллов

Анизотропия - это различие свойств в зависимости от направления в кристаллической решетке. Возникновение анизотропии объясняется тем, что в разных направлениях кристаллической решетки плотность упаковки атомов различна. Например : в α - железе в направлении пространственной диагонали атомы расположены на расстоянии 0,87 а (рис.4). Модуль упругости в этом направлении E = = 29000 кг/мм^2. В направлении плоскостных диагоналей - на расстоянии I,4I а, и модуль упругости здесь равен E = I3500 кг/мм^2.



Р и с.4. Элементарная ячейка α - железа

Анизотропия свойств наблюдается во всех кристаллах. От направления в кристалле зависят модуль упругости, предел прочности, предел текучести, магнитная проницаемость и т.д. Однако имеются свойства кристаллов, которые не зависят от направления: масса, плотность, температура и т.д. Такие свойства называются скалярными.

В реальном металле имеется множество кристалликов, произвольно ориентированных. Это приводит к тому, что в любом направлении располагается примерно одинаковое количество различно ориентированных кристалликов.

В результате свойства такого поликристаллического тела одинаковы во всех направлениях. Это явление называется квазиизотропия.

При холодной пластической деформации может возникнуть преимущественная кристаллографическая ориентация зерен в одном направлении, т.е. текстура. С развитием текстуры начинает проявляться анизотропия свойств.

§ 4. Аллотропические превращения в металлах

Встречаются металлы, которые при разных температурах и давлениях имеют различную кристаллическую структуру. Переход одной структуры в другую при изменении внешних условий называется аллотропическим или полиморфным превращением. Аллотропические превращения наблюдаются у железа, кобальта, титана, вольфрама, олова и некоторых других металлов.

Аллотропические формы обозначаются греческими буквами α , β , γ и т.д., которые в виде индексов добавляются к символу, обозначающему элемент. Аллотропическая форма, существующая при самой низкой температуре, обозначается через α , следующая - через β и т.д.

Превращение одной кристаллографической модификации в другую происходит при постоянной температуре и при нагреве сопровождается поглощением тепла, а при охлаждении - выделением тепла.

Явление полиморфизма объясняется законом об устойчивом состоянии при наименьшем запасе свободной энергии. Запас свободной энергии зависит от температуры. С повышением температуры свободная энергия уменьшается для всех модификаций, но с неодинаковой скоростью. При низкой температуре меньшей свободной энергией обладает α - модификация, поэтому она и существует. При более высокой температуре наименьшей свободной энергией обладает β - модификация, а при температуре выше температуры плавления ($T_{пл}$) - жидкое состояние (рис.5).

Аллотропия имеет большое значение в технике, т.к. с изменением структуры металла связано изменение его свойств. Особенно важна аллотропия железа:

до 9II$^\circ$С существует α - железо с решеткой объемноцентрированного куба;

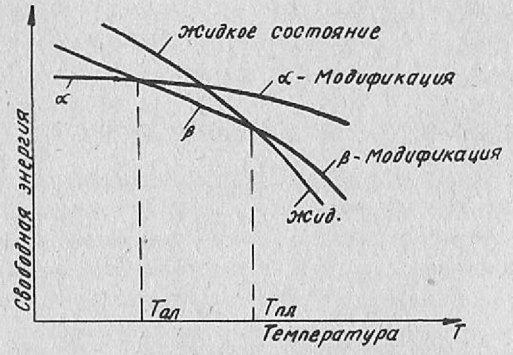
от 9II до I392° - γ железо с решеткой гранецентрированного куба;

от I392 до I539° - δ железо с решеткой объемноцентрированного куба;

выше I539° железо находится в жидком состоянии.

На аллотропии основана вся термическая обработка сплавов железа.

Аллотропические превращения сопровождаются изменением объема.



Р и с.5. Изменение свободной энергии жидкого и кристаллического состояния в зависимости от температуры

Это приводит к появлению больших внутренних напряжений, способных вызывать коробление или даже растрескивание металла.

В процессе аллотропического превращения резко ослабляются силы связи между атомами, что приводит к резкому понижению сопротивления деформации.

Это позволяет в ходе аллотропического превращения малыми усилиями производить правку деталей. Например, предел текучести стали в процессе мартенситного превращения уменьшается до 7–5 кг/мм^2, тогда как закаленная сталь имеет предел текучести больше I00 кг/мм^2.

§ 5. Особенности строения реальных металлов

До сих пор, рассматривая строение кристаллических веществ, мы исходили из того, что их структура идеальна, т.е. атомы расположены в пространстве строго закономерно. Однако ряд наблюдаемых в металлах явлений поставил под сомнение такую идеальную картину строения реальных металлов.

Реальный металл состоит из множества отдельных кристаллитов (зерен). Эти зерна имеют неправильную форму и отличаются ориентацией кристаллической решетки в пространстве. Установлено, что и сами зерна не всегда представляют собою один кристалл, а состоят из отдельных кристалликов – блоков с размерами $I0^{-3}$– $I0^{-6}$см. Каждый блок имеет структуру, приближающуюся к идеальной. Блоки повернуты относительно друг друга на угол I0′ – 20′. Часто блоки объединяются в более крупные агрегаты-фрагменты, которые разориентированы относительно друг друга уже на угол в несколько градусов.

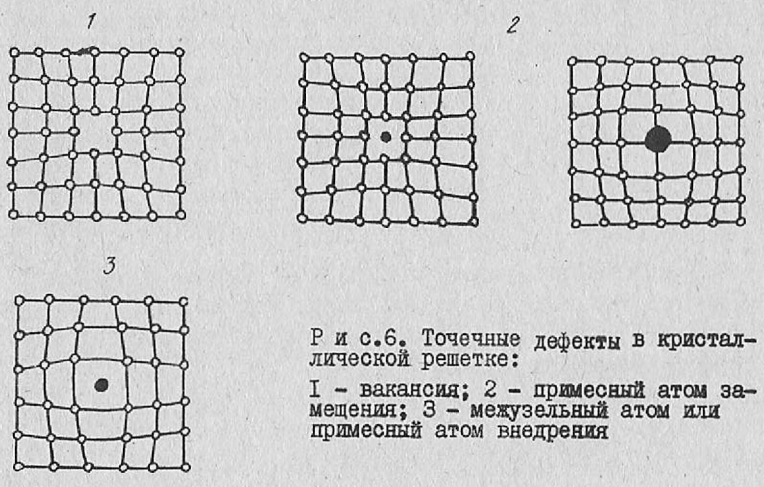
При сравнении механических свойств с данными теоретических расчетов получается, что теоретическая прочность во много раз превышает

практическую прочность металлов. Так, например, теоретическая прочность железа равна I000 кг/мм^2, в то время как практический предел прочности железа равен 28 кг/мм^2. Это огромное расхождение в прочности можно объяснить отклонениями строения реальных металлов от идеального строения кристаллической решетки.

Начиная с середины тридцатых годов, стал быстро возрастать интерес к отступлениям от правильного кристаллического строения к разного рода дефектам решетки. В настоящее время без использования представлений о дефектах реальных металлических кристаллов немыслимо изучать процессы пластической деформации, разрушения, рекристаллизации, возврата и т.д. Накапливается все больше и больше данных, говорящих о том, что дефекты оказывают решающее влияние на прочность, пластичность и многие другие свойства металлов и сплавов.

Дефекты (несовершенства) кристаллического строения подразделяются по геометрическим признакам на точечные (нульмерные), линейные (одномерные) и поверхностные (двумерные).

Точечные дефекты. Эти дефекты малы во всех трех измерениях, их размеры по всем направлениям составляют не больше нескольких атомных диаметров. К точечным дефектам относятся вакансии, межузельные атомы, примесные атомы внедрения и примесные атомы замещения (рис.6).



Р и с.6. Точечные дефекты в кристаллической решетке:

I – вакансия; 2 – примесный атом замещения; 3 – межузельный атом или примесный атом внедрения

Внутри совершенного кристалла вакансии и межузельные атомы могут образовываться одновременно по механизму Френкеля. Сущность его в

следующем. При любой температуре средняя колебательная энергия атомов фиксирована, но энергии отдельных атомов неравны. Некоторые атомы в результате столкновения с соседними получают аномально большую кинетическую энергию и оставляют положение равновесия, т.е. покидают данный узел решетки и движутся внутри решетки. Вышедший из равновесия атом называется межузельным (внедренным) или дислоцированным, а оставшееся пустым место - вакансией. Такой механизм образования вакансий наблюдается редко, т.к. требуется большое отклонение кинетической энергии атома от ее среднего уровня.

Несравненно легче происходит образование вакансий по механизму Шоттки. Если атом с поверхностного слоя испаряется, то на его место переходит соседний атом из более глубокого слоя. Таким путем образуется вакансия, переходящая в глубь кристалла (рис.7).



Р и с.7. Образование вакансий по механизму Шоттки:
—→o —→o— перемещение атома; - - →x - - →x- - перемещение вакансии

В поликристаллах границы зерен, как и свободные поверхности, могут быть источниками вакансий. Дислоцированные атомы и вакансии не остаются неподвижными, а перемещаются по решетке. Движение вакансий - основной механизм диффузии. Вакансия может выйти на поверхность или исчезнуть, если она встретится с дислоцированным атомом. При определенной температуре в металле существует вполне определенная концентрация вакансий. При повышении температуры и приближении её к температуре плавления металла, количество вакансий увеличивается и достигает наибольшей величины (порядка I%) по отношению к числу атомов в решетке. По данным Я.И. Френкеля, в кристаллической решетке одного кубического сантиметра кадмия при 300° количество вакансий достигает 10^{13}.

Количество вакансий $n = Ne^{-\frac{Q}{\kappa T}}$,

где N - количество атомов;
e - экспонента;
Q - энергия образования вакансии;
κ - константа Больцмана;
T - температура.

На образование дислоцированных атомов затрачивается значительно

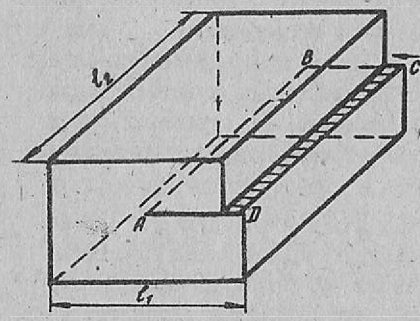
больше энергии, чем на образование вакансий, поэтому концентрация дислоцированных атомов в металлах значительно ниже, чем концентрация вакансий.

Дефекты решетки, связанные с замещением данного атома инородным, образуются в сплавах или в металлах, загрязненных примесями, когда диаметр инородного атома отличается от диаметра атома основного металла. Благодаря искажениям, вносимым примесями, свойства металлов резко меняются.

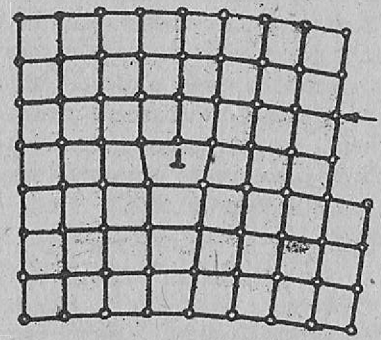
Линейные дефекты. Указанные дефекты малы (имеют атомные размеры) в двух измерениях, в третьем же - значительно большего размера, который может быть соизмерим с длиной кристалла. К линейным дефектам относятся дислокации, цепочки вакансий и межузельных атомов. Наиболее важными из всех линейных дефектов являются дислокации.

Первоначально представления о дислокациях были введены в физику твердого тела (Орован, Поляни, Тейлор, I934 г.) для того, чтобы объяснить несоответствие между наблюдаемой и теоретической прочностью и описать атомный механизм пластической деформации кристаллов. Впоследствии теория дислокаций получила широкое развитие и стала применяться для анализа прочности и пластичности, кристаллизации из расплава и многих других разнообразных явлений в металлах и сплавах. В настоящее время используются разнообразные экспериментальные методы изучения дислокаций в металлах и сплавах.

К основным видам дислокаций относятся краевые (линейные) и винтовые. Посмотрим, как в результате сдвига в кристалле могут появиться краевые или винтовые дислокации.



Р и с.8. Сдвиг, создавший краевую дислокацию AB:
стрелка - вектор сдвига



Р и с.9. Краевая дислокация в простой кубической решетке:
стрелка - вектор сдвига

На рис.8 показан параллелепипед, верхняя часть которого сдвинута относительно нижней на одно межатомное расстояние. Зафиксировано положение, когда сдвиг охватил не всю плоскость скольжения от правой грани параллелепипеда до левой, а лишь часть плоскости скольжения. $ABCD$ – участок плоскости скольжения, в котором произошел сдвиг, AB – граница этого участка.

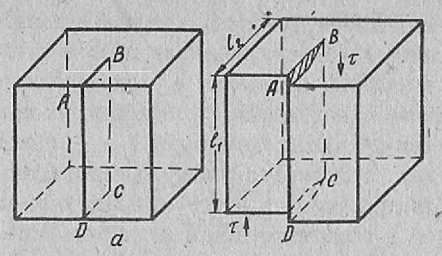
На рис.9 для случая простой кубической решетки показан разрез параллелепипеда по атомной плоскости, перпендикулярной AB (рис.8). В этом сечении кристалл имеет n вертикальных атомных плоскостей. В результате показанного на рис.8 сдвига на одно межатомное расстояние, n вертикальных атомных плоскостей, расположенных выше плоскости скольжения, оказывается напротив (n – I) вертикальных атомных плоскостей, расположенных ниже плоскости скольжения. Одна вертикальная атомная плоскость в верхней половине кристалла не имеет продолжения в нижней половине кристалла. Такую " лишнюю", неполную атомную плоскость называют экстраплоскостью. Можно представить и другой путь появления экстраплоскости: мысленно расщепить кристалл по вертикали сверху вниз до половины высоты и вставить в него сверху лишний атомный слой.

Экстраплоскость действует как клин, изгибая решетку вокруг своего нижнего края внутри кристалла (рис.9). Вблизи края экстраплоскости внутри кристалла решетка сильно искажена. Выше края экстраплоскости межатомные расстояния меньше нормальных, а ниже края – больше.

Область несовершенства кристалла вокруг края экстраплоскости называется краевой дислокацией.

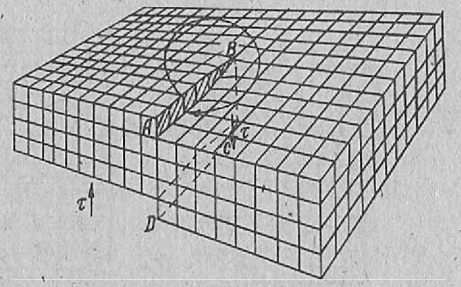
Если экстраплоскость лежит сверху от плоскости скольжения, то краевую дислокацию называют положительной и обозначают $\perp$, если ниже – отрицательной и обозначают $\top$. Различие между положительной и отрицательной дислокацией условное. Переворачивая кристалл (или рисунок), мы превращаем положительную дислокацию в отрицательную и наоборот. Необходимо отметить, что линия краевой дислокации перпендикулярна вектору сдвига.

В и н т о в а я и л и с п и р а л ь н а я д и с л о к а ц и я. Эта дислокация образуется при сдвиге одной части кристалла по отношению к другой по плоскости сдвига $ABCD$ на один параметр решетки (рис.I0). Легко заметить, что благодаря подобного рода сдвигу части кристаллической решетки, образовалась спиральная или винтовая поверхность (рис.II). Кристалл в этом случае можно рассматривать состоящим из одной атомной плоскости, закрученной в виде винтовой поверхности вокруг прямой BC, называемой осью дислокации. Винтовой дислокацией называется область искажения кристаллической решетки вокруг оси дислокации. В отличие от краевой дислокации, которая всегда перпендикулярна вектору сдвига, винтовая дислокация параллельна вектору сдвига.



Р и с.I0. Сдвиг, создавший винтовую дислокацию:
а – кристалл до сдвига надрезан по $ABCD$; б – кристалл после сдвига; $ABCD$ – зона сдвига

Установлено, что для отожженных металлов количество дислокаций, пересекающих каждый $см^2$, составляет 10^6-10^8, а для сильно деформированных – 10^{10}- 10^{12}.



Р и с.II. Кристалл с винтовой дислокацией, представляющий собой атомную плоскость, закрученную в виде спирали

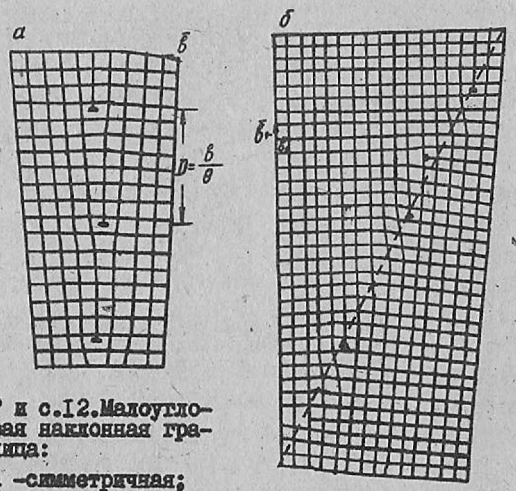
Самой существенной чертой дислокаций является их способность перемещаться. Они могут двигаться под действием внешних усилий (скольжение) или путем взаимодействия с вакансиями (переползание). Механические свойства кристаллов зависят от количества дислокаций, от их способности к перемещению.

П о в е р х н о с т н ы е д е ф е к т ы. Названные дефекты малы только в одном измерении. К ним относятся границы зерен, блоков.

Границы между зернами – это наиболее известный вид поверхностных дефектов. Соединение отдельных зерен происходит по границам. Очевидно, что два кристалла нельзя соединить таким образом, чтобы их кристаллические решетки совпали. Атомы пограничного слоя находятся под влиянием двух соседних зерен и занимают переходное положение от одной правильной решетки к другой, тоже правильной, т.е. возникает

переходная решетка, которая и называется границей зерна. С увеличением угла дезориентации кристаллических решеток, в соседних зернах возникают нарушения в расположении атомов переходной зоны. Глубина слоя с нарушенным расположением атомов по границам зерен у очень чистых металлов составляет 5 - 6 атомных размеров. В технических металлах, содержащих обычно сравнительно большое количество примесей, концентрирующихся в пограничных участках, расположение атомов нарушается в большей степени, и глубина пограничного слоя доходит до тысячи атомных размеров. Однако, хотя описанию границ зерен, обсуждению их природы посвящена обширная литература, до сих пор для общего случая не создана строгая теория строения межзеренной границы. Надежная модель атомного строения разработана только для случая малоугловой границы.

На рис.I2 представлена схема строения малоугловой границы для простой кубической решетки. Такая граница является стенкой дислокаций одного знака и ее называют симметричной наклонной границей. Это частный случай. В общем случае малоугловая граница содержит ряды дислокаций разной ориентации. Чем больше угол разориентации, тем меньше расстояние между дислокациями в стенке. При углах разориентации I0 - I5° дислокационная модель неприменима, так как дислокации располагаются очень близко и теряют свою индивидуальность.



Р и с.I2.Малоугловая наклонная граница:
а -симметричная;
б- несимметричная

Наличие точечных, линейных и поверхностных дефектов в металлах в огромной степени сказывается на их прочности. Зависимость прочности кристалла от числа дефектов представлена на рис.I3.

Дефекты решетки оказывают на сопротивление кристалла деформации двоякое влияние. Способствуя образованию дислокаций, они ослабляют кристалл. С другой стороны, они упрочняют его, т.к. препятствуют свободному перемещению дислокаций. При некотором количестве дефектов металл имеет минимальное сопротивление деформации. Уменьшение дефектов приводит к повышению прочности, так как приближает структуру к идеальной. Увеличение числа дефектов вызывает также повышение прочности, но уже вследствие увеличения сопротивления перемещению дислокаций. Все методы упрочнения, применяемые в настоящее время (наклеп, легирование, термообработка), соответствуют правой пологой ветви кривой. Значительно более заманчивым является использование левой ветви этой кривой, отвечающей получению бездефектных кристаллов. В настоящее время в этом направлении сделаны первые шаги: получены тонкие нитевидные кристаллы, обладающие почти идеальной внутренней структурой. Их называют часто "усами". Толщина усов колеблется обычно от 0,05 до 2 мк, длина - от 2-3 мм до I0 мм. Замечательным свойством тонких кристаллов является исключительно высокая прочность, близкая к теоретической. Металлические " усы" имеют практическое применение.



Р и с.I3. Прочность кристалла в зависимости от количества дефектов в решетке

Г л а в а Ш

СТРОЕНИЕ СПЛАВОВ (основные понятия)

Под сплавом подразумевается вещество, полученное в результате взаимодействия двух или более элементов при охлаждении из жидкого состояния. Возможны и другие способы приготовления сплавов: спекание, электролиз, возгонка, но наиболее распространенным является все же производство сплавов путем сплавления разных веществ.

Прежде чем перейти к рассмотрению строения сплавов, введем понятия о фазе, системе и компонентах.

Ф а з о й называется однородная часть неоднородной системы, имеющая границы раздела, обладающая одинаковыми физическими и химическими свойствами, а в твердом состоянии обладающая одинаковой кристаллической решеткой.

Совокупность фаз, находящихся в состоянии равновесия, называется с и с т е м о й.

К о м п о н е н т а м и системы называют самостоятельные составляющие, из которых могут при определенных условиях образоваться все фазы данной системы и которые не могут превращаться друг в друга, но имеют возможность переходить из одной фазы в другую. Компонентом может быть чистый металл, неметалл или химическое соединение.

В жидком состоянии (в большинстве случаев) компоненты полностью растворяются друг в друге, и тогда жидкий сплав находится в однофазном состоянии. Однако встречаются металлы, практически друг в друге не растворимые. Примером могут служить железо и свинец. При смешивании таких металлов образуются два жидких слоя, распределяющихся на различных уровнях в зависимости от их удельного веса.

В твердом состоянии строение сплава сложнее и зависит от того, как взаимодействуют между собой компоненты при кристаллизации из жидкого состояния. В твердом состоянии в сплавах могут образовываться:

I) твердые растворы;
2) химические соединения и промежуточные фазы;
3) механические смеси.

§ I. Твердые растворы

Твердыми растворами называются кристаллические фазы сплавов, в которых атомы растворенного компонента либо замещают атомы растворителя в его кристаллической решетке, либо располагаются между ними, либо образуют особый тип раствора с " дефектной" кристаллической решеткой.

В зависимости от того, по какому типу размещаются атомы в твердом растворе, различаются три вида твердых растворов:

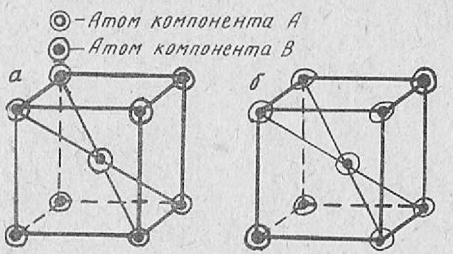
I) твердые растворы замещения;

2) твердые растворы внедрения;
3) твердые растворы вычитания.

Как показывают рентгеновские исследования, независимо от вида перечисленных твердых растворов, тип кристаллической решетки сохраняется таким, каким он был у металла растворителя.

Т в е р д ы е р а с т в о р ы з а м е щ е н и я, как показывает само название, образуются путем замены атомов растворителя в кристаллической решетке атомами растворенного компонента (рис.I4).

Твердые растворы замещения могут быть ограниченные и неограниченные. При неограниченной растворимости любое количество атомов растворителя может быть заменено атомами растворенного вещества. Неограниченным может быть раствор меди в золоте, меди в никеле, железа в никеле и т.д.



Р и с.I4. Кристаллическая решетка: а - чистого металла; б - твердого раствора замещения

Для образования неограниченных твердых растворов необходимо выполнение трех условий:

I. Оба компонента должны иметь одинаковый тип кристаллической решетки.

2. Атомные радиусы компонентов должны незначительно отличаться друг от друга. В случае образования неограниченного твердого раствора на основе *Fe* , различие в атомных радиусах должно быть не более 8%. Другие металлы образуют непрерывные ряды твердых растворов при различии атомных радиусов до I0% и даже I7%.

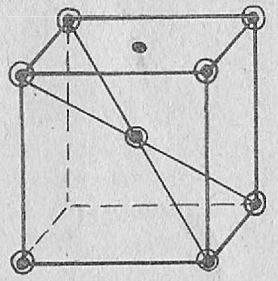
3. Необходимо, чтобы элементы близко располагались друг от друга в периодической таблице Д.И. Менделеева, т.е. были близкими по физической природе, по строению валентной оболочки атомов.

Если два металла не удовлетворяют хотя бы одному из перечисленных условий, то они могут ограниченно растворяться друг в друге. Замечено, что растворимость тем меньше, чем больше различие в размерах атомов и чем больше различие в свойствах компонентов, образующих раствор. Ограниченная растворимость в большинстве случаев уменьшается с понижением температуры.

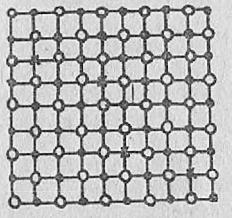
В обычных твердых растворах атомы растворенного элемента распределяются беспорядочно в решетке растворителя. Однако при известных условиях атомы занимают определенные места в узлах решетки, т.е. от неупорядоченного расположения переходят в упорядоченное. Растворы с упорядоченным расположением атомов растворенного элемента называются упорядоченными твердыми растворами или " сверхструктурами". Они могут образовываться в результате медленного охлаждения при кристаллизации или в результате длительного отжига при определенных температурах. " Сверхструктуры" устойчивы при сравнительно низких температурах. Если их нагревать, они или превращаются в неупорядоченные твердые растворы, или распадаются на смесь, состоящую из двух фаз.

При упорядочении твердого раствора, свойства его существенно изменяются: электросопротивление уменьшается, твердость, предел прочности и предел упругости возрастают, микроструктура приобретает игольчатый характер. Вследствие изменения параметра кристаллической решетки, при упорядочении имеют место объемные изменения сплавов. В практике явление упорядочения в твердых растворах чаще всего нежелательно.

Твердые растворы внедрения. Растворы образуются путем размещения атомов растворенного компонента в свободных промежутках между атомами решетки растворителя (рис.I5). Твердые растворы внедрения



Р и с.I5. Кристаллическая решетка твердого раствора внедрения:
◉ – атомы растворителя ;
○ – атомы растворенного вещества



Р и с.I6. Схема расположения ионов в кристаллической решетке вюстита (твердого раствора вычитания):
○ – ионы кислорода; ● –ионы железа; × – незанятый узел

бывают только ограниченные. Они образуются тогда, когда отношение диаметра атома внедряющегося компонента к диаметру атома растворителя меньше 0,59.

Напомним, что для образования твердых растворов замещения это отношение должно быть от 0,85 до I,0. Область от 0,59 до 0,85 является неблагоприятной для образования твердых растворов.

Примером твердого раствора внедрения могут быть: аустенит – твердый раствор внедрения углерода в γ – железе, феррит– твердый раствор внедрения углерода в α – железе.

Твердые растворы вычитания. Растворы образуются только на базе химических соединений. В таких твердых растворах избыточные атомы одного из компонентов занимают нормальное положение в кристаллической решетке, тогда как места, которые должны быть заменены другим компонентом, оказываются частично свободными. Так, в твердом растворе кислорода в закиси железа FeO (вюстит) узлы решетки, принадлежащие ионам кислорода, заняты полностью, в то время как часть узлов, которые должны быть заполнены ионами железа, остаются пустыми (рис.I6). Твердые растворы вычитания образуются также в карбидах : TiC , NbC , ZrC и др. В кристаллических решетках этих соединений частично остаются пустыми места, принадлежащие углероду.

§2. Химические соединения и промежуточные фазы

Химические соединения и промежуточные фазы отличаются от твердых растворов прежде всего тем, что при их образовании не сохраняется кристаллическая решетка ни одного из компонентов, а образуется новый тип решетки, т.е. новое вещество со своими специфическими свойствами.

Образование сплавов наиболее часто сопровождается следующими группами химических соединений и промежуточных фаз:

I. Химическими соединениями с нормальной валентностью.
2. Электронными соединениями.
3. Фазами внедрения.

Химические соединения с нормальной валентностью имеют формулу, соответствующую валентностям элементов, образующих эти соединения. Примером могут служить Mg_2Si , Mg_2Sn , MgS и т.д.

Как правило, химические соединения между металлами (интер – металлические соединения) обладают более высокой твердостью, чем каждый металл в отдельности, и почти полным отсутствием растворимости в них компонентов, из которых они образовались.

Электронные соединения – это большинство соединений между металлами. Они не подчиняются правилу валентности, но зато характе-

ризуются определенным отношением числа валентных электронов к числу атомов в соединении, т.е. определенной электронной концентрацией ($\frac{3}{2}$; $\frac{21}{13}$ или $\frac{7}{4}$), причем каждому отношению соответствует определенная кристаллическая решетка. При отношении числа валентных электронов к числу атомов, равному $\frac{3}{2}$, образуется решетка объёмноцентрированного куба (так называема β - фаза). Все соединения, у которых отношение валентных электронов к числу атомов равняется $\frac{21}{13}$, имеют сложную кубическую решетку с 52 атомами на ячейку (так называемая γ - фаза) и, наконец, при отношении $\frac{7}{4}$ соединение имеет гексогональную решетку (ε - фаза). Характерной особенностью электронных соединений является то, что они допускают растворимость компонентов, из которых они состоят, т.е. являются фазами переменного состава.

Фазы внедрения представляют собой большую группу промежуточных фаз в металлических системах, образующихся путем соединения металлов переходных групп с водородом, углеродом и азотом. Как и в твердых растворах внедрения, отношение атомного радиуса металлоида к атомному радиусу металла меньше 0,59. Однако, в отличие от твердых растворов, все фазы внедрения обладают кристаллическими решетками, отличными от решеток металлов, на базе которых они образовались. По своему составу фазы внедрения соответствуют простым формулам: M_4X , M_2X , MX , MX_2 , где M - металл, X - металлоид. Металлические компоненты могут в небольших количествах растворяться в фазах внедрения. Несмотря на значительный процент металлоидов, входящих в состав фаз внедрения, они имеют свойства, характерные для металлов: обладают металлическим блеском, хорошо проводят электрический ток. Фазы внедрения обладают очень высокой твердостью, близкой к твердости алмаза.

Многие карбиды и нитриды, встречающиеся в сталях и других сплавах, являются фазами внедрения.

§ 3. Механическая смесь

Структура металлических сплавов может представлять собой механическую смесь кристаллов, состоящих из чистых элементов, твердых растворов или химических соединений, отчетливо выявляемых на микроструктуре. Рентгенограмма такого сплава показывает наличие двух или более видов кристаллических решеток.

Если в сплаве компоненты присутствуют в количестве, превышающем

их предельную растворимость, то получается структура, состоящая из двух насыщенных твердых растворов или твердого раствора и химического соединения.

Весьма характерную зернистую или пластинчатую структуру имеет механическая смесь двух фаз, которая образуется при охлаждении из жидкой фазы и называется э в т е к т и к о й.

Эвтектические сплавы имеют очень низкую температуру плавления и обладают хорошими литейными свойствами. Если равномерная зернистая или пластинчатая структура образуется у сплава, имеющего при высокой температуре структуру твердого раствора, она называется эвтектоидом .

Г л а в а IУ

ДЕФОРМАЦИЯ МЕТАЛЛОВ

Из всех свойств металлов наиболее важными являются механические свойства. В силу особенностей металлической связи атомов, металлы, с одной стороны, обладают высокой пластичностью, а с другой стороны, высокой прочностью, поэтому деформирование может происходить только под действием относительно больших нагрузок. Деформация металлов бывает упругой и пластической.

Упругой деформацией называется такое изменение формы тела под действием нагрузки, которое исчезает после снятия внешних сил. Если же изменение формы тела под действием внешней силы остается после ее снятия, то такую деформацию называют остаточной или пластической.

§ 1. Упругая деформация

Упругая деформация в металле происходит за счет отклонения атомов из положения устойчивого равновесия. Растягивающая нагрузка увеличивает межатомные расстояния, снимающая нагрузка уменьшает их, а сдвиговая приводит к искажению углов элементарной ячейки. Однако при смещении атомов в любом направлении нарушается баланс сил притяжения и отталкивания, действующих между ними, и возникает сила, стремящаяся возвратить атомы в положение устойчивого равновесия. Сумма этих сил, приходящаяся на единицу площади поперечного сечения, называется напряжением.

Величина упругого смещения атомов всегда мала. Для таких ограниченных смещений можно принять силу, стремящуюся вернуть атом в положение устойчивого равновесия, как линейную функцию от величины смещения. Это положение лежит в основе закона Гука, согласно которому

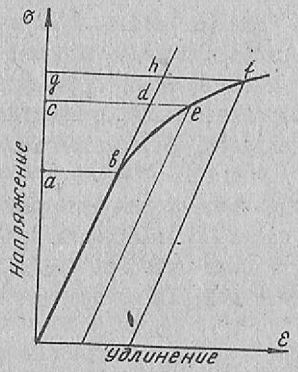
при нагрузках, меньших предела упругости материала, напряжение σ является линейной функцией деформации ε

$$\sigma = E\varepsilon ,$$

где E – коэффициент пропорциональности, называемый модулем упругости I рода.

При постоянной температуре и давлении модуль упругости является функцией только природы атомов и их взаиморасположения. Он может быть изменен по величине в результате внедрения в металл большого числа чужеродных атомов (легирования) или в результате аллотропического превращения, при котором меняется расстояние между атомами. Однако ни в одном случае модуль упругости не изменяется более, чем на 10%, поэтому его считают структурно нечувствительным.

При нагрузках, превышающих предел упругости (σ_y), начинает появляться остаточная деформация. Однако появление ее не означает прекращение развития упругой деформации в образце. Это видно из диаграммы растяжения, представленной на рис.17.



При напряжении a имеется только упругая деформация ab, при напряжении c – упругая деформация cd и остаточная de; при напряжении g – упругая gh и остаточная hf. При этом

$$ab < cd < gh ,$$

т.е. с увеличением напряжения растет и упругая и пластическая деформация.

Р и с.17. Диаграмма растяжения металла

§ 2. Холодная пластическая деформация монокристаллов

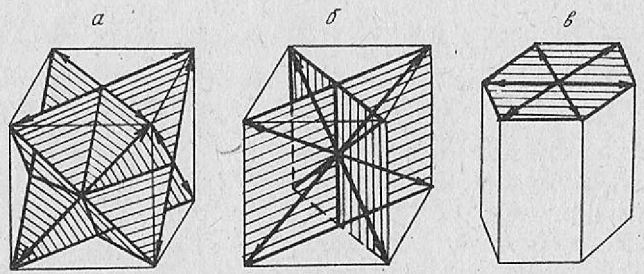
Пластическая деформация монокристаллов может происходить скольжением и двойникованием.

Скольжение. Этот процесс заключается в том, что под влиянием

приложенных сил монокристалл разбивается на слои, называемые пачками скольжения, которые смещаются друг относительно друга. Пачки скольжения внешне обнаруживаются по появлению на поверхности кристалла ступенчатых неоднородностей – полос скольжения. Полосы скольжения прямолинейны, если скольжение протекает только в одном ряде параллельных плоскостей (например, в кристаллах цинка и кадмия) или имеют волнистый характер, если скольжение протекает по нескольким рядам плоскостей, находящихся под углом друг к другу (например, в кристаллах железа).

Скольжение в металлах происходит по определенным кристаллографическим плоскостям (плоскостям скольжения) и вдоль определенных кристаллографических направлений (направлений скольжения). Плоскости скольжения обычно являются плоскостями с наиболее плотной упаковкой атомов. Они для данного кристалла меняются в зависимости от температуры, степени предварительной деформации и содержания примесей.

В металлах, имеющих кубическую гранецентрированную решетку(Cu , Al , Ni , Ag), плоскостями скольжения являются плоскости октаэдра; в металлах, имеющих решетку объёмноцентрированного куба (α-Fe , W), – диагональные плоскости, а для металлов, кристаллизующихся в гексагональной системе, скольжение происходит по плоскостям базиса (рис.18).



Р и с.18. Плоскости скольжения (заштрихованы) и направления скольжения (показаны стрелками):

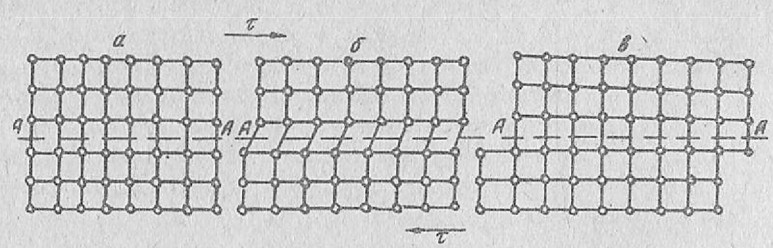
а – гранецентрированная кубическая решетка; б – объемноцентрированная кубическая решетка; в – гексагональная решетка

Направления скольжения совпадают с направлениями наиболее плотного расположения атомов. Например, в гранецентрированной решетке

таким направлением будет направление диагонали грани куба. Направления скольжения так же, как и плоскости скольжения, меняются в зависимости от температуры и других факторов, но в значительно меньшей степени.

Чем больше возможных плоскостей и направлений скольжения имеется в металле, тем он пластичнее. Наиболее пластичны металлы с гранецентрированной кубической решеткой; далее идут металлы с объемноцентрированной кубической решеткой, и наименее пластичными будут металлы с гексагональной решеткой.

Для случая идеальной решетки естественно предположить, что процесс скольжения происходит так, как показано на рис.19. Все атомы



Р и с.19. Схема упругой и пластической деформации металла под действием напряжения сдвига:

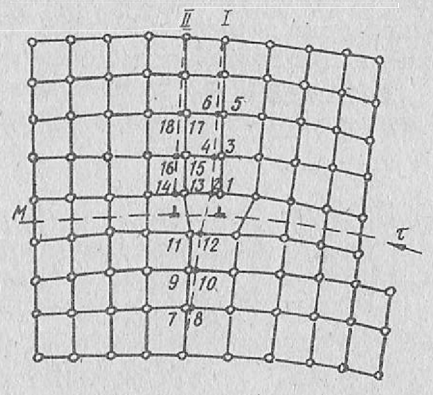
а - первоначальный кристалл; б - упругая деформация; в - сдвиг (сохранилась остаточная деформация)

части кристалла выше плоскости скольжения AA под действием касательных напряжений τ смещаются одновременно и из положения а переходят в положение б и в. При этом приложенная сила должна быть достаточной, чтобы преодолеть взаимное притяжение между всеми граничными атомами из соседних слоев. Теоретический расчет, основанный на этом предположении, дал для критического скалывающего напряжения величину порядка $10^2 - 10^3$ кгс/мм^2, т.е. в 100 - 1000 раз больше экспериментально установленной для реальных металлов величины. Для объяснения низкого значения критического скалывающего напряжения, пришлось предположить, что при "сдвиге" соседних слоев межатомные силы преодолеваются не одновременно во всем слое. В каждый данный момент в смещении участвуют не все атомы, находящиеся по обе стороны от плоскости скольжения, а лишь сравнительно не-

большая группа атомов. Для описания такого механизма сдвига используется теория дислокаций, которая рассматривает пластический сдвиг как процесс перемещений дислокаций.

Рассмотрим схему атомного механизма перемещения краевой дислокации при сдвиге на одно межатомное расстояние (рис.20).

В исходном состоянии положение атомов обозначено светлыми кружками, а в конечном - черными. Чтобы дислокация из исходного положения I переместилась в соседнее положение II, не нужно сдвигать всю верхнюю половину кристалла на одно межатомное расстояние. Достаточно, чтобы произошли следующие перемещения атомов: атом I - в положение I, 2,3 в 4, 5 в 6, 7 в 8, 9 в 10, 11 в 12, 13 в 14, 15 в 16 и 17 в 18. Аналогично



Р и с.20. Схема движений краевой дислокации

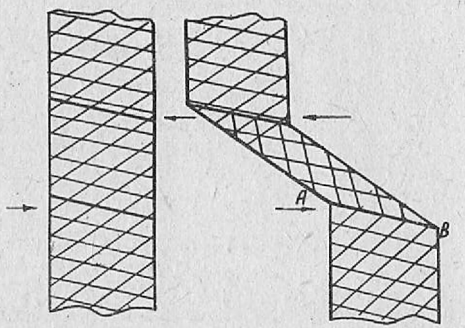
смещаются атомы не только в плоскости чертежа, но и во всех атомных слоях, параллельных этой плоскости. Незначительные перемещения атомов в области дислокации приводят к перемещению самой дислокации на одно межатомное расстояние. Когда дислокация пройдет всю плоскость скольжения, верхняя часть кристалла переместится относительно нижней на одно межатомное расстояние. Таким образом, при перемещении дислокаций в результате эстафетного, волнообразного перемещения атомов, расположенных около дислокации на расстоянии меньше межатомного, может произойти сдвиг одной части кристалла относительно другой.

При расчете теоретической прочности исходят, как мы уже указывали, из того, что при сдвиге необходимо преодолеть межатомные связи между всеми граничными атомами по обе стороны от плоскости скольжения. При перемещении же дислокации в соседнее положение разрываются межатомные связи только между двумя цепочками атомов (между II и I3, рис.20). Именно этим объясняется низкое опытное значение критического скалывающего напряжения.

Сдвиг в металлах осуществляется не только за счет дислокаций,

присутствующих в недеформированном состоянии. Дислокации могут возникать в самом металле в результате пластической деформации. При движении дислокации будут взаимодействовать, частично погашаясь, а в большинстве случаев тормозя друг друга, увеличивая искажения решетки в целом. С увеличением искажений возрастает сопротивление деформации, т.е. металл упрочняется. Сущность упрочнения, в основном, заключается в торможении дислокаций.

Двойникование. При двойниковании часть кристалла перемещается и одновременно поворачивается относительно другой (рис.21).



Р и с.21. Схема двойникования в монокристалле (стрелками показано направление сил)

Таким образом, пластическая деформация двойникованием сводится к переориентировке части кристалла в положение, симметричное по отношению к первой части относительно плоскости, называемой плоскостью двойникования (*AB* на рис.21).

Чаще всего двойникование наблюдается при приложении ударных нагрузок в металлах с гексогональной решеткой, т.е. в тех случаях, когда деформация скольжения затруднена. Двойникование наблюдается не только при деформации кристалла внешними силами, но и при фазовых превращениях и рекристаллизации.

§ 3. Особенности пластической деформации поликристаллов

Пластическая деформация поликристаллов складывается из деформации отдельных зерен (внутризеренная деформация) и их относительного смещения (межзеренная деформация).

Деформация отдельных зерен происходит путем скольжения или двойникования, но в отличие от монокристаллов - под действием соседних различно ориентированных зерен. Пластическая деформация начинается не одновременно во всех зернах, а сначала в тех, у которых возможные

плоскости и направления скольжения совпадают с направлением действия наибольших касательных напряжений. Пластической деформации в отдельных благоприятно ориентированных зернах будут препятствовать соседние неблагоприятно ориентированные, в плоскостях сдвига которых напряжения не достигли критической величины. Такая неравномерная деформация приводит к более интенсивному упрочнению поликристаллических тел по сравнению с монокристаллическими, к неоднородности напряженного состояния (одни зерна сжаты, другие растянуты, третьи изогнуты).

Доля межкристаллитной деформации в общей пластической деформации мала. Заметное скольжение по границам зерен - это, как правило, начало разрушения.

При комнатной температуре в поликристаллах границы всегда прочнее самого зерна. Это связано с тем, что закономерность в расположении атомов на границах нарушена, а поэтому здесь отсутствуют пути легкого скольжения. Влияние границ на пластическую деформацию самого зерна состоит в том, что они препятствуют выходу дислокаций и упрочняют зерно.

В сплавах пластическая деформация осложняется наличием растворенного элемента или наличием разных по составу и строению фаз, разделенных границами. В многофазных системах кристаллы более твердой и малодеформируемой фазы препятствуют скольжению. Чем больше их и чем меньше они по величине, тем тверже сплав, тем меньше пластичность.

В металлах в результате пластической деформации возникают напряжения. Различают упругие напряжения, обусловленные действием внешней нагрузки и исчезающие после ее снятия, и остаточные напряжения, уравновешивающиеся в пределах тела после прекращения действия внешней нагрузки.

Образование внутренних напряжений в основном связано с неоднородным распределением деформаций по объему тела. Так, в процессе быстрого нагрева или охлаждения металла, вследствие неоднородности расширения (сжатия) поверхностных и внутренних слоев, возникают тепловые напряжения. При кристаллизации и термической обработке, вследствие неоднородного протекания структурных превращений по объёму, возникают фазовые или структурные напряжения.

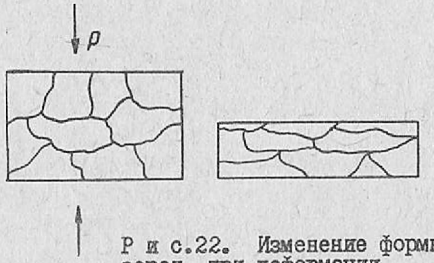
Внутренние напряжения различают и по другому признаку (По Н.Н., (Давиденкову). Напряжения I рода (или зональные), уравновешивающиеся в объёме всего тела, называемые также макронапряжениями.

Напряжения II рода, уравновешивающиеся в объеме зерна (кристаллита) или нескольких блоков, называемые иначе микронапряжениями, чаще возникают в процессе фазовых превращений и деформации металла.

Напряжения III рода, локализующиеся в объемах кристаллической ячейки, представляют собой статические искажения решетки, т.е.смещения атомов на доли ангстрема из узлов кристаллической решетки.

§ 4. Влияние пластической деформации на структуру и свойства металлов

Изменение внешней формы деформируемого металла происходит вследствие изменения формы отдельных зерен (рис.22).



Р и с.22. Изменение формы зерен при деформации

Уже при степенях деформации 20-30% явно выявляется вытянутость зерен в направлении наибольшей деформации. В металлах всегда присутствуют различного рода включения и неоднородности, которые при деформации удлиняются в направлении течения металла, образуя полосы. При явно выраженной полосчатости свойства металла в направлении, перпендикулярном осям полос, ниже, чем вдоль полос.

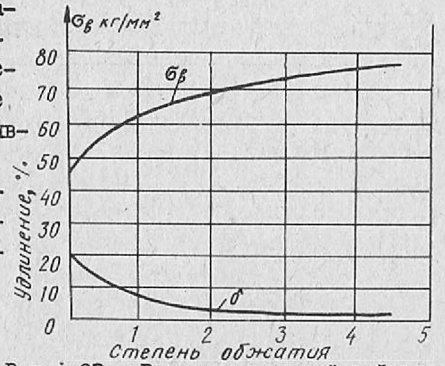
При пластической деформации процесс скольжения приводит к вращению зерен. В результате вращения, зерна стремятся ориентироваться так, чтобы их действующие плоскости скольжения были параллельны направлению главной деформации. В результате развивается преимущественная кристаллографическая ориентация зерен в одном направлении, которая называется текстурой. Текстурованный металл начинает проявлять анизотропию свойств. Поэтому появление текстуры в металлах чаще всего нежелательно. Однако в отдельных случаях, например, при производстве трансформаторной стали, текстуру специально создают, чтобы получить нужные магнитные свойства.

При больших степенях деформации, зерна не только меняют свою форму, но и заметно измельчаются, изменяются субмикроструктура зерна: блоки становятся более мелкими.

При пластической деформации меняются механические, физические и другие свойства металла. Как уже указывалось, в процессе пластической деформации сопротивление деформации все время растет, а способность к деформированию уменьшается. Это увеличение прочности и снижение пластичности металла в результате пластической деформации называется наклепом. Упрочнение металла в процессе пластической деформации объясняется увеличением числа дефектов кристаллического строения (дислокаций, вакансий, межузельных атомов (рис.23).

Способность к упрочнению у различных металлов и сплавов различна: сплавы упрочняются интенсивнее, чем чистые металлы, мелкозернистые металлы упрочняются интенсивнее, чем крупнозернистые.

В результате пластической деформации увеличивается электросопротивление металла, изменяются его магнитные свойства,уменьшается плотность, сопротивление коррозии и другие физические свойства.



Р и с.23. Влияние холодной деформации на механические свойства железа

§5. Влияние нагрева на структуру и свойства холоднодеформированного металла

Известно, что энергия, затрачиваемая на деформирование, делится на две части. Большая часть энергии, составляющая примерно 90%, выделяется в виде тепловой энергии, а 10% энергии остается в металле и обусловливает возникновение остаточных напряжений. Эти остаточные напряжения подразделяются на напряжения первого рода, микронапряжения и на статические искажения кристаллической решетки.

Статические искажения кристаллической решетки представляют собой дефекты кристаллического строения. При пластической деформации увеличивается число точечных дефектов в виде вакансий и внедренных атомов, заметно увеличивается и плотность дислокаций. Они заблокированы и не могут вернуться в свои источники.

Исследования показывают, что именно статические искажения кристаллической решетки ответственны почти за всю поглощенную энергию при деформации. На долю микронапряжений приходится до I% от остаточной энергии деформирования. Поэтому ясно, что искажение кристаллической решетки, повышенная плотность дислокаций являются главной причиной изменения всех физико-химических свойств металла в процессе пластической деформации.

Деформированный металл, имеющий вытянутые и измельченные зерна, блоки зерен и значительные остаточные напряжения, обладает повышенным уровнем свободной энергии и находится в крайне неравновесном, термодинамически неустойчивом состоянии. Протекание в металле процессов, приближающих его к равновесию, возможно только в том случае, если будут созданы определенные кинетические условия. Необходимые условия создаются повышением температуры, т.е. увеличением кинетической энергии атомов, увеличением их подвижности. При этом могут идти два принципиально различных процесса: возврат - когда видимых под микроскопом изменений структуры не наблюдается и рекристаллизация - полная замена деформированных искаженных зерен новыми равновесными. Эти процессы следуют один за другим при повышении температуры, но в ряде случаев могут и перекрываться.

§ 6. Возврат

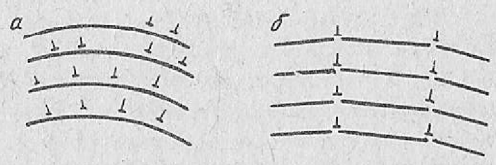
Под возвратом понимается совокупность самопроизвольных процессов в холоднодеформированном металле, которая, не вызывая изменения формы и размеров кристаллов, изменяет их тонкую структуру, приближая металл к равновесному состоянию.

В процессе возврата различают две стадии. При более низких температурах (ниже 0,2 $T_{пл}$) протекает первая стадия возврата - отдых, когда происходит уменьшение точечных дефектов и перераспределение дислокаций без образования новых субграниц. В процессе отдыха частично устраняются и дислокации.

Вторая стадия возврата - полигонизация, под которой понимают дробление (фрагментацию) кристаллитов на субзерна (полигоны) с малоугловыми границами. При деформации кристалла, например, путем изгиба, возникают дислокации, беспорядочно распределенные в плоскостях скольжения (рис. 24,а).

При нагреве до 0,25-0,3 $T_{пл}$ избыточные дислокации одного знака выстраиваются в дислокационные стенки, что приводит к образованию в монокристалле или в зерне поликристалла - субзерен (полигонов), свободных от дислокаций и отделенных друг от друга малоугловыми дислокационными границами (рис. 24,б).

При отдыхе технически чистого металла уменьшается число точечных дефектов, вакансии сливаются с внедренными атомами и мигрируют к дислокациям. Электросопротивление металла, чувствительное к точечным дефектам, заметно уменьшается, а механические свойства, не чувствительные к ним, практически не меняются.



Р и с.24. Схема процесса полигонизации: а - распределение дислокаций после деформации; б - образование границ блоков

При полигонизации происходит растормаживание части дислокаций и под действием имеющихся напряжений II рода они начинают двигаться и аннигилировать, т.е. сливаться с дислокациями противоположного знака в одной плоскости скольжения. В результате этого происходит снижение твердости, прочности и увеличение пластичности, т.е. возврат механических свойств к исходным значениям в отожженном ненаклепанном металле. Степень возврата механических свойств невелика (20-40%).

§ 7. Рекристаллизация

После холодной пластической деформации кристаллическая решетка металла искажена, причем эти искажения распределены в объёме металла неравномерно. Имеются участки с особо высокой концентрацией напряжений и повышенным уровнем свободной энергии, в которых сосредотачивается почти вся поглощенная энергия деформирования. Эти участки в термодинамическом отношении наименее устойчивы, и в них прежде всего начинается процесс снятия упругих искажений кристаллической решетки при нагреве. Таким образом, участки, в которых после деформации локализованы статические искажения кристаллической решетки, при нагреве становятся наиболее устойчивыми по сравнению с окружающими их объемами, так как в них прежде, чем в других, снимаются искажения кристаллической решетки.

Обладая более равновесной кристаллической решеткой, они начинают расти за счет окружающих их участков, в которых искажения решетки еще сохранились.

Таким образом, микрообъёмы с неискаженной кристаллической решеткой становятся как бы зародышевыми центрами, из которых вырастают новые зерна за счет " поедания " старого искаженного окружения.

Этот процесс образования зародышевых центров и роста из них новых зерен называется рекристаллизацией. При рекристаллизации не восстанавливается старое зерно, а заменяется совершенно новым, т.е.происходит полная перекристаллизация. При этом наклеп полностью снимается. Для каждого металла имеется свой температурный порог рекристаллизации. Для свинца он лежит ниже комнатной температуры; для чистой меди - около 200°; для железа - около 450° ; для никеля - около 600°; для вольфрама - около 1200°; чем выше температура плавления, тем выше температурный порог рекристаллизации.

А.А. Бочвар нашел, что для технически чистых металлов температура начала рекристаллизации

$$T_{рекр} = 0{,}4\ T_{пл}.$$

(для чистых металлов 0,1 - 0,2, для сплавов твердых растворов 0,5 - 0,6),

где $T_{пл}$ - абсолютная температура плавления;

$T_{рекр}$ - порог рекристаллизации.

Полученный по этой формуле температурный порог рекристаллизации есть температура, ниже которой рекристаллизация практически не протекает.

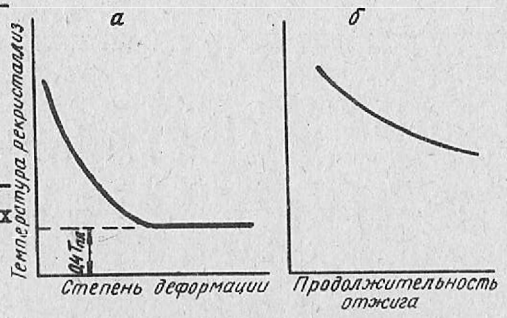
Температура рекристаллизации имеет важное практическое значение. Для того, чтобы восстановить структуру и свойства наклепанного металла (например, при необходимости продолжить обработку давлением путем прокатки, протяжки, волочения и т.п.), его надо нагреть выше температуры рекристаллизации. Такая обработка называется отжигом.

Пластическая деформация выше порога рекристаллизации, хотя и приводит к образованию сдвигов и к упрочнению, но это упрочнение устраняется протекающим при этих температурах процессом рекристаллизации. Следовательно, при пластической деформации выше порога рекристаллизации, упрочнение и наклеп если и произойдут, то будут тотчас же сниматься. Такая обработка называется горячей обработкой давлением. Обработка давлением (пластическая деформация) ниже температуры рекристаллизации вызывает наклеп и называется холодной обработкой.

Опыты показывают, что температурный порог рекристаллизации меняется в зависимости от степени предшествующей холодной деформации

и продолжительности отжига : чем больше степень холодной деформации и продолжительность отжига, тем ниже температурный порог рекристаллизации (рис.25).

Наличие в металле растворенных примесей может изменить температурный порог рекристаллизации. Особенно повышается температурный порог рекристаллизации при выделении в металле дисперги-рованных частиц различных фаз.



Р и с.25. Зависимость температурного порога рекристаллизации от степени деформации (а) и продолжительности отжига (б)

Образование и рост новых зерен с менее искаженной решеткой за счет исходных деформированных зерен называется рекристаллизацией обработки или первичной рекристаллизацией. Рекристаллизованный металл, состоящий из большого количества зерен с большой суммарной поверхностью границ обладает избытком свободной поверхностной энергии. Для уменьшения ее система стремится уменьшить протяженность границ, т.е. увеличить размер зерен. Это возможно при " поедании" одних зерен другими, что называется собирательной рекристаллизацией. При укрупнении зерна с вогнутой поверхностью (где атомы удерживаются большим числом соседей) поедают участки соседних зерен с выпуклой поверхностью, т.е. крупные зерна " поедают" мелкие.

Процесс рекристаллизации протекает во времени с некоторой скоростью, поэтому для устранения последствий холодной деформации требуется не только нагрев до известной температуры, но и определенная выдержка при этой температуре. Скорость процесса рекристаллизации для данного метала определяется температурой нагрева и степенью деформации. Чем выше температура и чем больше степень деформации, тем быстрее протекает процесс рекристаллизации.

§ 8. Изменение размеров зерен в процессе рекристаллизации

На свойства металла большое влияние оказывает размер зерен, получившихся при рекристаллизации. Металлы и сплавы, имеющие мелкое зерно, обладают повышенной прочностью и особенно ударной вязкостью. Однако в некоторых случаях необходимо получить крупное зерно, например, в трансформаторной стали.

Основными факторами, определяющими величину зерен металла при рекристаллизации являются: температура (рис.26), продолжительность выдержки при нагреве (рис.27) и степень предварительной пластической деформации (рис.28).

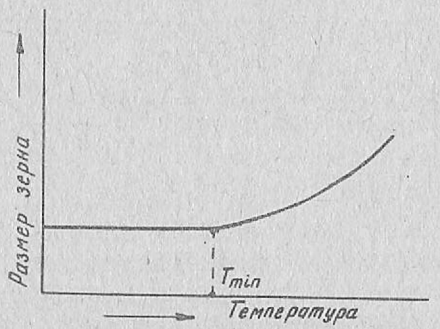
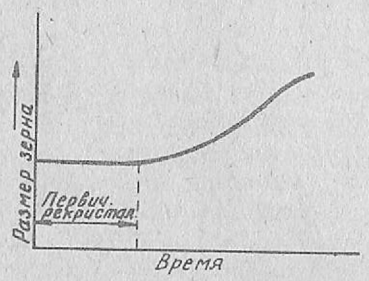


Рис. 26. Изменение размера зерна наклепанного металла в зависимости от температуры нагрева



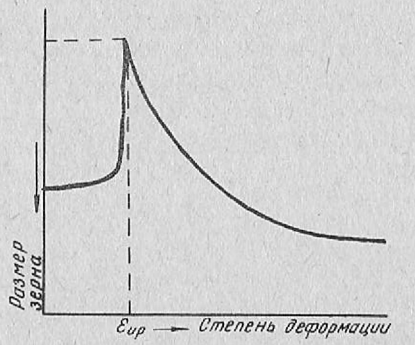
Р и с. 27. Зависимость величины зерна от продолжительности нагрева

Если степени деформации малы, нагрев не вызывает рекристаллизации и никаких изменений в среднем размере зерна не наблюдается. В этом случае внутри зерна образуется субструктура - фрагменты. Такой процесс называется полигонизацией.

При некоторой небольшой деформации, называемой критической степенью деформации, вырастают зерна очень больших размеров. Структура становится резко контрастной: наряду с крупными зернами возникают мелкие. Большое различие в запасе свободной энергии крупных и мелких зерен приводит к интенсивному росту крупных за счет мелких, т.е. к образованию крупнозернистой структуры.

Величина критической степени деформации колеблется для различных металлов, в зависимости от их природы и чистоты, в пределах 1,5 - 10%. Такой степени деформации следует избегать в производстве, так как при последующем отжиге для снятия наклепа получится крупнозернистая структура с низкими и неравномерными механическими свойствами.

При больших степенях деформации размеры зерен выравниваются и склонность зерен к росту уменьшается. Причем, чем больше степень деформации, тем меньше получается размер зерен после рекристаллизации.



Р и с.28. Влияние степени деформации на величину зерна после рекристаллизации

Наглядное представление о зависимости размера зерна от степени деформации и температуры отжига дают пространственные диаграммы рекристаллизации. Эти диаграммы используют для приближенного выбора условий рекристаллизационного отжига. Для более точного назначения режима отжига необходимо учитывать не только температуру и степень пластической деформации, но также и время отжига, скорость нагрева металла, содержание примесей, вид обработки металла до рекристаллизации и другие факторы, оказывающие влияние на величину зерна.

Практически рекристаллизационный отжиг малоуглеродистых сталей обычно проводится при 600-700°С, латуней и бронз - при 560-700°С, алюминиевых сплавов - при 350-450°С, титановых сплавов - при 550-750°С.

Г л а в а У

ДВОЙНЫЕ СИСТЕМЫ

Изучение структуры и свойств сплавов является важной составной частью металловедения. Чистые металлы применяются в технике значительно реже, чем сплавы. Это объясняется, с одной стороны, срав-

нительно низкими механическими свойствами чистых металлов, с другой - теми особыми свойствами, которыми часто обладают сплавы и которые не могут быть достигнуты применением чистых металлов.

В случае полной растворимости компонентов, в жидком состоянии сплав представляет собой однофазный жидкий раствор. Большинство металлов, находясь в жидком состоянии, дают однородные жидкие растворы при их смешении. Но это не является общим правилом, в ряде случаев имеются исключения.

§ I. Диаграмма состояния

Диаграмма состояния представляет собой наглядное изображение процессов кристаллизации сплавов, Она показывает изменение равновесного состояния сплавов в зависимости от температуры и концентрации, а также дает возможность определить фазовый состав сплава той или иной концентрации в условиях равновесия и охарактеризовать имеющиеся фазы как с качественной, так и с количественной стороны.

Кроме того, диаграмма состояния позволяет, соблюдая равновесие условия, проследить за фазовыми превращениями, происходящими в сплаве при нагревании и охлаждении и дать ожидаемую качественную характеристику структурных составляющих, полученных в результате превращений. Построить диаграмму состояния можно только экспериментально. Для этого обычно применяют термический метод исследования, заключающийся в том, что сплавы различных составов переводятся в жидкое состояние и затем медленно охлаждаются. Во время охлаждения производится замер температуры через известные промежутки времени.

Наступление изменений в агрегатном состоянии, в связи с выделением скрытой теплоты превращения, отражается на изменении хода кривой температура - время.

Для более точного построения диаграммы состояния, в дополнение к термическому методу применяют еще и другие методы: закалка сплавов, микроскопический, дилатометрический, рентгеновский, магнитный и др.

Рассмотрим построение диаграммы состояния системы свинец - сурьма. Для этого приготовим ряд сплавов с различным содержанием свинца и сурьмы, расплавим их и затем, охлаждая, построим кривые охлаждения (рис. 29).

Начальные точки каждой кривой охлаждения соответствуют нулевому



Р и с.29. Построение диаграммы состояния по кривым охлаждения

отсчету времени и отвечают жидкой фазе. Точки излома и горизонтальные площадки на кривых охлаждения соответствуют критическим точкам. Чистые свинец, сурьма и сплав, содержащий I3% сурьмы и 87% свинца, имеют только одну критическую точку. Все остальные сплавы имеют по две критические точки. При этом температуры начала кристаллизации у всех сплавов различны, а температура конца кристаллизации у всех сплавов одна и та же (246°).

По полученным кривым охлаждения построим диаграмму состояния. Для этого прежде всего проведем координаты будущей диаграммы: по оси абсцисс отложим содержание компонентов в сплаве, а по оси ординат - температуру. Слева направо по оси абсцисс содержание свинца в сплаве будет уменьшаться от I00 до 0%, а количество сурьмы будет увеличиваться от 0 до I00%.

Нанесем на соответствующих ординатах полученные критические точки для всех рассмотренных нами сплавов и чистых металлов. Соединив затем точки ℓ , соответствующие температурам начала затвердевания всех сплавов и металлов, получим линию ABC . На диаграмме состояния она получила название линии ликвидуса.

Линией ликвидуса называется геометрическое место точек начала кристаллизации. Выше этой линии все сплавы данной системы находятся в жидком состоянии.

Соединяя затем точки S , соответствующие температурам конца затвердевания сплавов, получим линию солидуса DBE .

Линией солидуса называется геометрическое место точек конца

кристаллизации. Любой из сплавов данной системы ниже этой линии находится в твердом состоянии.

§ 2. Правило фаз

При рассмотрении процессов превращения в сплавах широко применяется так называемое " правило фаз", дающее возможность проверить правильность построения диаграммы состояния и теоретически обосновать направление протекания процессов превращения для установления равновесного состояния системы.

Состояние той или иной системы определяется: температурой, давлением и составом фаз системы (концентрацией). Эти величины являются переменными факторами, определяющими состояние равновесия между отдельными фазами.

Под числом степеней свободы (вариантностью) системы понимается число переменных факторов (температура, давление и концентрация), которое можно изменить без изменения числа фаз в системе.

Математическое выражение правила фаз представляется в следующем виде:

$$C = K - f + 2,$$

где C – число степеней свободы;
K – количество компонентов;
f – число фаз;
2 – число внешних переменных факторов (давление и температура).

Если принять, что все превращения в металле происходят при постоянном давлении, то число переменных уменьшится на единицу и уравнение пример вид:

$$C = K - f + 1.$$

Это выражение правила фаз применяется к металлическим системам равновесия. Если $C = 0$, то такое равновесие фаз называют нонвариантным (безвариантным).

При $C = 1$ систему называют моновариантной,
при $C = 2$ – бивариантной.

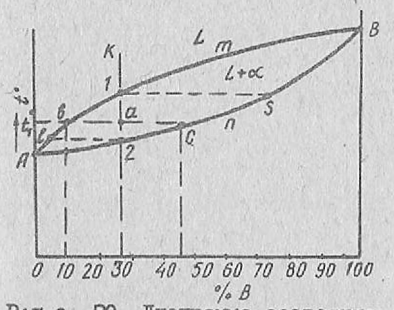
§ 3. Диаграмма состояния сплавов, образующих неограниченные твердые растворы

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

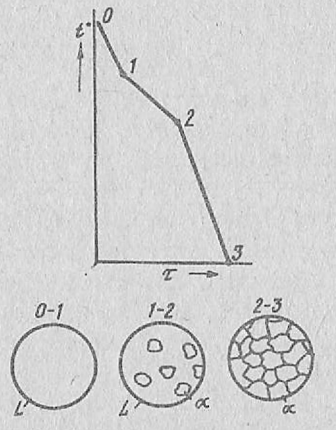
Компоненты A и B . Фазы $\angle$ и α .

Если два компонента неограниченно растворяются в жидком и твердом состоянии, то возможно существование только двух фаз – жидкого раствора $\angle$ и твердого раствора α . Следовательно, трех фаз быть не может, кристаллизация при постоянной температуре не наблюдается и горизонтальной линии на диаграмме нет.

Диаграмма (рис.30) состоит из трех областей: жидкость, жидкость + твердый раствор и твердый раствор.



Р·и с. 30. Диаграмма состояния сплавов, образующих неограниченные твердые растворы



Р и с.31. Кривая охлаждения сплава при образовании твердого раствора и схема структур

Линия $A m B$ является линией ликвидус, а линия $A n B$ – линией солидус. Процесс кристаллизации сплава K изображается кривой охлаждения (рис.31). Точка 1 соответствует началу кристаллизации, точка 2 – – концу. Между точками 1 и 2 (т.е. между линиями ликвидус и солидус) сплав находится в двухфазном состоянии. При двух компонентах и двух фазах система моновариантна ($C = K - f + 1 = 2 - 2 + 1 = 1$), т.е. если изменяется температура, то изменяется и концентрация компонентов в фазах; каждой температуре соответствуют строго определенные составы фаз.

§ 4. Правило отрезков

В процессе кристаллизации изменяются и концентрации фаз, и количественное соотношение между ними. Когда в сплаве одновре-

менно существуют две фазы, в любой точке диаграммы можно определить количество обеих фаз и их концентрацию по правилу отрезков(правило рычага).

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

На рис.30 точка a показывает состояние сплава при температуре t_1°. Согласно первому положению правила отрезков, для сплава K при температуре t_1° составы обеих фаз определяются проекциями точек b и c, так как эти точки находятся на пересечении горизонтальной линии, проходящей через точку a, с линиями диаграммы.

Для определения количества каждой фазы применяется второе положение правила отрезков, которое формулируется так: чтобы определить количественное соотношение фаз, через заданную точку приводят горизонтальную линию. Отрезки этой линии между заданной точкой и точками, определяющими составы фаз, обратно пропорциональны количествам этих фаз.

Для рассматриваемого сплава можно записать:

$$\frac{\text{количество твердой фазы}}{\text{количество жидкой фазы.}} = \frac{ba}{ac}$$

Если отрезок bc определяет количество всего сплава, то отрезок ba определяет количество твердой фазы, а ac - жидкой. Таким образом, если количество всего сплава принять за 100%, то

$$\text{количество твердой фазы} = \frac{ba}{bc} \cdot 100\%;$$

$$\text{количество жидкой фазы} = \frac{ac}{bc} \cdot 100\%.$$

При кристаллизации состав жидкости меняется по кривой $1 - \ell$, а состав кристаллов - по кривой $s - 2$, и в момент окончания кристаллизации состав кристаллов такой же, как и состав исходной жидкости.

Диаграмма состояния характеризует процесс равновесной кристаллизации. Образующиеся фазы однородны и устойчивы, т.е. имеют минимальную свободную энергию.

Из диаграммы видно, что при кристаллизации состав твердого раствора и жидкости непрерывно меняется. Ранее выделившиеся кристаллы более богаты тугоплавким компонентом, чем образовавшиеся позднее, при более низкой температуре. Так как твердая фаза в процессе равновесной кристаллизации должна быть все время однородной, то предполагается, что процесс выравнивания состава твердой фазы (путем диффузии) не будет отставать от процесса кристаллизации. В противном случае, что обычно и бывает при кристаллизации твердых растворов, первые кристаллы будут иметь более высокую концентрацию тугоплавкого компонента, чем последующие. Вследствие этого ось первого порядка дендрита содержит больше тугоплавкого компонента, чем ось второго порядка, и т.д. Междендритные пространства, кристаллизующиеся последними, содержат наибольшее количество легкоплавкого компонента и поэтому являются самыми легкоплавкими. Описанное явление носит название д е н д р и т н о й л и к в а ц и и. Состояние дендритной ликвации является неравновесным, неоднородный раствор имеет более высокий уровень свободной энергии, чем однородный. При длительном нагреве сплава, имеющего дендритную ликвацию, последняя устраняется вследствие диффузии, которая выравнивает концентрацию во всех кристаллах.

На рис.32а показана микроструктура литого сплава с дендритной



Р и с.32. Структура сплава нейзельбер (твердый раствор цинка и никеля в меди):
а - в литом состоянии; б - после диффузионного отжига

неоднородностью, а рис. 32б - структура того же сплава с выравненной концентрацией в результате длительного нагрева при высоких температурах.

§5. Диаграмма соотношения сплавов, образующих ограниченные твердые растворы

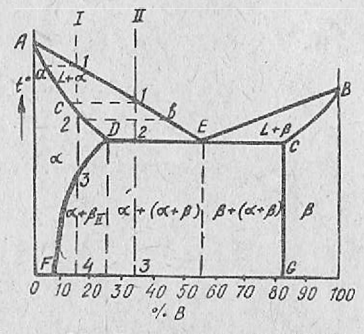
Компоненты: A ; B . Фазы: L , α , β .

Оба компонента неограниченно растворимы в жидком состоянии, ограниченно – в твердом и не образуют химических соединений.

В сплавах такого рода возможно существование жидкой фазы, твердого раствора компонента BbA , называемого α – раствором, и твердого раствора компонента AaB , который обозначается через β . В этих сплавах возможно нонвариантное равновесие при одновременном существовании трех фаз: L , α и β .

В зависимости от того, какая реакция протекает в условиях существования трех фаз, могут быть два вида диаграмм состояния: диаграмма с эвтектикой и диаграмма с перитектикой.

Диаграмма с эвтектикой. Диаграмма с эвтектикой фаз (рис.33), представляющих собой чистые компоненты, в этой системе не образуется. Из жидкости могут выделяться только твердые растворы α или β . Следовательно, около вертикалей A и B, соответствующих чистым компонентам, находятся области существования твердых растворов α и β . Предельная растворимость BbA определяется линией DF , а предельная растворимость AaB – линией CG .



Р и с.33. Диаграмма состояния сплавов, образующих ограниченные твердые растворы (с эвтектикой)

Сплавы, расположенные между этими двумя линиями, находятся за пределами растворимости и являются двухфазными, состоящими из $\alpha + \beta$.

Кристаллизация сплава I. Выше точки I сплав находится в жидком состоянии. В точке I начинается процесс кристаллизации. Выделяются кристаллы твердого раствора α , концентрация которого изменяется по кривой a – 2, а жидкость изменяет свой состав по кривой I – b.

В точке 2 кристаллизация закончится и полученные кристаллы твердого раствора должны иметь (для равновесной кристаллизации) концентрацию исходной жидкости. Полученные кристаллы твердого раствора не претерпевают изменений до точки 3, лежащей на линии предельной растворимости. Ниже этой точки твердый раствор α пересыщен компонентом B , который выделяется в виде кристаллов β – твердого раствора.

Кристаллы β , выделившиеся из твердого раствора в результате вторичной кристаллизации, называются в т о р и ч н ы м и к р и с т а л л а м и и часто обозначаются символом β_{II} в отличие от первых β – кристаллов (β_I), выделяющихся из жидкости.

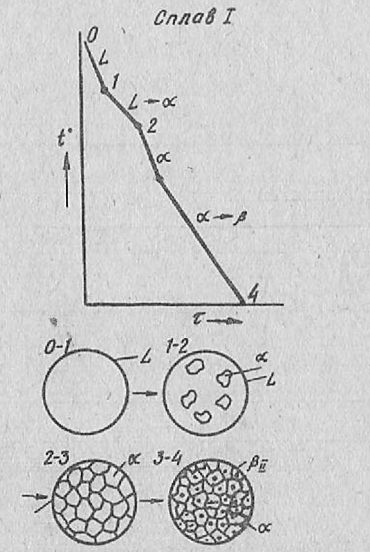
Состав твердого раствора α изменяется по кривой $3-F$ вследствие выделения кристаллов β_{II} концентрации G . Количество кристаллов β , выделившихся из сплава I, характеризуется отрезком от вертикали I до линии $3-F$.

Кривая охлаждения и схема структур этого сплава при различных температурах даны на рис.34.

Точка D для твердого раствора α показывает максимальную растворимость компонента B в компоненте A при данной температуре.

При кристаллизации сплава II , в отличие от предыдущего, в момент достижения горизонтальной линии DEC наступает нонвариантная реакция. В равновесии находятся три фазы: жидкость состава точки E , α – кристаллы состава точки D и β – кристаллы состава точки C .

При постоянной температуре у всех сплавов на линии DEC происходит эвтектическая реакция, т.е. из жидкости состава точки E одновременно выделяются кристаллы α – твердого раствора состава точки D и β – твердого раствора состава точки C .



Р и с.34. Кривая охлаждения и схема структур сплава, дающего при кристаллизации твердый раствор с последующим выделением вторичной фазы

Смесь двух (или более) видов кристаллов, одновременно кристаллизующихся из жидкости, называется эвтектикой (легко плавящаяся).

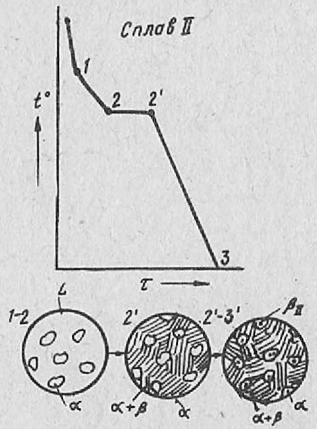
Эвтектическое превращение записывается следующим образом:

$$L_E \xrightarrow{t°=const} \alpha_D + \beta_C .$$

Реакция эта нонвариантна, так как при двух компонентах в реакции участвуют три фазы ($C = K - f + I = 2 - 3 + I = 0$).

В результате кристаллизации сплава II, кроме первичных (выделившихся при охлаждении от точки I до точки 2) кристаллов α_D , образуется еще эвтектика $\alpha + \beta$.

При дальнейшем охлаждении, вследствие изменения растворимости, α - кристаллы выделяют вторичные кристаллы β и при нормальной температуре α - кристаллы (как первичные, так и входящие в эвтектику) будут иметь состав, отвечающий точке F . Кривая охлаждения сплава II и схема структур этого сплава показаны на рис.35.

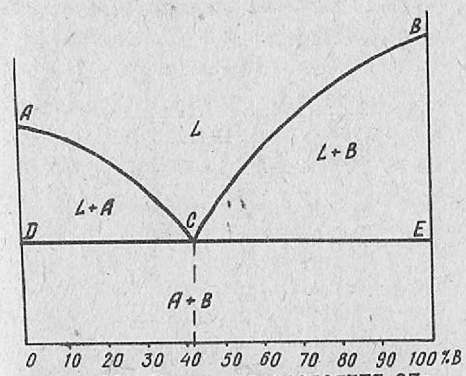


Р и с.35. Кривая охлаждения и схема структур доэвтектического сплава

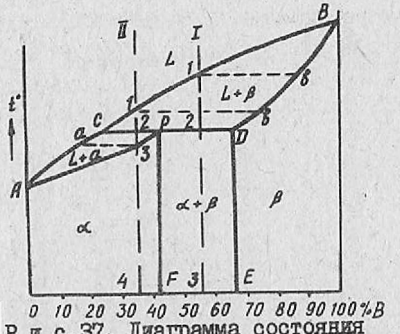
Несмотря на многообразие структурных составляющих (первичный α - твердый раствор, вторичные кристаллы β - твердого раствора, эвтектика $\alpha + \beta$), окончательно охладевший сплав содержит только две фазы $\alpha + \beta$, и правило отрезков, если его применить ниже линии DE , покажет количество α - фазы и количество β - фазы независимо от того, в какой структурной форме они находятся.

Сплав состава точки E называется эвтектическим. Сплавы, расположенные левее эвтектического (от D до E), называются доэвтектическими, а расположенные правее (от E до C) - заэвтектическими. Если оба компонента в жидком состоянии неограниченно растворимы, а в твердом состоянии нерастворимы и не образуют химических соединений, то диаграмма состояния имеет вид, показанный на рис.36.

В этом случае эвтектическое превращение идет с образованием смеси из кристалликов чистых компонентов, т.е. $L_C \xrightarrow{t°=const} A+B$



Р и с.36. Диаграмма состояния системы, кристаллизующейся с образованием смеси из чистых компонентов



Р и с.37. Диаграмма состояния системы с перитектикой

Диаграмма с перитектикой. Возможен другой тип нонвариантного превращения, когда жидкость реагирует с ранее выпавшими кристаллами и образует новый вид кристаллов. Реакция подобного типа называется перитектической. Диаграмма названного превращения представлена на рис.37. На диаграмме показаны три однофазные области: жидкость L и ограниченные твердые растворы α и β .

Линия ACB является линией ликвидус, линия $APDB$ - линией солидус.

Кристаллизация сплава I. Кристаллизация начинается в точке I (рис.37), когда из жидкости выпадают кристаллы β - раствора состава точки b . Затем, по мере снижения температуры, жидкость меняет свою концентрацию по линии ликвидус от точки I до точки C , а кристаллы β - по линии солидус от точки b до точки D . По достижении перитектической горизонтали CPD состав жидкости будет отвечать точке C , а состав кристаллов - точке D . Обе эти фазы реагируют и дают третью фазу α , концентрация которой определяется точкой на горизонтали. Перитектическая реакция изображается следующим образом:

$$L_C + \beta_D \xrightarrow{t°=const} \alpha_P .$$

Точки D и P показывают предельную концентрацию твердых растворов β и α (для простоты линии предельной растворимости даны вертикальными). Количественное соотношение фаз при перитектической реакции определяется по правилу отрезков соотношением

$$\frac{\text{количество } \beta}{\text{количество } L} = \frac{CP}{PD}.$$

В рассматриваемом сплаве количество участвующих в перитектической реакции кристаллов β и жидкости определяется соотношением

$$\frac{\text{количество } \beta}{\text{количество } L} = \frac{C2}{2D},$$

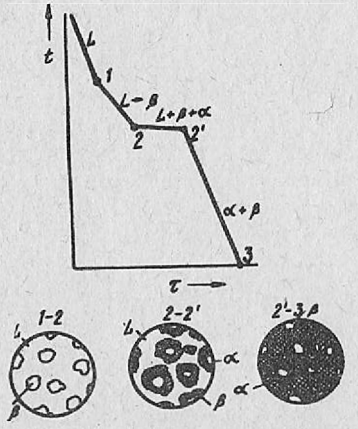
т.е. в данном сплаве имеется избыток β - фазы в сравнении с тем количеством, которое необходимо для образования α - кристаллов. Поэтому по окончании реакции в избытке остаются β - кристаллы.

Следовательно, в структуре будут продукты перитектической реакции (т.е. α - кристаллы) и оставшиеся избыточные первичные β - кристаллы. Чем ближе точка 2 лежит к точке P, тем меньше в реакции остается избыточных β - кристаллов.

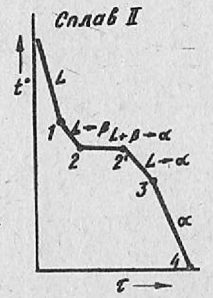
Для сплава, проходящего при охлаждении через точку P, соотношение реагирующих при перитектическом превращении жидкости и β - кристаллов таково, что оно как раз достаточно для образования α - кристаллов предельной концентрации.

На рис.38 показана кривая охлаждения сплава I; отдельные моменты кристаллизации показаны на схемах структур.

Кристаллизация сплава II. Отличие кристаллизации этого сплава от кристаллизации сплава I состоит в том, что при перитектической температуре имеется избыток жидкой фазы в сравнении с тем количеством, которое необходимо для образования α - кристаллов концентрации P. Поэтому перитектическое превращение заканчивается исчерпанием β - твердого раствора, и оставшаяся жидкость в интервале между точками $2'$ - 3 кристаллизуется в α - фазу. При этом концентрация жидкости меняется по кривой $c-a$, а концентрация образующихся α - кристаллов - по кривой P - 3. Кривая охлаждения сплава II показана на рис. 39.



Р и с.38. Кривая охлаждения сплава, в котором после окончания перитектической реакции остается в избытке твердый раствор, и схема структур



Р и с.39. Кривая охлаждения сплава, в котором после перитектической реакции остается в избытке жидкая фаза

§ 6. Диаграмма состояния системы, образующей устойчивое химическое соединение

Данная диаграмма содержит компоненты A и B. Фазы : L ; A ; A_nB_m ; β.

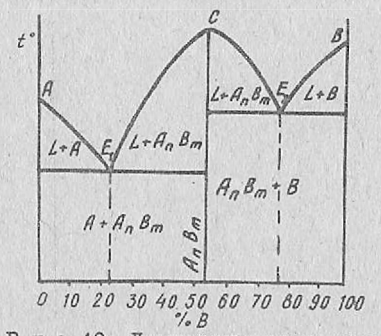
Оба компонента неограниченно растворимы в жидком состоянии, нерастворимы в твердом и образуют устойчивое химическое соединение.

В нормальном химическом соединении должно соблюдаться простое кратное соотношение количеств элементов, входящих в него. Если компоненты A и B образуют химическое соединение A_nB_m, то, следовательно, на $n+m$ его атомов приходится n атомов A и m атомов B. На оси концентрации в диаграмме состояния будет находиться вертикаль, точно соответствующая данному химическому соединению; левее и правее этой вертикали-избыток одного из компонентов.

Устойчивое химическое соединение плавится при постоянной температуре, и оно может рассматриваться как один самостоятельный компонент.

Диаграмму состояния сплавов с устойчивым химическим соединением можно разделить на две самостоятельные диаграммы. Одна охватывает

сплавы от первого компонента до химического соединения, вторая – от химического соединения до второго компонента.



Р и с.40. Диаграмма состояния системы, образующей устойчивое химическое соединение

На рис.40 показана диаграмма состояния с устойчивым химическим соединением A_nB_m. Точка C соответствует температуре плавления этого химического соединения. На диаграмме имеются две эвтектические точки E_1 и E_2. Эвтектика E_1 представляет собой смесь кристаллов компонента A и химического соединения, а эвтектика E_2 – кристаллов B и химического соединения. Соответствующими реакциями образования смесей являются:

$$L_{E_1} \xrightarrow{t=const} A + A_nB_m ; \quad L_{E_2} \xrightarrow{t=const} B + A_nB_m.$$

На линиях E_1C и CE_2 выделяются первичные кристаллы химического соединения. Следовательно, заэвтектические сплавы в отношении эвтектики E_1 и доэвтектические сплавы в отношении эвтектики E_2 в твердом состоянии состоят из первичных кристаллов A_nB_m и эвтектики E_1 и E_2.

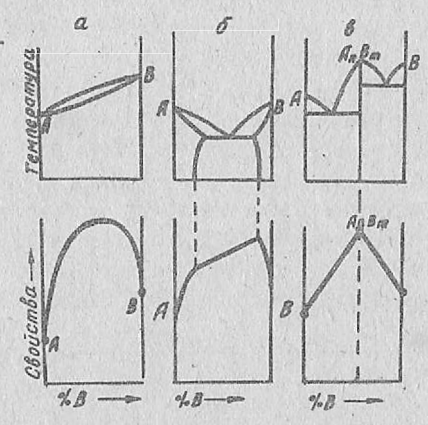
Кристаллизация сплавов по этой диаграмме происходит совершенно аналогично кристаллизации сплавов по диаграмме состояния системы, кристаллизующейся с образованием смеси из чистых компонентов. При этом, кроме выделения кристаллов из чистых компонентов A и B, возможно образование кристаллов химического соединения. Таким образом, диаграмма состояния системы с устойчивым химическим соединением представляет собой как бы составленные рядом две диаграммы состояния системы смеси из чистых компонентов и потому можно совершенно свободно изучать каждую часть диаграммы отдельно.

§ 7. Связь между свойствами сплавов и диаграммой состояния

По диаграмме состояния определяют фазы, существующие у сплавов данных компонентов при различных температурах. По этим диаграммам можно следить за процессами превращений в сплавах, если будет изменяться температура или концентрация.

Как известно, род диаграммы состояния зависит от того, какие фазы образуют оба компонента. Свойства сплава также зависят от того, какие соединения или какие фазы образовали компоненты сплава. Поэтому очевидно, что между видом диаграммы состояния и свойствами сплава должна существовать определенная связь.

На рис.41 приводятся три основных типа диаграмм состояния и соответствующие им закономерности изменения свойств сплава в связи с изменением концентрации. Здесь рассматриваются три случая.



Р и с.41. Зависимость свойств сплава от вида диаграммы состояния

I. Образование неограниченных твердых растворов. При образовании неограниченных твердых растворов свойства сплава изменяются по криволинейной зависимости, причем некоторые свойства, например электросопротивление, могут значительно отличаться от свойств компонентов. Распад твердого раствора на две фазы (или более) ведет к снижению электросопротивления. Твердость и прочность твердого раствора всегда больше средней арифметической свойств чистых металлов. В то время как в чистых металлах увеличение твердости и предела прочности происходит за счет пластичности, в твердых растворах высокие твердость и предел прочности сочетаются обычно с высоким же удлинением. Так, например, сплавы меди с никелем могут иметь при твердости 60–80 НВ удлинение в 50%, тогда как в чистой меди такую твердость можно получить только при наклепе за счет уменьшения удлинения до I – 2%. Добавление к меди цинка в пределах растворимости повышает одновременно и твердость, и удлинение.

Удачное сочетание прочности и пластичности делает твердые растворы хорошим конструкционным материалом, легко поддающимся обработ-

ке и в то же время обуславливает прочность готового изделия. Электросопротивление твердых растворов при комнатной температуре много больше, чем у чистых металлов. Однако электросопротивление твердых растворов почти не меняется с увеличением температуры, тогда как у чистых металлов оно резко возрастает. При некоторой температуре электросопротивление твердого раствора и чистого металла может быть одинаковым. Высокое электросопротивление в сочетании с малым температурным коэффициентом делает твердые растворы незаменимым материалом для нагревательных приборов (печей), точных измерительных приборов и реостатов.

Обрабатываемость резцом твердых растворов затруднена вследствие образования сливной стружки. Для улучшения обрабатываемости иногда в них добавляют третий компонент, снижающий пластичность и улучшающий обрабатываемость (к железу - серу, к меди - свинец).

Литейные свойства твердых растворов определяются расстоянием между линиями ликвидус и солидус по горизонтали и вертикали. С увеличением расстояния между ликвидусом и солидусом усиливается дендритная ликвация и уменьшается жидкотекучесть.

Твердые растворы никогда не имеют такой твердости, как химические соединения или термически обработанные сплавы двух фаз, поэтому они не применяются для изготовления инструмента.

2. Образование ограниченных твердых растворов. В случае образования ограниченных твердых растворов свойства концентраций в интервале, отвечающем однофазным твердым растворам, изменяются по криволинейной зависимости (как для случая однофазных неограниченных твердых растворов), а в двухфазной области диаграммы - по прямолинейному закону, причем крайние точки на прямой являются свойствами чистых фаз предельно насыщенных твердых растворов, образующих данную смесь. Так как границы двухфазной и однофазных областей смещаются с изменением температуры, то и характер кривых физических свойств будет зависеть от температуры. Основным технологическим свойствам сплавов типа смесей можно дать следующую характеристику.

Способность к обработке давлением у этих сплавов значительно хуже, чем у однофазных твердых растворов. Для тех сплавов, которые могут быть переведены в однофазное состояние путем нагрева, всегда рекомендуется использовать эту возможность при обработке давлением. Если в сплаве имеются легкоплавкие составляющие, образующие эвтектику, то обработка давлением невозможна выше температуры начала расплавления этой эвтектики. Явление хрупкости при высоких температурах,

вызванное расплавлением легкоплавкой эвтектики, носит название "красноломкости". Так, например, сера с железом образуют эвтектику $Fe - FeS$ с температурой плавления 980°. При значительном содержании серы в стали или железе горячая пластическая деформация становится невозможной - образуются трещины.

Если одной из фаз является хрупкая фаза, выделяющаяся в виде пластинок или в виде сетки по границам зерен, то при попытках обработки давлением, особенно на холоде, происходит окалывание по включениям хрупкой фазы. Такое явление называется хладноломкостью. Оно наблюдается в сплавах железа с углеродом при случае неблагоприятных выделений цементита, в сплавах железа с фосфором и в сплавах алюминий - кремний - железо. Если удается перевести выделения отдельных фаз из пластинчатой формы в форму отдельных круглых зерен, то они становятся почти безвредными. Обработка резанием проходит легко, если в сплаве нет очень твердых фаз, изнашивающих резец.

Литейные свойства сплавов с ограниченной растворимостью зависят от положения их относительно эвтектической точки. Чем ближе сплав находится к эвтектической точке, тем выше его жидкотекучесть. Эти сплавы могут быть подвергнуты термообработке с последующим выделением второй фазы в виде мелкодисперсных включений. При этом увеличивается твердость и прочность.

У сплавов типа механической смеси двух фаз есть свои специфические области применения.

Эвтектические сплавы применяются для предохранителей, припоев. Двухфазные сплавы, состоящие из твердых и мягких составляющих, являются хорошим материалом для подшипников скольжения.

3. Образование химического соединения. В случае образования химического соединения на диаграмме концентрация-свойства концентрация химического соединения отвечает максимуму (или минимуму) перелома на кривой (в данном случае - прямой). Эта точка перелома, соответствующая химическому соединению, называется сингулярной точкой.

Обычно химические соединения тверды и хрупки. Как названная диаграмма составлена как бы из двух диаграмм, так и диаграмма состав - свойства составлена из двух частей. В ней химическое соединение выступает как самостоятельный компонент. Твердость и электросопротивление многих химических соединений в десять и больше раз превосходят твердость и электросопротивление наиболее твердого компонента (например, Mg_2Sn , $CuAl_2$, Cu_3Sn).

Особенно резко повышается твердость при образовании химического соединения металла с металлоидами – углеродом и азотом. Карбиды вольфрама и титана обладают очень высокой твердостью (до 2000 НВ). Карбиды железа, хрома, ванадия, марганца –700–900 НВ, в то время как сами металлы имеют твердость не выше 200 НВ.

Большую твердость имеют нитриды металлов. Благодаря высокой твердости сплавы типа химических соединений применяются для изготовления режущего инструмента. В режущих твердых сплавах основой являются карбиды вольфрама и титана. Высокая твердость химических соединений сочетается с их высокой хрупкостью. Их нельзя подвергать пластической деформации: прокатке, волочению, прессовке. Малое сопротивление удару не позволяет использовать химические соединения в чистом виде для изготовления инструментов. Они применяются с пластичными связками (кобальт в твердых сплавах).

Большое электросопротивление химических соединений типа карбидов в сочетании с очень высокой температурой плавления (2500–4500°) делает их ценным материалом для нагревателей электрических печей. Однако трудность заключается в изготовлении из них нагревательных элементов.

Глава VI

ДИАГРАММА СОСТОЯНИЯ ЖЕЛЕЗО–УГЛЕРОД

Начало изучения диаграммы железо–углерод принадлежит Д.К. Чернову, который в 1868 году впервые указал на существование критических точек в стали и установил связь между изменениями в структуре и свойствах стали. Впоследствии Чернов изобразил это графически, воспроизведя очертания важнейших линий диаграммы железо–углерод. Около ста лет многие ученые работали над уточнением диаграммы, применяя все более совершенные методы исследования. Лишь к концу прошлого века появляется диаграмма $Fe - C$, близкая к современному виду.

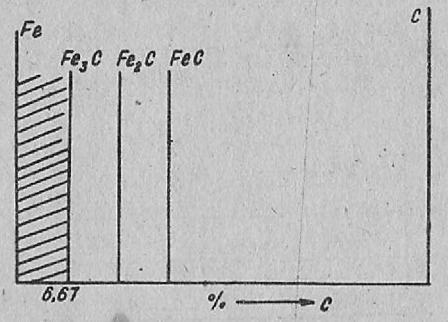
Диаграмма $Fe-C$, как следует из названия, должна распространяться от железа до углерода (рис.42).

Железо с углеродом образует ряд химических соединений: Fe_3C; Fe_2C; FeC. Следовательно, диаграмму $Fe-C$ нужно отнести к сложной форме диаграммы с химическими соединениями.

Поскольку каждое устойчивое соединение может рассматриваться как компонент, диаграмму можно рассматривать по частям.

Рассмотрим только часть системы от железа до ближайшего химического соединения – цементита (Fe_3C). Это оправдано тем, что на практике применяют металлические сплавы с содержанием углерода до 5%.

На рассматриваемом участке компонентами считаем железо и цементит.



Р и с.42. Диаграмма состояния железо–углерод

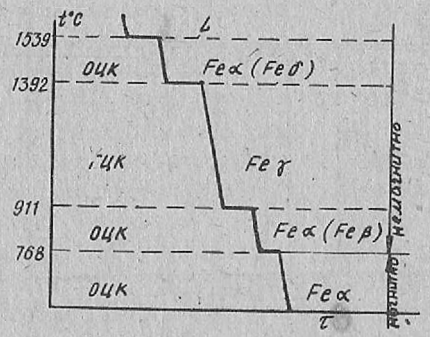
§ I. Свойства чистых компонентов Fe и Fe_3C

Чистое железо – серебристо–светлый металл, атомный номер 26, атомный вес 55,85. Технически чистое железо содержит 0,I0 – 0,I5% всех примесей. Наиболее чистое железо содержит 99,999 % Fe. Свойства железа зависят от степени его чистоты. Для технически чистого железа температура плавления равна 1539°С, плотность 7,86 г/см^3. Железо обладает невысокой твердостью, прочностью: ~ 80 НВ ; $\sigma_в \approx$ ≈250 мн/м^2 (25 кгс/ мм^2); $\sigma_{0,2} \approx$ I20 мн/м^2 (I2 кгс/мм^2) и хорошей пластичностью: $\delta \approx$ 50%; $\psi \approx$ 80%.

Нагреваемое железо испытывает аллотропические превращения. При температуре до 9II°С оно имеет решетку ОЦК (К8) с параметром при комнатной температуре a = 0,286 нм (2,86 Å), его обозначают Fe_α. При 9II°С происходит превращение решетки ОЦК в решетку ГЦК (К12) и в температурном интервале 9II–I392°С железо обозначают Fe_γ.

При I392°С вновь происходит перестройка решетки ГЦК в ОЦК, которая сохраняется до температуры плавления. Эту высокотемпературную модификацию Fe_α иногда обозначают Fe_δ. При 768°С на кривой нагрева железа получается остановка, связанная с изменением параметра решетки. Выше 768° Fe_α немагнитно (немагнитное α – железо иногда называют β – железом). Ниже 768° железо ферромагнитно.

Кривая охлаждения железа показана на рис.43.



Р и с. 43. Кривая охлаждения железа

Железо образует со многими элементами растворы: с металлами – растворы замещения, с углеродом, азотом и водородом – растворы внедрения.

Растворимость углерода в железе зависит от типа кристаллической решетки. В решетке ОЦК углерод растворяется очень плохо. Так, в Fe_α при 727°С растворяется 0,02%. В решетке ГЦК углерод растворяется лучше – 2,14% при 1147°С.

Цементит – это химическое соединение углерода с железом (карбид железа). Fe_3C содержит 6,67 % углерода, имеет сложную орторомбическую решетку, в элементарной ячейке которой находится 12 атомов железа и 4 атома углерода.

По косвенным данным, температура плавления цементита – около 1600°С, плотность – 7,82 к/см^3. До 217°С обладает слабыми ферромагнитными свойствами, аллотропических превращений не испытывает. Цементит имеет очень высокую твердость $HB \approx 800$, но чрезвычайно низкую, практически нулевую пластичность. Он способен образовывать твердые растворы замещения. Такой твердый раствор называется легированным цементитом. При нагревании цементит неустойчив и разлагается по реакции

$$Fe_3C \rightarrow 3Fe + C.$$

Образуется свободный углерод в виде графита.

§2. Современный вид диаграммы

Современный вид диаграммы состояния железо-углерод приведен на рис.44.

В системе существуют следующие фазы.

Жидкая фаза – жидкий раствор углерода в железе. Будет обозначаться буквой L.

Цементит Fe_3C – вертикаль $DFKL$, обозначаемая в дальнейшем химической формулой или буквой $Ц$

Феррит – твердый раствор внедрения углерода в Fe_α. Максимальная растворимость углерода в Fe_α 0,1% при 1499°, 0,02% при 727° и 0,006 % при 20°С. Твердость и механические свойства феррита близки к свойствам технически чистого железа и зависят от количества элементов, присутствующих в нем. Область феррита располагается левее линии GPQ и AHN. В дальнейшем феррит будет обозначаться буквой Ф.

Аустенит – твердый раствор внедрения углерода в Fe_γ. При 1147° аустенит содержит 2,14 % С, а при 727° – 0,8 % С. Аустенит пластичен, имеет невысокие значения предела прочности и твердости (НВ ≈ 170 – 220). Область аустенита на диаграмме $NJESG$ обозначается буквой A. Три горизонтальные линии (HJB ; ECF и PSK) указывают на протекание трех нонвариантных реакций. При 1499° у сплавов с содержанием углерода от 0,1 до 0,51 % протекает перитектическая реакция с образованием аустенита. При 1147° протекает эвтектическая реакция, в результате которой образуется эвтектическая смесь аустенита и цементита, называемая ледебурит. Эта реакция происходит у всех сплавов системы, содержащих углерода более 2,14%.

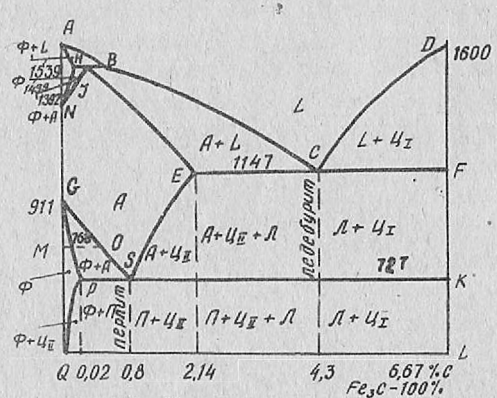
При 727° протекает эвтектоидная реакция. Продуктом превращения является п е р л и т – эвтектоидная смесь феррита и цементита. Это превращение имеет место у всех сплавов, содержащих свыше 0,02% углерода.

Все железоуглеродистые сплавы делятся на две группы – стали и чугуны.

Стали – сплавы с содержанием углерода до 2,14%.

Чугуны – сплавы с содержанием углерода более 2,14%.

В зависимости от количества углерода стали делят на доэвтектоидные (до 0,8 % углерода), эвтектоидные



Р и с. 44. Диаграмма состояния железо-углерод

(0,8 % углерода) и заэвтектоидные (больше 0,8 % углерода).

Чугуны делят на доэвтектические, содержащие от 2,4 до 4,3 % углерода, эвтектические (4,3 % углерода) и заэвтектические, содержащие больше 4,3 % углерода.

§ 3. Первичная кристаллизация сплавов Fe с C

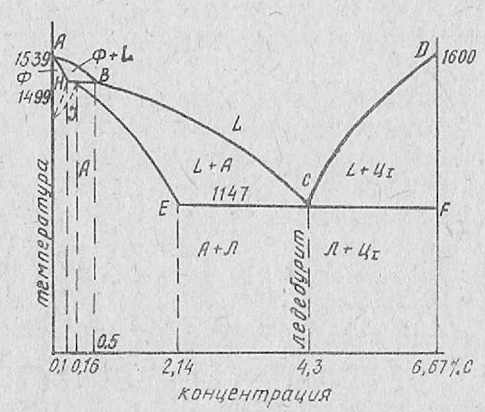
Часть диаграммы, охватывающая области затвердевания жидких сплавов (рис.45), имеет следующие характерные линии:

ABCD - линия ликвидуса, на которой начинается процесс кристаллизации;

AHJECF - линия солидуса, на ней заканчивается процесс кристаллизации;

AB - линия начала кристаллизации феррита;

AH - линия конца кристаллизации феррита.



Р и с.45. Часть диаграммы, охватывающая первичную кристаллизацию сплавов железа с углеродом

При выделении кристаллов феррита уменьшается количество жидкости, состав жидкой фазы изменяется по линии *AB*, а состав выделяющихся кристаллов феррита изменяется по линии *AH*. При температуре 1499°С жидкость принимает состав точки *B* (0,51 %С), а феррит - точки *H* (0,1 % С).

HJB - линия перитектического превращения

$$L_B + \Phi_H \xrightarrow{t^\circ = 1499} A_J .$$

Жидкость состава точки *B* взаимодействует с ферритом состава точки *H*, образуя новую фазу - аустенит состава точки *J* (0,16% углерода).

У сплава состава 0,16% С (точка *J*) превращение происходит полностью. При содержании углерода меньше или больше 0,16% (т.е. левее или правее точки *J*) после окончания реакции остается в

избытке феррит или жидкость, которые при дальнейшем охлаждении превращаются в аустенит.

BC - линия начала кристаллизации аустенита,

JE - линия конца кристаллизации аустенита.

При выделении аустенита оставшаяся жидкость обогащается углеродом, ее состав изменяется по линии *BC*, состав выделяющихся кристаллов аустенита изменяется по линии *JE*. При достижении температуры 1147° жидкость принимает состав точки C (4,3% С), аустенит принимает состав точки *E* (2,14% С).

CD - линия начала кристаллизации первичного цементита.

По мере выделения цементита жидкая фаза обедняется углеродом (состав изменяется по линии *DC*) и при температуре 1147° оставшаяся жидкость принимает состав точки C (4,3% С).

ECF - линия эвтектического превращения

$$L_C \xrightarrow{t^\circ = 1147^\circ} \underbrace{A_E + Ц}_{\text{ледебурит}} .$$

Из жидкости состава точки C при постоянной температуре одновременно выделяются кристаллики аустенита состава точки *E* и цементита, образуя механическую смесь - ледебурит.

У сплава, имеющего 4,3 С (точка С), превращение происходит полностью. При содержании углерода меньше или больше 4,3% (т.е. левее или правее точки С) после окончания превращения сплав будет состоять из ледебурита и выделившегося ранее аустенита или цементита.

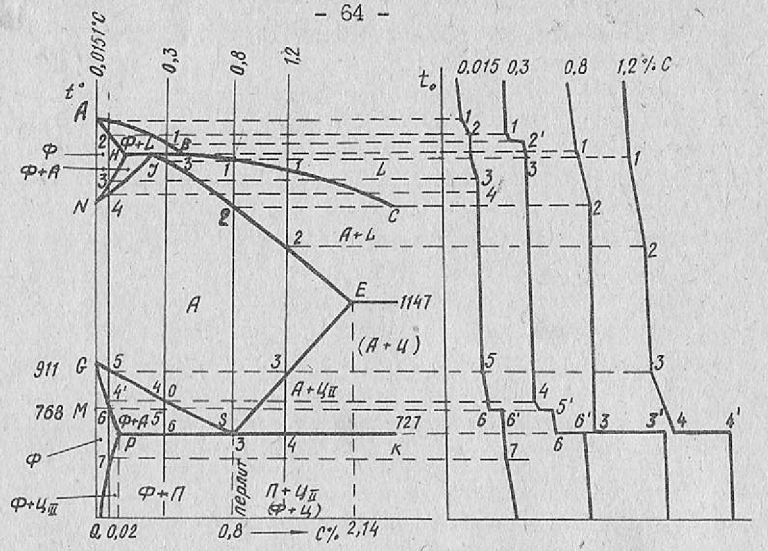
Таким образом, у всех сталей в результате первичной кристаллизации образуется структура аустенита; у всех чугунов структура состоит из ледебурита с избыточным аустенитом или цементитом. Это различие в структуре при высокой температуре и создает существенное различие в технологических и механических свойствах сплавов. Наличие эвтектики делает чугуны нековкими; с другой стороны, чугуны обладают хорошими литейными свойствами.

Стали обладают высокой пластичностью, особенно в аустенитном состоянии.

§ 4. Вторичная кристаллизация сталей

При дальнейшем охлаждении ниже линии солидуса происходят процессы, которые обусловлены полиморфными превращениями железа и уменьшением растворимости углерода в Fe_α и Fe_γ.

Рассмотрим процессы вторичной кристаллизации в сталях, т.е. в левой части диаграммы (рис.46).



Р и с. 46. " Стальная " часть диаграммы и кривые охлаждения сталей

NH и NJ – линии начала и конца превращения феррита в аустенит,

GS и GP – линии начала и конца перекристаллизации аустенита в феррит.

В процессе перекристаллизации по мере охлаждения состав аустенита изменяется по линии GS, а состав феррита – по линии GP. При температуре 727°С аустенит принимает состав точки S (0,8% С), феррит – точки P (0,02% С).

MO – линия магнитного превращения феррита,

SE – линия начала кристаллизации вторичного цементита из аустенита.

При выделении цементита оставшийся аустенит обедняется углеродом, состав аустенита изменяется по линии ES и при температуре 727°С содержит 0,8% С (точка S).

PSK – линия эвтектоидного превращения

$$A_S \xrightarrow{t=727} \underbrace{Ф_P + Ц}_{\text{перлит}}.$$

Из аустенита состава точки S (0,8% С) при постоянной температуре 727°С образуется перлит – механическая смесь феррита состава точки P (0,02% С) и цементита. Содержание углерода в перлите составляет 0,8%. Ведущей фазой является цементит. Пластинка цементита начинает расти либо от границы зерна аустенита, либо центром кристаллизации оказывается неметаллическое включение. Соседние области обедняются углеродом, там образуется феррит. Повторяясь многократно, этот процесс приводит к образованию зерна перлита, состоящего из параллельных пластинок цементита и феррита. Чем грубее и крупнее выделения цементита, тем хуже механические свойства перлита.

PQ – линия начала кристаллизации цементита третичного из феррита.

На рис.46 представлены структурные области " стальной" части диаграммы железо – углерод. Когда необходимо сделать фазовый анализ диаграммы, то рассматриваются области, ограниченные сплошными линиями. Кроме однофазных областей аустенита, феррита и жидкой фазы, все остальные – двухфазные. Состав их указан в скобках.

Изучив строение левой части диаграммы состояния, рассмотрим процессы, происходящие при охлаждении сплавов из жидкого состояния, – кривые охлаждения четырех сплавов, содержащих 0,015; 0,3; 0,8;1,2% углерода.

Сплав, содержащий 0,015 % углерода, до точки I находится в жидком состоянии и охлаждается без превращений. В точке I начинают выделяться кристаллы феррита, в точке 2 процесс кристаллизации заканчивается. На участке 2-3 происходит только охлаждение феррита. В точке 3 начинается процесс перекристаллизации феррита в аустенит, а в точке 4 этот процесс заканчивается. На участке 4-5 идет охлаждение аустенита. В точке 5 начинается, а в точке 6 заканчивается процесс перекристаллизации аустенита в феррит и происходит магнитное превращение. На участке 6 – 7 феррит охлаждается. В точке 7 начинается процесс выделения цементита третичного из феррита.

Кристаллизация сплава, содержащего 0,3 % углерода, начнется в точке I выделением кристаллов феррита. В процессе кристаллизации концентрация жидкой фазы изменяется по линии ликвидуса, а концентрация феррита – по линии солидуса. В точке 2 при температуре 1499°жидкая фаза примет концентрацию точки B (0,51% С), а феррит – точки H (0,1% С). Далее феррит состава точки H и жидкая фаза состава точки B образуют аустенит состава точки J (0,16% С). Это перитектическое превращение идет при постоянной температуре, поэтому

на кривой охлаждения превращение изображено горизонтальным участком 2 – 2' .

Для полного (100%) превращения соотношение феррита и жидкой фазы должно быть $\frac{Ф}{Ж} = \frac{2B}{HJ}$. У данного сплава это соотношение равно $\frac{Ф}{Ж} = \frac{2B}{H2}$. Поэтому после превращения в избытке останется жидкая фаза, которая на участке 2-3 превращается в аустенит.

На участке 3-4 аустенит охлаждается. В точке 4 начинается превращение аустенита в феррит, которое протекает до точки 6. Состав аустенита изменяется по линии 4 S , состав феррита – по линии 4'P . На участке 5 – 5' происходит магнитное превращение. В точке 6 аустенит принимает концентрацию точки S и на участке 6 – 6' происходит эвтектоидное превращение с образованием перлита.

При дальнейшем охлаждении сплава, т.е. в точке 6 , начинается выделение цементита третичного из феррита, а содержание углерода в феррите изменяется по линии PQ . Таким образом, структура доэвтектоидной стали состоит из феррита, перлита и цементита третичного. (Ввиду очень малого содержания $Ц_{III}$ им часто пренебрегают). Количество феррита и перлита в доэвтектоидных сталях зависит от содержания углерода в сплаве. При содержании углерода менее 0,006 % структура состоит из одного феррита, при содержании 0,006-0,02 % – из феррита и $Ц_{III}$, при содержании от 0,02 до 0,8 % – из феррита и перлита, а при содержании углерода 0,8 % – из одного перлита. Чем больше углерода, тем больше в структуре стали перлита.

Сплав, содержащий 0,8 % углерода, по составу отвечает точке эвтектоидного превращения S . При его охлаждении до 727° аустенит не испытывает никаких превращений, поэтому при температуре 727° весь аустенит превратится в перлит.

Сплав, содержащий 1,2% углерода, до точки 3 кристаллизуется так же, как сплав с содержанием 0,8 % углерода. На участке 3 – 4 из аустенита выделяется цементит вторичный, а содержание углерода в аустените уменьшается по линии 3-S. На участке 4 – 4' происходит эвтектоидное превращение. Таким образом, после окончательного охлаждения сплав будет иметь структуру $П + Ц_{II}$. Цементит вторичный образуется по границам зерен в виде сетки.

§ 5. Вторичная кристаллизация чугунов

После окончания первичной кристаллизации структура чугунов будет состоять из ледебуритной эвтектики и из первичных образований аустенита или цементита. Аустенит, как первичный, так и входящий в эвтектику к моменту окончания кристаллизации, содержит максимальное количество углерода в растворе – 2,14%.

При охлаждении от 1147° углерод выделяется из аустенита в виде вторичного цементита. Концентрация углерода в аустените меняется по линии ES . На линии PSK аустенит, независимо от того, в какой структурной форме он существует, претерпевает эвтектоидное превращение. Поэтому ледебурит при температурах ниже 727° будет состоять из перлита и цементита.

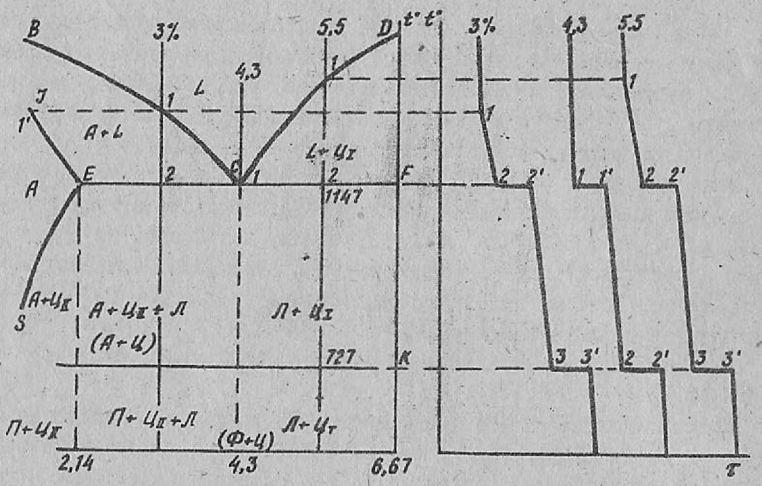
Рассмотрим кривые охлаждения сплавов, содержащих 3; 4,3 и 5,5 % углерода (рис.47).

Кристаллизация сплава, содержащего 3% углерода, начинается выделением зерен аустенита в точке 1. С понижением температуры состав аустенита изменяется по линии 1'E , а состав жидкой фазы – по линии 1 С. При 1147° (точка 2) оставшаяся жидкость принимает состав точки C (4,3 % углерода) и претерпевает эвтектическое превращение (участок кривой 2-2'). На участке 2' – 3 из аустенита выделяется цементит вторичный, т.к. при охлаждении состав аустенита изменяется по линии ES . При 727° аустенит принимает состав точки S (0,8% углерода) и превращается в эвтектоидную смесь – перлит. На кривой охлаждения это показано горизонтальной линией 3 – 3' . Ниже 727° сплав будет иметь структуру $П + Ц_{II} + Л\ (П + Ц)$.

Чугун, содержащий 4,3 % углерода, при температуре 1147° (точка С) весь превращается в ледебурит, который с понижением температуры испытывает превращения, аналогичные предыдущему сплаву.

В сплаве, содержащем 5,5 % углерода, в точке 1 начинается образование кристаллов цементита первичного. Поскольку при кристаллизации $Ц_I$ выделяется из жидкой фазы, его кристаллы обычно бывают крупными (грубые выделения). Оставшаяся жидкость меняет состав по линии 1С. В точке 2 выделение $Ц_I$ заканчивается и начинается эвтектическое превращение.

При дальнейшем охлаждении сплава происходят превращения, аналогичные рассмотренным в сплаве, содержащем 3 % углерода.



Р и с.47. Часть диаграммы состояния железо–углерод и кривые охлаждения чугунов

Содержан. углерода,%	Наименование сплава	Микроструктура
до 0,006	Доэвтектоидная (сталь)	Ф
от 0,006 до 0,02	Доэвтектоидная (сталь)	Ф, Цп
от 0,02 до 0,8	Доэвтектоидная (сталь)	П, Ф
0,8	Эвтектоидная (сталь)	П
от 0,8 до 2,14	Заэвтектоидная (сталь)	П, Цп
от 2,14 до 4,3	Доэвтектический (чугуны)	П, Л, Цп
4,3	Эвтектический (чугуны)	Л
>4,3	Заэвтектический (чугуны)	Л, П, Цт

Р и с.48 Микроструктура сплавов системы железо – углерод

Сплавы системы железо–углерод, в зависимости от содержания углерода, после их затвердевания могут иметь следующую микроструктуру (рис. 48).

Г л а в а УП

УГЛЕРОДИСТЫЕ СТАЛИ

Углеродистыми сталями называются сплавы железа с углеродом, содержащие до 2,I4 % углерода. Практически углеродистая сталь является сплавом сложного химического состава, а ее свойства определяются количеством присутствующих в ней элементов и их взаимодействием с железом и углеродом.

Обычная углеродистая сталь кроме основных элементов (железа и углерода) содержит еще 0,3 – 0,8 % марганца, 0,2 – 0,4% кремния, ⩽ 0,02 – 0,08 % фосфора и 0,03 – 0,06 % серы. Эти элементы являются постоянными примесями. Помимо них в сталь попадают еще скрытые и местные примеси. К скрытым относятся кислород, азот и водород.

Местные примеси – это элементы, которые находятся в местных рудах или шихтовых материалах.

Таким образом, обычная углеродистая сталь содержит 8–I0 элементов, важнейшим из которых является углерод.

§ I. Влияние углерода на строение и свойства стали

Структура углеродистой стали зависит от содержания углерода (рис.48). С увеличением содержания углерода в стали увеличивается количество цементита и соответственно уменьшается количество феррита, т.е. увеличивается прочность и твердость, уменьшается пластичность (рис.49).

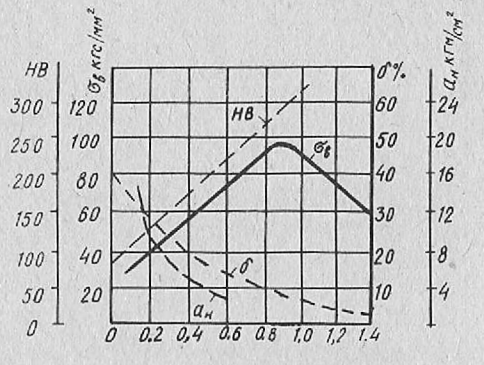
Уменьшение прочности у заэвтектоидных сталей объясняется образованием сетки вторичного цементита по границам зерен.

§ 2. Влияние постоянных примесей

Марганец вводится в сталь для раскисления: $FeO + Mn \rightarrow MnO + Fe$

Он устраняет вредное влияние сернистых соединений (красноломкость). Растворяясь в феррите, повышает его прочность, может раство-

ряться и в цементите. При нагревании стали он способствует росту зерна аустенита. Повышая прокаливаемость, прочность и твердость стали, марганец не оказывает заметного влияния на пластичность.



Р и с.49. Влияние углерода на механические свойства стали:
$H_в$ – твердость по Бринелю; $\sigma_в$ – предел прочности; δ – относительное удлинение; $a_н$ – ударная вязкость

К р е м н и й вводится в сталь для раскисления:

$$2FeO + Si \longrightarrow SiO_2 + 2Fe .$$

Обычно он полностью растворяется в феррите. Кремний повышает предел прочности и особенно предел упругости стали, увеличивает сопротивляемость стали истиранию, но затрудняет сварку.

С е р а является вредной примесью в стали. Попадая в сталь из руд и топлива, сера образует сульфид железа FeS, который с железом дает легкоплавкую эвтектику (985°). При нагревании стали до температур ковки или прокатки (800– 1200°) легкоплавкая эвтектика расплавляется, и при ударе молота в стали возникают надрывы и трещины. Это явление носит название красноломкости. При введении марганца красноломкость уменьшается, т.к.

$$FeS + Mn = MnS + Fe .$$

Температура плавления MnS равна 1620°, а при температуре ковки MnS становится пластичным. Включения MnS могут снизить усталостную и динамическую прочность стали. Поэтому сера и в виде MnS является нежелательной примесью. Единственным положительным влиянием серы является то, что она облегчает обрабатываемость резанием. Обычно содержание серы лимитируется 0,02 – 0,03 % для высококачественной стали и 0,04 – 0,05 % – для стали обыкновенного качества.

Ф о с ф о р попадает в сталь из руд и является вредной примесью. Он делает сталь хладноломной. Фосфор, растворяясь в феррите, значительно повышает твердость и прочность стали, резко снижая пластичность и особенно ударную вязкость. Это влияние фосфора резко проявляется при наличии его свыше 0,1 %. При нагревании он способствует

росту зерна аустенита. Содержание фосфора в углеродистой стали допускается до 0,04%, т.к. он сильно ликвирует при кристаллизации, создавая хрупкие участки.

§ 3. Классификация углеродистых сталей

Углеродистые стали можно классифицировать по различным признакам.

По с п о с о б у в ы п л а в к и сталь разделяют на конверторную (с продувкой кислородом), мартеновскую и электросталь.

В зависимости от степени раскисления при выплавке стали могут быть спокойными (сп), полуспокойными (пс) или кипящими (кп), что указывается в марке.

П о к а ч е с т в у различают углеродистую сталь обыкновенного качества, сталь качественную конструкционную и сталь высококачественную.

П о н а з н а ч е н и ю стали разделяются на конструкционные и инструментальные.

§ 4. Углеродистые конструкционные стали

Углеродистые конструкционные стали делятся на два класса- обыкновенного качества и качественные стали.

В зависимости от условий и степени раскисления различают следующие виды сталей:

Спокойные стали – это стали, получаемые полным раскислением металла в печи, а затем в ковше. Эти стали содержат минимальное количество закиси железа, что обеспечивает " спокойное " застывание металла, происходящее с уменьшением объема.

Кипящие стали – стали, полностью не раскисленные и содержащие поэтому до затвердевания повышенное количество FeO. При застывании в изложнице FeO реагирует с углеродом металла, образуя CO. В слитке кипящей стали образуется большое количество газовых пузырей. Эти стали больше склонны к хладноломкости и хуже свариваются. Но вместе с тем они обладают высокой пластичностью.

Полуспокойные стали представляют сталь промежуточного типа.

Стали обыкновенного качества (ГОСТ 380-71) наиболее дешевые. В процессе выплавки они меньше очищаются от вредных примесей и содержат больше серы и фосфора. Эти стали используют для менее ответственного назначения. Из них изготавливают горячекатаный рядовой

прокат: балки, прутки, швеллеры, уголки, листы, трубы. Их широко применяют для строительных и других сварных, клепаных и болтовых конструкций, а также для малоответственных деталей машин.

В зависимости от назначения и гарантируемых свойств стали обыкновенного качества делятся на три группы.

Группа А - стали, поставляемые по механическим свойствам без уточнения их химического состава. Стали этой группы обозначаются буквами Ст (сталь) и цифрами I,2,3 ... 6. Например, Ст0, Ст1кп, Ст1пс, Ст1сп, Ст2кп, Ст2пс, Ст2сп и т.д. Чем больше число, тем больше содержание углерода, а следовательно, выше прочность ($\sigma_в$, $\sigma_{0,2}$) и ниже пластичность (δ).

Эти стали предназначаются для использования главным образом в состоянии поставки без последующей обработки давлением или термической обработки, поскольку их химический состав может заметно колебаться.

Группа Б представляет стали, поставляемые с гарантируемым химическим составом. В обозначении марки этой группы впереди ставится буква Б, например, БСт0, БСт1кп, БСт1сп, БСт2 кп, БСт2сп и т.д.

Группа В представляет стали повышенного качества, которые поставляют с гарантированным химическим составом и механическими свойствами. В обозначении марки данной группы вводится буква В. Стали группы В выплавляются следующих марок: ВСт2, ВСт3, ВСт4, ВСт5. Состав стали соответствует аналогичной марке группы Б, а механические свойства - той же марке группы А.

Стали группы Б и В применяют в случаях, когда стали надо подвергать горячей деформации или упрочнять термической обработкой.

Сварные конструкции изготавливают главным образом из спокойных и полуспокойных сталей группы В.

Качественные углеродистые стали (ГОСТ I050-60). (В этой группе сталей возможны изменения в соответствии с ГОСТом I050-74). Эти стали выплавляют кислородно-конверторным способом в мартеновских или электропечах; в зависимости от степени раскисления они могут быть спокойными или кипящими. К сталям данной группы предъявляют более высокие требования относительно состава (ограничены пределы по содержанию углерода, меньше содержание серы $\leq$ 0,04% и фосфора $\leq$ 0,035-0,04%), количества неметаллических включений, макро - и микроструктуры.

Качественные углеродистые стали маркируют цифрами, указывающими

среднее содержание углерода в сотых долях процента. Стали подразделяются на две группы:

Группа I - с нормальным содержанием марганца (до 0,8%) - включает I8 марок, от 05 кп до марки 85 (через 0,05%).

Пример маркировки:

05кп, 08 кп, I0, I5, 20, 25 ... 85.

Группа II - с повышенным содержанием марганца (~ I,0%) - включает II марок, от I5Г до 70Г, где буква Г обозначает марганец.

Качественные углеродистые стали подвергаются термической обработке.

§ 5. Инструментальные углеродистые стали

Эти стали содержат 0,7 - I,3 % углерода и они маркируются У7, У8, У9 ...У13, где буква У обозначает углеродистую сталь, а число показывает содержание углерода в десятых долях процента, т.е. сталь У10 содержит I % С. Их иногда выплавляют высококачественными, и тогда их маркируют У7А, У8А, У9А... У13А (в конце марки добавляется буква А). Высококачественные стали содержат минимально возможное количество серы и фосфора ($S \leq$ 0,035%, $P \leq$ 0,035%). Высокоуглеродистая сталь в виде проволоки, идущая на изготовление спиральных пружин, обозначается буквами ВС (высокое сопротивление) и ОВС (особо высокое сопротивление).

Г л а в а УШ

Ч У Г У Н

Чугуном называется сплав железа с углеродом, содержащий углерода больше 2,I4% (обычно 2,5-4%).

В промышленном чугуне, кроме углерода, обязательно содержатся кремний, марганец, сера и фосфор (все в большем количестве, чем в стали).

Чугун отличается высокими литейными свойствами. Из-за низкой пластичности чугун не подвергается обработке давлением. Углерод в чугунах может находиться в связанном состоянии в виде цементита или в структурно свободном состоянии в виде графита. В зависимости от этого чугуны разделяют на белый, серый, высокопрочный и ковкий. Основным отличием чугунов от сталей является наличие в них ледебурита или графита.

Б е л ы м называется такой чугун, в котором при нормальной температуре весь углерод находится в связанном состоянии в виде цементита (структура таких чугунов была рассмотрена выше).

Белый чугун обладает высокой твердостью и хрупкостью. Практически не поддается обработке режущим инструментом.

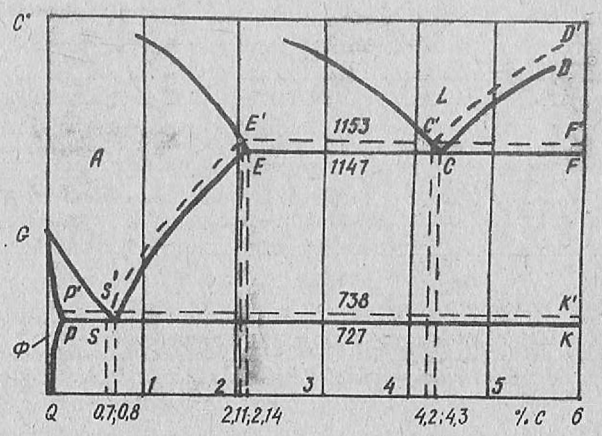
Углерод в чугуне может находиться не только в виде цементита, но и в виде графита или одновременно в виде цементита и графита.

Графит придает излому серый цвет. В зависимости от формы графита и условий его образования различают следующие группы чугунов: серый или литейный, высокопрочный с шаровидным графитом и ковкий.

§ I. Стабильная диаграмма $Fe-C$

В результате превращений, происходящих при охлаждении железоуглеродистых сплавов, углерод может выделяться в форме цементита или в форме графита. По этой причине различают две диаграммы состояния: железо - цементит и железо - графит. Первая была рассмотрена ранее.

На рис.50 приведена совмещенная диаграмма: сплошными линиями изображена диаграмма железо-цементит, пунктирными -железо-графит.



Р и с.50. Диаграмма железо - углерод: сплошные линии - цементитная система; пунктирные линии - система железо - графит

На рис.50 видно, что линии диаграммы состояния железо-графит лежат выше соответствующих линий диаграммы железо - цементит, а точки C', E' и S' сдвинуты влево.

Цементит - фаза менее устойчивая по сравнению с графитом. При высоких температурах цементит разлагается с образованием графита. Поэтому диаграмма состояния $Fe-FeC$ неустойчивая, метастабильная, а диаграмма $Fe-Г$ устойчивая.

Процесс кристаллизации графита в сплавах железа с углеродом называется графитизацией. Графит может кристаллизоваться из жидкой фазы при затвердевании чугуна, т.е. $L_C \longrightarrow A_E + Г$, и из твердой фазы - аустенита $A \longrightarrow Ф + Г$

Работа образования зародыша цементита меньше, чем графита. Для образования зародышей графита требуется значительная диффузия атомов углерода, а это процесс, протекающий медленно, поэтому, если не создавать специальных условий кристаллизации, то из жидкого расплава предпочтительнее выделяется смесь аустенита с цементитом, хотя графит является более устойчивой фазой.

Ход кристаллизации и структура чугуна существенно зависят от химического состава, скорости охлаждения, наличия нерастворимых примесей (частичек Al_2O_3, SiO_2, AlN и т.д.). Мельчайшие частицы примесей и включений играют роль готовых центров кристаллизации, способствуя росту частиц графита как из жидкой фазы, так и в аустените.

§ 2. Влияние химического состава

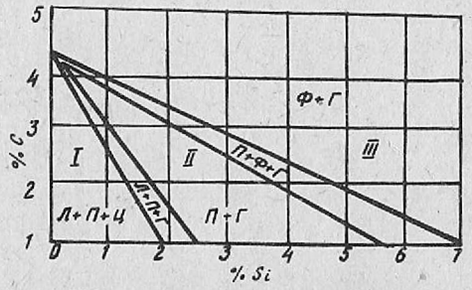
К р е м н и й способствует графитизации чугуна. Содержание кремния в чугунах колеблется от 0,5 до 4,5. Изменяя содержание кремния, можно получать чугуны, совершенно различные по структуре и свойствам.

На рис.5I приведена структурная диаграмма, которая дает возможность определить заранее будущую структуру отливки по содержанию углерода и кремния.

М а р г а н е ц препятствует графитизации, способствует получению в структуре чугуна цементита (отбеливание). Содержание марганца в чугунах составляет 0,4 - I,3%.

С е р а снижает жидкотекучесть, способствует, как и марганец отбеливанию чугуна. Содержание серы допускается не более 0,08-0,I2%.

Ф о с ф о р практически не влияет на процесс графитизации, является в литейном чугуне полезной примесью, так как улучшает жидкотекучесть. Участки фосфидной эвтектики увеличивают твердость и из-



Р и с.51. Структурная диаграмма для чугуна, показывающая получаемую структуру в зависимости от содержания углерода и кремния (толщина стенки 50 мм):

I – белые чугуны; II – серые перлитные чугуны; III – серые ферритные чугуны

носостойкость чугуна. Содержание фосфора в чугунах колеблется от 0,3 до 0,8%.

Для улучшения свойств чугунов иногда в них вводят легирующие элементы (никель, хром, алюминий, молибден и т.д.

Скорость охлаждения отливки также оказывает влияние на структуру чугуна. Известно, что быстрое охлаждение способствует получению белого чугуна, замедленное – серого чугуна.

§ 3. Серый чугун

В сером чугуне не более 0,8% углерода может находиться в форме цементита. Остальной углерод содержится в графитовых чешуйках, размер и форма которых зависят от состава чугуна и технологии отливки. Металлической основой серого чугуна является доэвтектоидная или эвтектоидная сталь, т.е. *Ф* , *Ф+П* и *П* (рис.52).

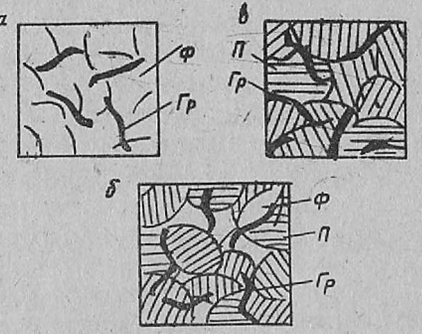
Структура металлической основы оказывает влияние на твердость серого чугуна и практически не влияет на пластичность.

Механическая прочность серого чугуна в основном определяется количеством, формой и размерами включений графита, который обладает очень низкими по сравнению со сталью механическими свойствами. Все это дает основание считать графитные включения просто за пустоты, трещины с острыми краями. Чем больше графита в чугуне и чем грубее его включения, тем ниже качество чугуна. При нагружении чугуна у оснований этих трещин возникает сильная концентрация напряжений.

Следует отметить, что показатели прочности серого чугуна при испытании на растяжение особенно низки. Мелкие, завихренной формы чешуйки графита меньше снижают прочность. Такая форма достигается

путем модифицирования. В качестве модификаторов используют силикокальций, алюминий и ферросилиций.

Маркируется серый чугун буквами СЧ и далее следуют цифры предела прочности на растяжение и предела прочности при изгибе (кгс-мм^2), например: СЧ12-28, СЧ15-32, СЧ18-36, СЧ24-44, СЧ36-56, СЧ44-64.

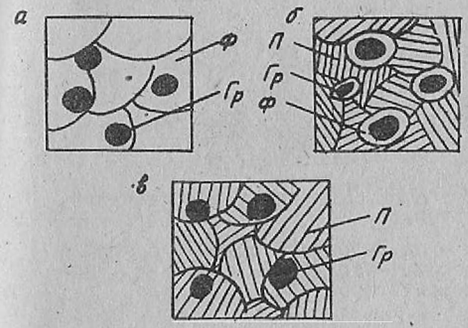


Р и с.52. Микроструктура серого чугуна:

а – на ферритной основе; б – на феррито – перлитной основе; в – на перлитной основе

§ 4. Высокопрочный чугун

Если при модифицировании серого чугуна использовать в качестве модификатора магний (до 0,5%) или церий, то выделяющийся графит приобретает шаровидную форму. Механические свойства чугуна в результате этого значительно улучшаются, так как сильно повышается пластичность и заметно увеличивается прочность.



Р и с.53. Микроструктура высокопрочного чугуна:

а – на ферритной основе; б – на феррито-перлитной основе; в – на перлитной основе

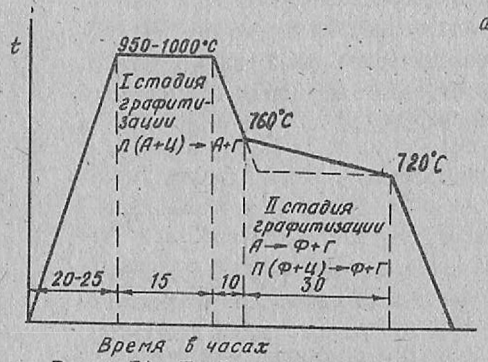
Чугун с шаровидной формой включений графита называется высокопрочным. Металлическая основа высокопрочного чугуна может быть ферритной, феррито-перлитной и перлитной (рис. 53). Маркируется этот чугун буквами ВЧ. Далее следуют цифры предела прочности и относительного удлинения (%), например:

ВЧ38-17, ВЧ42-12, ВЧ45-5,
ВЧ60-2, ВЧ80-3, ВЧ120-4.

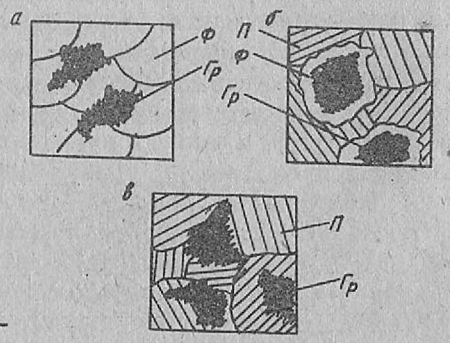
§ 5. Ковкий чугун

Термин " ковкий " является условным, поскольку изделия из него, так же как и из любого другого чугуна, изготавливают не ковкой, а методом литья.

Ковкий чугун с хлопьевидным графитом получают путем специального графитизирующего отжига отливок из белого чугуна. Состав ковкого чугуна выдерживается в довольно узких пределах: 2,2 - 3,0%C ; 0,7 - - 1,5% *Si* ; 0,2 - 0,6% *Mn* ; < 0,2 *P* и < 0,1% *S* . В отливке получают чисто белый чугун. Основная стоимость изготовления деталей из ковкого чугуна падает на отжиг, который является длительной и дорогой операцией. На рис.54 приведен примерный график отжига для получения ковкого чугуна.



Р и с.54. График режима отжига белого чугуна для получения ковкого чугуна



Р и с.55. Микроструктура ковкого чугуна:

а - на ферритной основе; б - на феррито-перлитной основе; в - на перлитной основе

Рассмотрим структурные изменения, совершающиеся при отжиге белого чугуна (см. диаграмму *Fe - C* на рис.50). При нагреве белого чугуна выше линии *PSK* до 950-1000°C происходит графитизация избыточного цементита (эвтектического и вторичного). После графитизации структура будет состоять из аустенита и углерода отжига (хлопьевидный графит). Для полноты графитизации необходимо очень медленное охлаждение чугуна от 760° до 720°C, т.е. в районе эвтектоидного превращения. В процессе этой выдержки происходит распад аустенита эвтектоидного состава на феррит и графит. В результате всех превращений структура ковкого чугуна будет состоять из зерен феррита и хлопьев графита. Такой чугун называют черносердечным (рис.55,а).

Если в районе эвтектоидного превращения отливки охлаждать несколько быстрее, то наряду с ферритом в структуре чугуна будут присутствовать зерна перлита. Такой чугун называется феррито-перлитным ковким чугуном (рис.55,б). Если же охлаждать ускоренно (на воздухе), то процесс графитизации не затронет цементита перлита. В этом случае структура чугуна будет состоять из перлита и графита отжига. Такой чугун называется перлитным ковким чугуном или белосердечным (рис.55,в). Ковкий чугун маркируется буквами КЧ и далее следуют цифры предела прочности и относительного удлинения (%), например : КЧ37-12, КЧ35-10, КЧ30-6, КЧ45-6, КЧ56-4, КЧ63-2.

В последние годы появились различные варианты термической обработки при получении ковкого чугуна, преследующие одну цель - сокращение продолжительности отжига. Применяется, например, отжиг небольших деталей в солевых ваннах, модифицирование чугуна алюминием, предварительная закалка.

О Г Л А В Л Е Н И Е

В В Е Д Е Н И Е 3

Г л а в а I. СТРУКТУРА МЕТАЛЛОВ И МЕТОДЫ ЕЕ ИССЛЕДОВАНИЕ 4

§ I. И з л о м 4
§ 2. Макроанализ 5
§ 3. Микроструктурный анализ 5

Г л а в а II. ОСНОВНЫЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЕ О ФИЗИЧЕСКОЙ ПРИРОДЕ МЕТАЛЛОВ 7

§ I. Типы связей атомов в твердых телах . . 7
§ 2. Структуры металлических кристаллов . . I0
§ 3. Анизотропия свойств кристаллов I2
§ 4. Аллотропические превращения в металлах I3
§ 5. Особенности строения реальных металлов I4

Г л а в а III. СТРОЕНИЕ СПЛАВОВ 2I

§ I. Твердые растворы 22
§ 2. Химические соединения и промежуточные фазы 25
§ 3. Механическая смесь 26

Г л а в а IУ. ДЕФОРМАЦИЯ МЕТАЛЛОВ 27

§ I. Упругая деформация 27
§ 2. Холодная пластическая деформация монокристаллов 28
§ 3. Особенности пластической деформации поликристаллов 32
§ 4. Влияние пластической деформации на структуру и свойства металлов 34
§ 5. Влияние нагрева на структуру и свойства холоднодеформированного металла 35
§ 6. В о з в р а т 36

§ 7. Рекристаллизация 37
§ 8. Изменение размеров зерен в процессе рекристаллизации 40

Г л а в а У. ДВОЙНЫЕ СИСТЕМЫ 4I

§ I. Диаграмма состояния 42
§ 2. Правило фаз 44
§ 3. Диаграмма состояния сплавов, образующих неограниченные твердые растворы 44
§ 4. Правило отрезков 45
§ 5. Диаграмма состояния сплавов, образующих ограниченные растворы 48
§ 6. Диаграмма состояния системы, образующей устойчивое химическое соединение. 53
§ 7. Связь между свойствами сплавов и диаграммой состояния 54

Г л а в а УI. ДИАГРАММА СОСТОЯНИЯ ЖЕЛЕЗО-УГЛЕРОД 58

§ I. Свойства чистых компонентов Fe и Fe_3C 59
§ 2. Современный вид диаграммы. 60
§ 3. Первичная кристаллизация сплавов 62
§ 4. Вторичная кристаллизация сталей 63
§ 5. Вторичная кристаллизация чугунов 67

Г л а в а УП. УГЛЕРОДИСТЫЕ СТАЛИ 69

§ I. Влияние углерода на строение и свойства стали 69
§ 2. Влияние постоянных примесей 69
§ 3. Классификация углеродистых сталей . . . 7I
§ 4. Углеродистые конструкционные стали . . . 7I
§ 5. Инструментальные углеродистые стали . . 73

Г л а в а УШ. Ч У Г У Н 73

§ I. Стабильная диаграмма 74
§ 2. Влияние химического состава и скорости охлаждений 75
§ 3. Серый чугун 76
§ 4. Высокопрочный чугун 77
§ 5. Ковкий чугун 78

Ревякин Валентин Петрович
Бунова Галина Захаровна
Минаев Евгений Михайлович
Юшин Валентин Дмитриевич

АВИАМАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Учебное пособие

Редактор О.Б. Хнырева
Техн. редактор Н.М. Каленюк
Корректор О.В. Удачина

ЕО 14014. Подписано в печать 24.12.1976г.
Формат 60x84/16. Физ.п.л. 5. Усл.печ.л. 4,65.
Уч.-изд.л. 4,5. Тираж 1500 экз. Цена 23 коп.
Заказ № 8255

Куйбышевский ордена Трудового Красного Знамени
авиационный институт имени академика С.П. Королева,
ул. Молодогвардейская, 151.

Ротапринтный цех областной типографии
им. В.П. Мяги, г. Куйбышев, ул. Венцека,60.