



ДОНСКОЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ  
УПРАВЛЕНИЕ ДИСТАНЦИОННОГО ОБУЧЕНИЯ И ПОВЫШЕНИЯ  
КВАЛИФИКАЦИИ

Кафедра «Автоматизация производственных процессов»

**Учебное пособие**  
по дисциплине  
«Художественное материаловедение»

**«Раздел 1. Инженерное  
художественное  
материаловедение»**

Автор

Никифоров Б.Т.

Ростов-на-Дону, 2015

## Аннотация

Широко представлены образцы художественных и ювелирных изделий, уникальные изделия из различного металла, шедевры ювелирного искусства и технологии их изготовления.

Издание предназначено для специалистов, работающих в области художественной обработки металлов, а также профессиональным и самодеятельным художникам декоративно-прикладного искусства, студентам и магистрантам, обучающимся в области художественной обработки материалов, эстетике и дизайна.

## Автор



К.Т.Н., доцент  
Никифоров Б.Т.



## Оглавление

<b>Раздел 1. ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ХУДОЖЕСТВЕННОГО МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ.....</b>	<b>5</b>
<b>ВВЕДЕНИЕ.....</b>	<b>5</b>
<b>Глава 1. МЕТАЛЛЫ.....</b>	<b>7</b>
1.1. Общие сведения о металлах .....	7
1.2. История развития представлений о металлах.....	12
<b>Глава 2. СТРОЕНИЕ МЕТАЛЛОВ .....</b>	<b>17</b>
2.1. Кристаллическое строение металлов .....	17
2.2. Полиморфные превращения металлов.....	20
<b>Глава 3. СОСТАВ И СВОЙСТВА ТВЕРДЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ .....</b>	<b>24</b>
3.1. Компактность упаковки кристаллической решетки ..	24
3.2. Дефекты кристаллического строения металлов .....	25
3.3. Механические свойства металлов и сплавов.....	39
<b>Глава 4. МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ПОЛУЧЕНИЯ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ .....</b>	<b>45</b>
4.1. Агрегатные состояния вещества .....	45
4.2. Строение и свойства жидких металлов и сплавов....	53
4.3. Затвердевание (кристаллизация) жидких расплавов	71
<b>Глава 5. ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ .....</b>	<b>81</b>
5.1. Напряжения и деформации.....	81
5.2. Наклеп и пластическая деформация .....	84
5.3. Разрушение металлов .....	88
5.4. Возврат и рекристаллизация.....	89
5.5. Температурный режим и операции изготовления кованных изделий.....	93
<b>Глава 6. ПРИНЦИПЫ РАЗРАБОТКИ И УПРОЧНЕНИЯ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ .....</b>	<b>96</b>
6.1. Основные подходы к разработке сплавов .....	96
6.2. Процессы упрочнения сплавов.....	97

6.3. Конструкционная прочность .....	108
<b>Глава 7. ОСНОВЫ ТЕОРИИ И ТЕХНОЛОГИИ ТЕРМИЧЕСКОЙ</b>	
<b>И ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛОВ И</b>	
<b>СПЛАВОВ .....</b>	<b>116</b>
7.1. Термическая обработка стали .....	116
7.2. Основные виды термической обработки .....	124
7.3. Термомеханическая обработка .....	129
7.4. Химико-термическая обработка .....	131
7.5. Основы теории и технологии термической обработки	
цветных сплавов .....	136
7.6. Термообработка некоторых цветных сплавов .....	140
<b>Глава 8. ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛОВ И</b>	
<b>СПЛАВОВ .....</b>	<b>142</b>
8.1. Литейные свойства: жидкотекучесть, усадка,	
трещиностойкость .....	142
8.2. Обрабатываемость давлением .....	146
8.3. Свариваемость .....	148
8.4. Обрабатываемостью резанием .....	148

## **РАЗДЕЛ I. ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ХУДОЖЕСТВЕННОГО МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ**

### **ВВЕДЕНИЕ**

Металл обладает прекрасными декоративными качествами и применяется для изготовления художественных, декоративно-прикладных и бытовых предметов, а также ювелирных украшений. Издревле на Руси мастера – ремесленники владели разнообразными приемами художественной обработки металла – чеканкой, литьем, филигранью, насечкой, гравировкой. Наши предки умели искусно оформлять художественные изделия из металла: из золота, меди, серебра, бронзы, чугуна и т.д. [28].

Художественные изделия из металла разделяют на несколько групп, по их свойствам, назначению и технологии изготовления. В оформлении экстерьера используются металлические декоративные вазы, ворота, балконные и уличные решетки, фонари и т.д., которые создаются из сплавов алюминия, черных металлов и реже из бронзы. Интерьер же любого дома прекрасно украсят такие виды художественных металлических изделий, как люстры, бра, канделябры, различная мебельная и дверная фурнитура. Эти предметы чаще всего делают из алюминия, нержавеющей стали и бронзы.

Драгоценные металлы (и часто поделочные камни) образуют другую большую группу художественных изделий из металла. Это ювелирные украшения – кольца, серьги, кулоны, броши, браслеты, медальоны, цепочки и т.д. Для галантерейных предметов используются цветные металлы и нержавеющие стали.

Сегодня в мире существует просто огромное множество видов декоративных металлических изделий. Это и столовые принадлежности (ложки, вилки, ножи, рюмки, винные приборы, подстаканники, конфетницы, хлебницы, сахарницы, кофейники), и принадлежности письменные (ручки, письменные приборы, карандашные стаканчики), и туалетные вещи (всевозможные коробочки, туалетные лоточки, пудреницы), и мелкая скульптура из бронзы (бюсты, декоративные тарелки и блюда, барельефы), и оружейные украшения и многое другое. И почти все предметы повседневного быта изготавливаются из металла.

Ковка, литье, чеканка, дифовка, механическая обработка,

## Инженерное художественное материаловедение

декоративная отделка – это лишь краткий перечень технологий при работе с художественным металлом.

## ГЛАВА 1. МЕТАЛЛЫ

### 1.1. Общие сведения о металлах

Металлы (от лат. *metallum* — шахта, рудник) — группа элементов, в виде простых веществ обладающих характерными металлическими свойствами, такими как высокие тепло- и электропроводность, положительный температурный коэффициент сопротивления, высокая пластичность и металлический блеск.

Из 118 химических элементов, открытых на данный момент (из них не все официально признаны), к металлам относят:

- 6 элементов в группе щелочных металлов, Литий Li, Натрий Na, Калий K, Рубидий Rb, Цезий Cs, Франций Fr
- 6 в группе щёлочноземельных металлов, Бериллий, Магний, Кальций, Стронций, Барий и Радий, а также, вероятно, Унбинилий.
- 38 в группе переходных металлов, Титан, Железо, Платина, Медь, Цинк, Золото, Серебро, Палладий, Ртуть, Никель, Кобальт, Вольфрам/
- 11 в группе лёгких металлов, Алюминий, Галлий, Свинец, Олово, ...

Тривиальное название **лёгкие металлы** иногда описывает металлы, которые расположены в р-блоке в 7 в группе полуметаллов,

**Полуметаллы** (*металлоиды, амфотерные металлы*) — химические элементы, расположенные в периодической системе на границе между металлами и неметаллами. Для них характерно образование ковалентной кристаллической решётки и наличие металлической проводимости. К полуметаллам относят бор, кремний, германий, мышьяк, сурьму, теллур, иногда — полоний. По своим химическим свойствам полуметаллы являются неметаллами, но по типу проводимости относятся к проводникам, а также олово, имеющее полупроводниковую форму, и аллотропную модификацию углерода — графит.

- 14 в группе Лантаноиды + Лантан,
- 14 в группе Actinoиды (физические свойства изучены не у всех элементов) + Actиний, вне определённых групп Бериллий и Магний.

Таким образом, к металлам, возможно, относится 96 элементов из всех открытых.

*Происхождение слова «металл».* Слово «металл» заимствовано из немецкого языка в старорусский период. Отмечается в «Травнике» Николая Любчанина, написанном в 1534 году: «...злато и сребро всех металей одолеваеть». Окончательно усвоено в Петровскую эпоху. Первоначально имело общее значение «минерал, руда, металл»; разграничение этих понятий произошло в эпоху М.В. Ломоносова. Немецкое слово «metall» заимствовано из латинского языка, где «metallum» – «рудник, металл». Латинское в свою очередь заимствовано из греческого языка (μεταλλον – «рудник, копь»).

*Нахождение в природе.* Большая часть металлов присутствует в природе в виде руд и соединений. Они образуют оксиды, сульфиды, карбонаты и другие химические соединения. Для получения чистых металлов и дальнейшего их применения необходимо выделить их из руд и провести очистку. При необходимости проводят легирование и другую обработку металлов. Изучением этого занимается наука металлургия. Металлургия различает руды чёрных металлов (на основе железа) и цветных (в их состав не входит железо, всего около 70 элементов). Золото, серебро и платина относятся также к драгоценным (благородным) металлам. Кроме того, в малых количествах они присутствуют в морской воде, растениях, живых организмах (играя при этом важную роль).

*Добыча.* Металлы часто извлекают из земли средствами горной промышленности, результат — добытые руды — служат относительно богатым источником необходимых элементов. Для выяснения нахождения руд используются специальные поисковые методы, включающие разведку руд и исследование месторождений. Месторождения, как правило, делятся на карьеры (разработки руд на поверхности), в которых добыча ведётся путем извлечения грунта с использованием тяжелой техники, а также — на подземные шахты. Из добытой руды металлы извлекаются, как правило, с помощью химического или электролитического восстановления. В пирометаллургии для преобразования руды в металлическое сырьё используются высокие температуры, в гидрометаллургии применяют для тех же целей водную химию. Используемые методы зависят от вида металла и типа загрязнения. Когда металлическая руда является ионным соединением металла и неметалла, для извлечения чистого металла она обычно подвергается выплавлению — нагреву с восстановителем. Многие распространенные



металлы, такие как железо, плавят с использованием в качестве восстановителя углерода (получаемого из сжигания угля). Некоторые металлы, такие как алюминий и натрий, не имеют ни одного экономически оправданного восстановителя и извлекаются с применением электролиза.

*Свойства металлов. Характерные свойства металлов:*

- Металлический блеск (характерен не только для металлов: его имеют и неметаллы йод и углерод в виде графита).
- Хорошая электропроводность.
- Возможность лёгкой механической обработки.
- Высокая плотность (обычно металлы тяжелее неметаллов)
- Высокая температура плавления (исключения: ртуть, галлий и щелочные металлы).
- Большая теплопроводность.

В реакциях чаще всего являются восстановителями.

Физические свойства металлов. Все металлы (кроме ртути и, условно, франция) при нормальных условиях находятся в твёрдом состоянии, однако обладают различной твёрдостью. Температуры плавления чистых металлов лежат в диапазоне от  $-39\text{ }^{\circ}\text{C}$  (ртуть) до  $3410\text{ }^{\circ}\text{C}$  (вольфрам). Температура плавления большинства металлов (за исключением щелочных) высока, однако некоторые «нормальные» металлы, например олово и свинец, можно расплавить на обычной электрической или газовой плите.

В зависимости от плотности, металлы делят на лёгкие (плотность  $0,53 \div 5\text{ г/см}^3$ ) и тяжёлые ( $5 \div 22,5\text{ г/см}^3$ ). Самым лёгким металлом является литий (плотность  $0,53\text{ г/см}^3$ ). Самый тяжёлый металл в настоящее время назвать невозможно, так как плотности осмия и иридия — двух самых тяжёлых металлов — почти равны (около  $22,6\text{ г/см}^3$  — ровно в два раза выше плотности свинца), а вычислить их точную плотность крайне сложно: для этого нужно полностью очистить металлы, ведь любые примеси снижают их плотность.

Большинство металлов пластичны, то есть металлическую проволоку можно согнуть, и она не сломается. Это происходит из-за смещения слоёв атомов металлов без разрыва связи между ними. Самыми пластичными являются золото, серебро и медь. Из золота можно изготовить фольгу толщиной  $0,003\text{ мм}$ , которую используют для золочения изделий. Однако не все металлы пластичны. Проволока из цинка или олова хрустит при сгибании; марганец и висмут при деформации вообще почти не

сгибаются, а сразу ломаются. Пластичность зависит и от чистоты металла; так, очень чистый хром весьма пластичен, но, загрязнённый даже незначительными примесями, становится хрупким и более твёрдым [32].

Все металлы хорошо проводят электрический ток; это обусловлено наличием в их кристаллических решётках подвижных электронов, перемещающихся под действием электрического поля. Серебро, медь и алюминий имеют наибольшую электропроводность; по этой причине последние два металла чаще всего используют в качестве материала для проводов.

Высокая теплопроводность металлов также зависит от подвижности свободных электронов. Поэтому ряд теплопроводностей похож на ряд электропроводностей и лучшим проводником тепла, как и электричества, является серебро. Натрий также находит применение как хороший проводник тепла; широко известно, например, применение натрия в клапанах автомобильных двигателей для улучшения их охлаждения.

Гладкая поверхность металлов отражает большой процент света — это явление называется металлическим блеском. Однако в порошкообразном состоянии большинство металлов теряют свой блеск; алюминий и магний, тем не менее, сохраняют свой блеск и в порошке. Наиболее хорошо отражают свет алюминий, серебро и палладий — из этих металлов изготавливают зеркала. Для изготовления зеркал иногда применяется и родий, несмотря на его исключительно высокую цену: благодаря значительно большей, чем у серебра или даже палладия, твёрдости и химической стойкости, родиевый слой может быть значительно тоньше, чем серебряный.

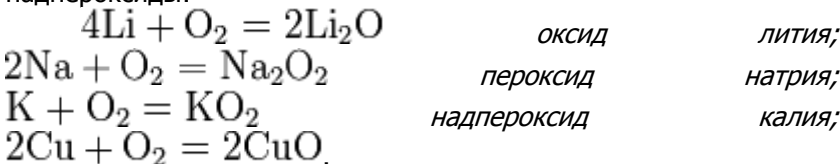
Цвет у большинства металлов примерно одинаковый — светло-серый с голубоватым оттенком. Золото, медь и цезий соответственно жёлтого, красного и светло-жёлтого цвета.

Химические свойства металлов. На внешнем электронном уровне у большинства металлов небольшое количество электронов (1-3), поэтому они в большинстве реакций выступают как восстановители (то есть «отдают» свои электроны)

*Реакции с простыми веществами:*

- С кислородом реагируют все металлы, кроме золота, платины. Реакция с серебром происходит при высоких температурах, но оксид серебра(II) практически не образуется, так как он термически неустойчив. В зависимости от

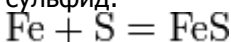
металла на выходе могут оказаться оксиды, пероксиды, надпероксиды:



- С азотом реагируют только самые активные металлы, при комнатной температуре взаимодействует только литий, образуя нитриды.

- С серой реагируют все металлы, кроме золота и платины:

Железо взаимодействует с серой при нагревании, образуя сульфид:



- С водородом реагируют только самые активные металлы, то есть металлы IA и IIA групп кроме Be. Реакции осуществляются при нагревании, при этом образуются гидриды. В реакциях металл выступает как восстановитель, степень окисления водорода –1.

- С углеродом реагируют только наиболее активные металлы. При этом образуются ацетилениды или метаниды. Ацетилениды при взаимодействии с водой дают ацетилен, метаниды — метан.

- Взаимодействие кислот с металлами. С кислотами металлы реагируют по-разному. Металлы, стоящие в электрохимическом ряду активности металлов (ЭРАМ) до водорода, взаимодействуют практически со всеми кислотами.

- Взаимодействие неокисляющих кислот с металлами, стоящими в электрическом ряду активности металлов до водорода. Происходит реакция замещения, которая также является окислительно-восстановительной.

Легирование. Легирование — это введение в расплав дополнительных элементов, модифицирующих механические, физические и химические свойства основного материала.

Микроскопическое строение. Характерные свойства металлов можно понять, исходя из их внутреннего строения. Все они имеют слабую связь электронов внешнего энергетического

уровня (другими словами, валентных электронов) с ядром. Благодаря этому созданная разность потенциалов в проводнике приводит к лавинообразному движению электронов (называемых электронами проводимости) в кристаллической решётке. Совокупность таких электронов часто называют электронным газом. Вклад в теплопроводность, помимо электронов, дают фононы (колебания решётки). Пластичность обусловлена малым энергетическим барьером для движения дислокаций и сдвига кристаллографических плоскостей. Твёрдость можно объяснить большим числом структурных дефектов (междоузельные атомы, вакансии и др.).

Из-за лёгкой отдачи электронов возможно окисление металлов, что может приводить к коррозии и дальнейшей деградации свойств. Способность к окислению можно узнать по стандартному ряду активности металлов. Этот факт подтверждает необходимость использования металлов в комбинации с другими элементами (сплав, важнейшим из которых является сталь), их легирование и применение различных покрытий.

Применение металлов. Металлы и их сплавы — одни из главных конструкционных материалов современной цивилизации. Это определяется прежде всего их высокой прочностью, однородностью и непроницаемостью для жидкостей и газов. Кроме того, меняя рецептуру сплавов, можно менять их свойства в очень широких пределах [29, 32].

### **1.2. История развития представлений о металлах**

Знакомство человека с металлами началось с *золота, серебра и меди*, то есть с металлов, встречающихся в свободном состоянии на земной поверхности; впоследствии к ним присоединились металлы, значительно распространенные в природе и легко выделяемые из их соединений: *олово, свинец, железо и ртуть*. Эти семь металлов были знакомы человечеству в глубокой древности. Среди древнеегипетских артефактов встречаются золотые и медные изделия, которые, по некоторым данным, относятся к эпохе, удаленной на 3000—4000 лет от н. э. К семи известным металлам уже только в средние века прибавились цинк, висмут, сурьма и в начале XVIII столетия мышьяк. С середины XVIII века число открытых металлов быстро возрастает и к началу XX столетия доходит до 65, а к началу XXI века — до 96.

Правда, идеи Аристотеля о природе: образовании всего существующего из четырёх элементов (*огня, земли, воды и воздуха*) уже тем самым указывали на сложность металлов; но эти идеи были слишком туманны и абстрактны. У алхимиков понятие о сложности металлов и, как результат этого, вера в возможность превращать одни металлы в другие, создавать их искусственно, является основным понятием их мирозерцания. Это понятие есть естественный вывод из той массы фактов, относящихся до химических превращений металлов, которые накопились к тому времени. Так как из семи известных тогда металлов одни легче подвергались химическим превращениям, другие труднее, то алхимики делили их на *благородные — совершенные*, и *неблагородные — несовершенные*. К первым принадлежали золото и серебро, ко вторым медь, олово, свинец, железо и ртуть. Последняя, обладая свойствами благородных металлов, но в то же время резко отличаясь от всех металлов своим жидким состоянием и летучестью, чрезвычайно занимала тогдашних ученых, и некоторые выделяли её в особую группу; внимание, привлекавшееся ей, было так велико, что *ртуть* стали считать в числе элементов, из которых образованы собственно металлы, и в ней именно видели носителя металлических свойств.

У алхимиков металлы часто носят название планет; золото называется Солнцем, серебро — Луной, медь — Венерой, олово — Юпитером, свинец — Сатурном, железо — Марсом и ртуть — Меркурием.

Когда были открыты *цинк, висмут, сурьма и мышьяк*, тела, во всех отношениях схожие с металлами, но у которых одно из характернейших свойств металла, ковкость, развито в слабой степени, то они были выделены в особую группу — *полуметаллов*. Деление металлов на собственно металлы и полуметаллы существовало ещё в середине XVIII столетия.

Определение состава металла первоначально было чисто умозрительным. В первое время алхимики принимали, что они образованы из двух элементов — **ртути и серы**. Происхождение этого воззрения неизвестно, оно имеется уже в VIII столетии. По **Геберу** доказательством присутствия ртути в металлах служит то, что она их растворяет, и в этих растворах индивидуальность их исчезает, поглощается ртутью, чего не случилось бы, если бы в них не было одного общего с ртутью начала. Кроме того, ртуть со свинцом давала нечто похожее на олово. Что касается серы, то, может быть, она взята потому, что были известны сернистые

соединения, по внешнему виду схожие с металлами. В дальнейшем эти простые представления, вероятно, вследствие безуспешных попыток получения металлов искусственно, крайне усложняются, запутываются.

В понятиях алхимиков, например X—XIII столетий, **ртуть и сера**, из которых образованы металлы, не были теми ртутью и серой, которые имели в руках алхимики. Это было только нечто схожее с ними, обладающее особыми свойствами; нечто такое, которое в обыкновенной сере и ртути существовало реально, было выражено в них в большей степени, чем в других телах.

Под **ртутью**, входящей в состав металлов, представляли нечто, обуславливающее неизменяемость их, металлический блеск, тягучесть, одним словом, носителя металлического вида; под **серой** подразумевали носителя изменемости, разлагаемости, горючести металлов. Эти два элемента находились в металлах в различном соотношении и, как тогда говорили, различным образом фиксированные; кроме того, они могли быть различной степени чистоты. По Геберу, например, **золото** состояло из большого количества ртути и небольшого количества серы в высшей степени чистоты и наиболее фиксированных; в **олове**, напротив, предполагали много серы и мало ртути, которые были не чисты, плохо фиксированы и прочее.

При дальнейшем развитии этих воззрений двух элементов — **ртути и серы** — для объяснения состава металлов алхимикам показалось недостаточно; к ним присоединили **соль**, а некоторые **мышьяк**. Этим хотели указать, что при всех превращениях металлов остается нечто не летучее, постоянное. Если в природе «превращение неблагородных металлов в благородные совершается веками», то алхимики стремились создать такие условия, в которых этот процесс совершенствования, созревания шёл бы скоро и легко.

Вследствие тесной связи химии с тогдашней медициной и тогдашней биологией, идея о превращении металлов естественным образом отождествлялась с идеей о росте и развитии организованных тел: переход, например, свинца в золото, образование растения из зерна, брошенного в землю и как бы разложившегося, брожение, исцеление больного органа у человека — все это были частные явления одного общего таинственного жизненного процесса, совершенствования, и вызывались одними стимулами. Отсюда само собой понятно,

что таинственное начало, дающее возможность получить золото, должно было исцелять болезни, превращать старое человеческое тело в молодое и прочее. Так сложилось понятие о чудесном **философском камне**.

Что касается роли **философского камня** в превращении неблагородных металлов в благородные, то больше всего существует указаний относительно перехода их в золото, о получении серебра говорится мало. По одним авторам, один и тот же философский камень превращает металлы в серебро и золото; по другим — существуют два рода этого вещества: одно совершенное, другое менее совершенное, и это то последнее и служит для получения серебра. Относительно количества философского камня, требующегося для превращения, указания тоже разные. По одним, 1 часть его способна превратить в золото 10000000 частей металла, по другим — 100 частей и даже только 2 части. Для получения золота плавил какой-нибудь неблагородный металл или брали ртуть и бросали туда философский камень; одни уверяли, что превращение происходит мгновенно, другие же — мало-помалу. Эти взгляды на природу металлов и на способность их к превращениям держатся в общем в течение многих веков до XVII столетия, когда начинают резко отрицать все это, тем более что эти взгляды вызвали появление многих шарлатанов, эксплуатировавших надежду легковых получить золото. С идеями алхимиков в особенности боролся **Бойль**: *«Я бы хотел знать, — говорит он в одном месте, — как можно разложить золото на ртуть, серу и соль; я готов уплатить издержки по этому опыту; что касается меня, то я никогда не мог этого достигнуть»*.

После вековых бесплодных попыток искусственного получения металлов и при том количестве фактов, которые накопились к XVII столетию, например о роли воздуха при горении, увеличении веса металла при окислении, вопрос об элементарности состава металла, казалось, был совсем близок к окончанию; но в химии появилось новое течение, результатом которого явилась **флогистонная теория**, и решение этого вопроса было ещё отсрочено на продолжительное время.

Тогдашних ученых сильно занимали явления горения. Исходя из основной идеи тогдашней философии, что сходство в свойствах тел должно происходить от одинаковости начал, элементов, входящих в их состав, принимали, что тела горючие заключают общий элемент. Акт горения считался актом

разложения, распада на элементы; при этом элемент горючести выделялся в виде пламени, а другие оставались. Признавая взгляд алхимиков на образование металлов из трёх элементов, ртути, серы и соли, и принимая их реальное существование в металле, горючим началом в них нужно было признать серу.

Тогда другой составной частью металла нужно было, очевидно, признать остаток от прокаливании металла — «землю», как тогда говорили; следовательно, ртуть тут ни при чём. С другой стороны, сера сгорает в серную кислоту, которую многие, в силу сказанного, считали более простым телом, чем сера, и включили в число элементарных тел. Выходила путаница и противоречие. Бехер, чтобы согласовать старые понятия с новыми, принимал существование в металле земли трех сортов: собственно «землю», «землю горючую» и «землю ртутную».

В этих-то условиях Шталь предложил свою теорию. По его мнению, началом горючести служит не сера и не какое-либо другое известное вещество, а нечто неизвестное, названное им флогистонем. Металлы, будто бы, образованы из флогистона и земли; прокалывание металла на воздухе сопровождается выделением флогистона; обратное получение металлов из его земли с помощью угля — вещества, богатого флогистонем — есть акт соединения флогистона с землей. Хотя металлов было несколько и каждый из них при прокаливании давал свою землю, последняя, как элемент, была одна, так что и эта составная часть металла была такого же гипотетического характера, как и флогистон; впрочем, последователи Шталя иногда принимали столько «элементарных земель», сколько было металлов.

Когда Кавендиш при растворении металлов в кислотах получил водород и исследовал его свойства (неспособность поддерживать горение, его взрывчатость в смеси с воздухом и проч.), он признал в нём флогистон Шталя; металлы, по его понятиям, состоят из водорода и «земли». Этот взгляд принимался многими последователями флогистонной теории.

Несмотря на видимую стройность теории флогистона, существовали крупные факты, которые никак нельзя было связать с ней. Ещё Геберу было известно, что металлы при обжигании увеличиваются в весе; между тем, по Шталю, они должны терять флогистон: при обратном присоединении флогистона к «земле» вес полученного металла меньше веса «земли». Таким образом выходило, что флогистон должен обладать каким-то



особенным свойством — отрицательным тяготением. Несмотря на все остроумные гипотезы, высказанные для объяснения этого явления, оно было непонятно и вызывало недоумение.

Когда Лавуазье выяснил роль воздуха при горении и показал, что прибыль в весе металлов при обжигании происходит от присоединения к металлам кислорода из воздуха, и таким образом установил, что акт горения металлов есть не распадение на элементы, а, напротив, акт соединения, вопрос о сложности металлов был решен отрицательно. Металлы были отнесены к простым химическим элементам, в силу основной идеи Лавуазье, что простые тела суть те, из которых не удалось выделить других тел. С созданием периодической системы химических элементов Менделеевым элементы металлов заняли в ней своё законное место.

## ГЛАВА 2. СТРОЕНИЕ МЕТАЛЛОВ

### 2.1. Кристаллическое строение металлов

На сегодняшний день важнейшим признаком металла является свойство – отрицательный температурный коэффициент электрической проводимости, т. е. понижение электропроводимости с ростом температуры и наоборот.

В общем случае металлы делятся на две большие группы: черные (железо и сплавы на основе железа) и цветные (алюминий, магний, цинк, никель, медь, титан и др.) [33].

Помимо черных и цветных металлов и сплавов различают: легкие (магний, бериллий, алюминий, титан), благородные

(серебро, золото, платина, палладий, родий, осмий, рутений), редкоземельные (лантаноиды), щелочноземельные (натрий, калий, цинк), тугоплавкие (вольфрам, молибден, тантал, ниобий), легкоплавкие (цинк, ртуть, олово, свинец, висмут, сурьма, галлий, германий), урановые (актиноиды) [29].

Напоминаю, что часть элементов Периодической системы Д.И. Менделеева (кремний, теллур, селен, германий) являются промежуточными между металлами и неметаллами.

Наличием электронного газа объясняются высокие электро- и теплопроводность металлов. С увеличением температуры колебания ионов усиливаются, что затрудняет перенос зарядов электронами. И, наоборот, при понижении температуры электропроводимость растет, что в ряде случаев вызывает явление сверхпроводимости.

Характерный металлический блеск является результатом взаимодействия свободных электронов с электромагнитными световыми волнами.

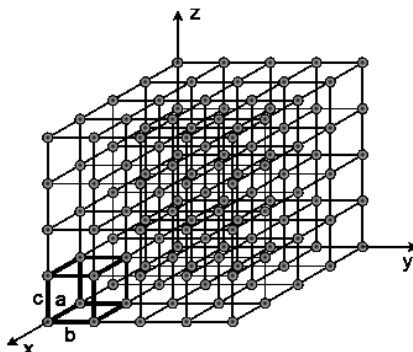


Рисунок 1. Схема кристаллической решетки

Металлы имеют кристаллическое строение, т. е. определенное расположение ионов (атомов) в пространстве. Для описания такой структуры используется понятие кристаллической решетки – воображаемой пространственной сетки (рис. 1) с ионами в узлах.

Атомно-кристаллическая структура может быть представлена элементом объема решетки с минимальным количеством частиц (атомов), многократным переносом которого в пространстве может быть построен весь кристалл. Такой элементарный объем характеризует строение данного типа

кристалла и называется элементарной ячейкой. Подавляющее большинство металлов имеют следующие типы кристаллических ячеек: объемно-центрированную кубическую (сокращенно ОЦК), гранецентрированную кубическую (ГЦК) и гексагональную плотноупакованную (ГПУ). На рис. 3 приведены схемы ячеек. В точках пересечения линий располагаются ионы, которые называются узлами решетки.

Менее распространены ромбоэдрическая, тетрагональная и более сложные решетки.

В объемно-центрированной кубической решетке (рис. 2, а) атомы (ионы) расположены в вершинах и в центре объема куба.

В гранецентрированной кубической решетке (рис. 2, б) атомы (ионы) находятся в вершинах и в центрах каждой грани куба.

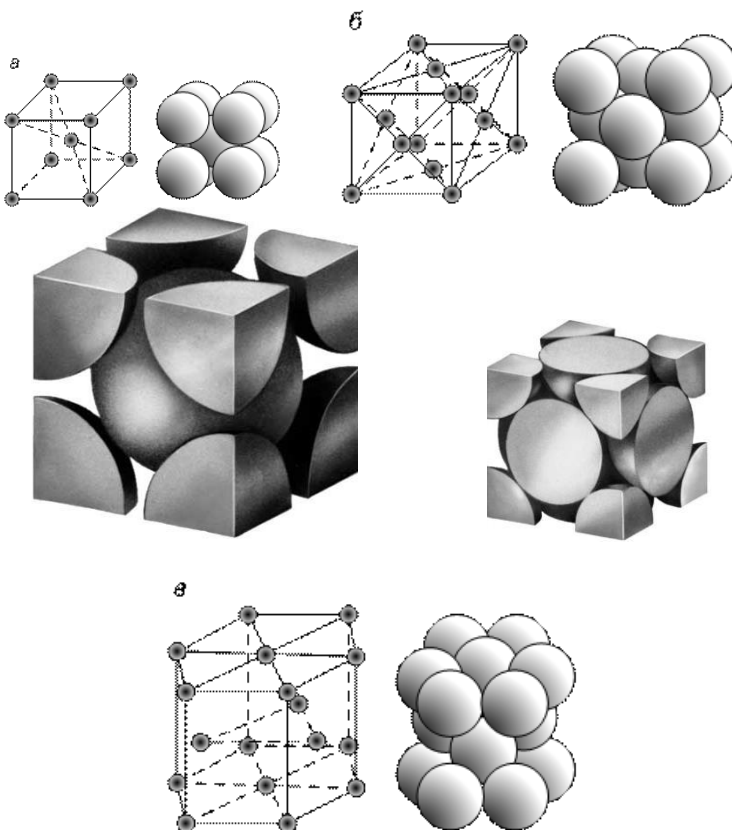


Рисунок 2. Типы элементарных кристаллических ячеек: *а* – объемно-центрированная кубическая; *б* – гранецентрированная кубическая; *в* – гексагональная плотноупакованная

Известно, что атом любого элемента состоит из положительно заряженного ядра и отрицательных электронов. Внешние (валентные) электроны металлов (в отличие от неметаллов) с ядром связаны слабо. Поэтому атомы металлов легко теряют валентные электроны, которые свободно перемещаются в межатомном пространстве, образуя так *называемый электронный газ*. Атомы, потерявшие валентные электроны превращаются в ионы. Так как электроны электронного газа в одинаковой степени принадлежат всем ионам металла и не связаны с отдельными атомами, то металлическая межатомная связь не

имеет направленного характера.

Наличие таких *коллективизированных электронов* формирует характерные свойства металлов. Высокая пластичность предопределяется тем, что ионы как бы плавают в облаке электронного газа.

При смещении отдельных объемов металла связь между ионами не нарушается и разрушение не происходит.

У гексагональной плотноупакованной решетки элементарной ячейкой является шестигранная призма, в которой атомы находятся в вершинах, в центрах оснований и внутри.

## 2.2. Полиморфные превращения металлов

Полиморфизм (аллотропия) металлов – это их способность к образованию различных типов кристаллических структур при изменении температуры. Процесс перехода от одного типа кристаллического строения к другому называется полиморфным (аллотропическим) превращением (или перекристаллизацией). Полиморфизм присущ ряду технически важных металлов: Fe, Sn, Mn, Ti, Co и др. (табл.1).

Таблица 1  
Полиморфные (аллотропические) формы некоторых элементов

Элемент	Полиморфная форма	Интервал температур устойчивого состояния, °C	Тип кристаллической решётки
Fe	$\alpha$ $\gamma$	< 911 и 1392 – 1539* 911 - 1392	K8 K12
Co	$\alpha$ $\beta$	< 450 450 - 1480	Г12 K12
Sn	$\alpha$ $\beta$	< 14 14 – 232	Сложная K6 Т8
Mn	$\alpha$ $\beta$ $\gamma$ $\delta$	< 700 700 – 1079 1079 – 1143 1143 – 1244	Сложная K6 Сложная K6 Т12 K8
Ti	$\alpha$ $\beta$	< 882 882 - 1660	Г12 K8

Примечание \*). В некоторых научных источниках, например [45] и др., температура плавления железа указывается в 1536°C; также наблюдается разнотой и с другими температурами, относящимися к превращениям железа. В данной работе приняты наиболее употребительные температуры, за исключением температур, приводимых на ссылаемое источники.

Строение, получающееся в результате полиморфного превращения, называется аллотропической формой. Аллотропическая форма, устойчивая при более низкой температуре, обозначается индексом  $\alpha$ , при более высокой –  $\beta$ ,  $\gamma$  и так далее.

Температура, при которой происходит переход решетки из одного вида в другой, называется температурой полиморфного превращения или температурой перекристаллизации. При этом изменяются свойства металла (плотность, теплопроводность, теплоемкость и др.).

Аллотропические превращения при нагревании происходят с поглощением тепла, а при охлаждении с его выделением. Как

при нагревании, так и при охлаждении аллотропические превращения происходят с некоторым запаздыванием. Так, превращение  $\alpha$  – модификации в  $\gamma$  – модификацию, происходящее при нагревании, будет всегда выше температуры превращения  $\gamma$  в  $\alpha$ , происходящее при охлаждении. Такое явление называется гистерезисом.

На рис. 3 приведена кривая охлаждения железа, имеющего аллотропические превращения.

До температуры  $1539^{\circ}\text{C}$  происходит охлаждение жидкого железа. При  $1539^{\circ}\text{C}$  на кривой охлаждения появляется площадка. При этой температуре железо затвердевает и выделяется скрытая теплота кристаллизации. По окончании кристаллизации и до температуры  $1392^{\circ}\text{C}$  железо имеет объемно-центрированную кубическую решетку ( $\text{Fe-}\delta$ ).

При  $1392^{\circ}\text{C}$  на кривой появляется вторая площадка, связанная с аллотропическим превращением  $\delta$ -железа ( $\text{Fe-}\delta$ ) в  $\gamma$ -железо ( $\text{Fe-}\gamma$ ), имеющее гранецентрированную кубическую решетку.

При аллотропическом превращении исчезают старые зерна и появляются новые. Такое превращение аналогично процессу кристаллизации: вначале образуются зародыши, а затем идет рост зерен новой модификации. Такое превращение является перекристаллизацией.

Следующая площадка наблюдается на кривой охлаждения при температуре  $911^{\circ}\text{C}$  по причине превращения  $\text{Fe-}\gamma$  в  $\text{Fe-}\alpha$ . Кристаллическая решетка превращается из гранецентрированной опять в объемно-центрированную кубическую, которая сохраняется до самых низких температур.

Площадка на кривой охлаждения, соответствующая температуре  $768^{\circ}\text{C}$ , связана не с перестройкой кристаллической решетки, а с перестройкой электронных оболочек атомов и изменением магнитных свойств. Ниже  $768^{\circ}\text{C}$  железо магнитно, а выше – немагнитно.

Полиморфные превращения протекают как в чистых металлах, так и в сплавах.

Металлы, имеющие только один тип кристаллической решетки, называются изоморфными (никель, медь, хром, вольфрам и другие).

Полиморфизм широко распространён среди технических материалов и имеет крайне важное значение для их обработки и эксплуатации.

Например, термообработка стали основана

на стабилизации структуры  $\gamma\text{Fe}$  с кубической гранецентрированной решёткой КГЦ при высокой температуре с переходом её в структуру с кубической центрированной решёткой КЦ во время охлаждения.

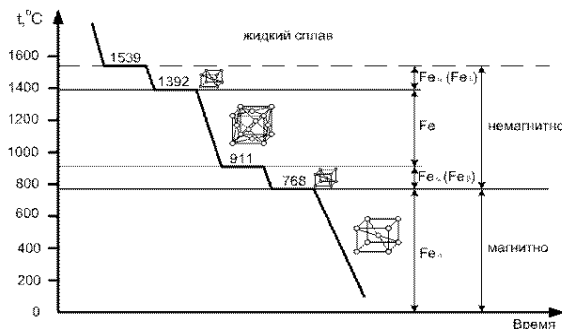


Рисунок 3. Кривая охлаждения чистого железа

Полиморфные фазовые превращения, аналогично другим агрегатным превращениям – плавлению и кипению, основываются на изменениях свободной энергии.

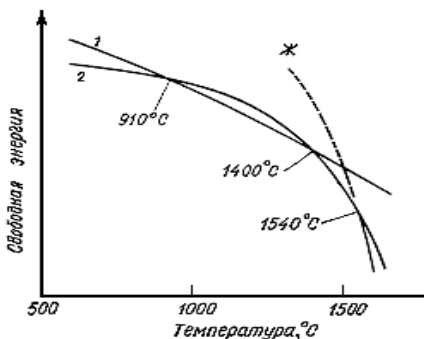


Рисунок 4. Схема изменения свободной энергии фаз  $\gamma\text{Fe}$  с КГЦ (1) и  $\alpha\text{Fe}$  с КЦ (2) структурой. Фаза, с наименьшей свободной энергией является устойчивой

Термодинамически более устойчивое состояние при данных условиях (температуре и давлении) будет иметь фаза или состояние, обладающее меньшей свободной энергией.

Свободной энергией (термодинамическим потенциалом) называют ту составляющую полной энергии вещества, которая обратимо изменяет свою величину при изменении температуры. С

повышением температуры величина свободной энергии уменьшается. На рис. 4 показано изменение свободной энергии и устойчивость железа в зависимости от температуры.

## ГЛАВА 3. СОСТАВ И СВОЙСТВА ТВЕРДЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

### 3.1. Компактность упаковки кристаллической решетки

Твердые металлы, как было уже отмечено, имеют кристаллическое строение, при котором атомы или ионы расположены в определенном порядке в так называемых «узлах» кристаллической решетки. При формировании кристаллов атомы размещаются закономерно. Узлы решетки соответствуют равновесным положением атомов. Важнейшей структурной характеристикой кристалла является компактность упаковки в нем. Она оценивается координационным числом  $z$ , определяющим число атомов, расположенных по соседству на одинаковом расстоянии. В случае металлических связей, не являющихся насыщенными и направленными, атомы в кристалле можно с известным приближением моделировать в виде притягивающихся один к другому не сжимающих шаров радиусом  $r$ . Тогда коэффициент компактности  $q$ , характеризующий плотность упаковки структуры, равен отношению объема частиц, из которых образован кристалл, к объему кристалла. В случае шаровой упаковки  $q = 4\pi r^3 n / 3V$ , где  $n$  – число частиц в элементарной ячейке,  $V$  – объем элементарной ячейки. Для самых плотных упаковок коэффициент компактности равен 74%, иными словами, около 1/4 всего объема кристалла приходится на пустоты. Для гранецентрированной кубической и гексагональной плотной решетки  $z = 12$ ,  $q = 74.0$ , а для объемно центрированной кубической  $z = 8$  и  $q = 68.1$ .

Если при кристаллизации из жидкой фазы росту кристалла ничто не препятствует, то получается тело, имеющее правильную огранку. На практике же кристаллизация приводит к образованию конгломерата беспорядочно ориентированных один относительно другого кристаллитов. В реальных твердых телах всегда имеются разнообразные по форме и происхождению структурные неоднородности кристаллической решетки, что приводит к резкому снижению механических свойств по



сравнению с теоретически вычисленными свойствами [28].

### 3.2. Дефекты кристаллического строения металлов

В реальном твердом теле в любом случае кристаллы пронизаны различными дефектами: одиночные дырки, сопряжения дырок, дислокации, группы дислокаций. В процессе кристаллизации структурные неоднородности жидкого металла передаются твердому телу. Таким образом происходит наследственная передача неравномерного распределения неоднородности жидкого металла передаются твердому телу.

В процессе теплового движения некоторые атомы, взаимодействуя с соседями, приобретают энергию, достаточную для того, чтобы покинуть занимаемые ими узлы и перейти в междоузлия. Образующийся свободный узел (вакансия) не остается на месте. Один из окружающих вакансию атомов занимает ее, а принадлежащее ему равновесное положение остается вакантным.

Изменение размещения атомов, связанное с наличием дефектов, приводит к повышению внутренней энергии металла  $U$ ; одновременно с этим увеличивается и энтропия  $S$ . Причем прирост величины энтропийного фактора  $TS$  в уравнении  $G = U - TS$  перекрывает увеличение внутренней энергии, и энергия Гиббса  $G$  в конечном счете уменьшается. Следовательно, появление некоторого беспорядка в размещении атомов совместимо с минимумом изобарно-изотермического потенциала.

Каждой температуре соответствует определенная концентрация вакансий, которая выражается следующим соотношением:

$$n = N \exp[-E_v/kT],$$

где  $n$  – равновесное число вакансий;  $N$  – число узлов решетки;  $n/N$  – концентрация вакансий;  $E_v$  – энергия образования одной вакансии. Одной из возможных причин возникновения вакансий может быть разница в парциальных скоростях диффузии отдельных компонентов, составляющих данный сплав. Избыточные вакансии могут исчезать на дислокациях, межзеренных границах и других неточечных дефектах, а также коагулируют в различные скопления, которые могут превращаться в подвижные дислокационные петли, дефекты упаковки или поры.

Переход атомов при тепловом движении из одних положений равновесия в другие называют самодиффузией. Она происходит и в кристаллах, и в жидкости и обеспечивает перемешивание атомов. Равновесная концентрация вакансий вблизи точки плавления у разных металлов составляет величины одного порядка ( $10^{-4}$ ).

Реальный кристалл состоит из нескольких различно ориентированных одна относительно другой областей или блоков, имеющих размеры  $10^{-4} \div 10^{-5}$  см, внутри каждого из которых расположение атомов в кристаллической решетке достаточно хорошо отвечает идеальной схеме. Различие в ориентировке отдельных блоков, составляющий реальный кристалл, невелико и измеряется углами в десятки минут. Изменения в характере блочной структуры (величине и взаимной ориентировке отдельных блоков) существенно влияют на свойства металлов и сплавов. Механизм этого воздействия, в известной мере, аналогичен тому, которым объясняется влияние величины зерна поликристаллического образца металла на его свойства.

Все реальные кристаллические тела не обладают совершенной структурой, так как в любом кристалле всегда имеются дефекты его строения. Если бы все металлы имели совершенную, без дефектов, кристаллическую структуру, они не обладали бы пластичностью и не поддавались бы обработке пластической деформацией. Они имели бы чрезвычайно высокую прочность и твёрдость и были бы подобны кристаллам алмаза. Термическая обработка и повышение прочностных свойств реальных металлов и сплавов основаны на повышении плотности (увеличении количества) несовершенств (дефектов) кристаллического строения. Несовершенства структуры играют существенную роль и определяют многие свойства технических материалов.

Основными несовершенствами кристаллической структуры металла считаются точечные, линейные и поверхностные дефекты (рис. 5).

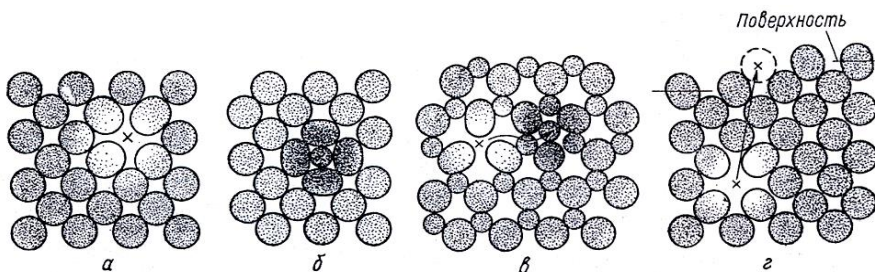


Рисунок 5. Точечные дефекты: а – вакансии; б – межузельный атом; в – смещение атома в межузлие (дефект Френкеля); г – смещение к поверхности. Несовершенства искажают решётку кристалла

Локальные, точечные несовершенства структуры характерны для большинства кристаллов. Обычно они проявляются в виде вакансий и межузельных атомов в решётке. Точечные (малые во всех измерениях) несовершенства возникают в результате теплового возбуждения, смещающего атомы из своих мест в идеальной решётке, а также вследствие присутствия примесей, внедрившихся в решётку. Число вакансий и дислоцированных атомов обычно не превышает двух процентов, что составляет  $10^{20}$  в  $1\text{см}^3$ .

Наиболее важным видом несовершенств, определяющим механические свойства, являются *дислокации* (лат. dislocation – смещение) – одномерные дефекты кристаллической структуры, т.е. малые в двух измерениях и относительно протяжённые в третьем.

Важнейшей характеристикой дислокационной структуры является плотность дислокаций – суммарная длина всех линий дислокаций в единице объема:

$$\rho = \Sigma L / V \text{ см}^{-2},$$

где  $\Sigma L$  – суммарная длина всех линий дислокаций в кристалле, см;  $V$  – объем кристалла в  $\text{см}^3$ . Дислокации в металле распределены неравномерно; их концентрация значительно выше на границах зерен, поэтому свойства кристаллического тела определяются наличием системы дефектов кристаллической решетки (дислокациями).

Пластические деформации являются результатом непрерывного генерирования и движения дислокаций.

Дислокации бывают краевые и винтовые, рис. 6.

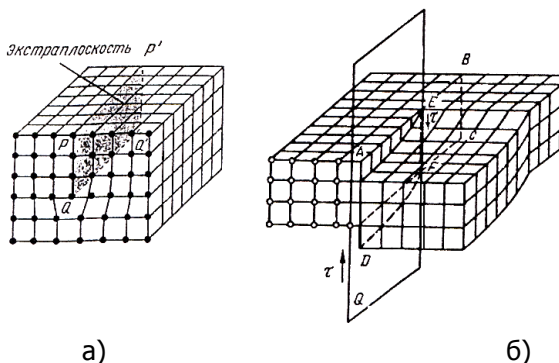


Рисунок 6. Краевая – а (нижний край полуплоскости PQQ'P') и винтовая – б (линия EF) дислокации

Вокруг дислокаций на расстоянии нескольких межатомных размеров возникают искажения решётки. Энергия искажения кристаллической решётки характеризуется с помощью вектора Бюргерса  $b$ . Вектор Бюргерса (вектор сдвига) краевой дислокации равен межатомному расстоянию и перпендикулярен линии дислокации. Для винтовой дислокации он составляет ту же величину, но параллелен линии дислокации ( $b=BC - DA$ , см. рис. 76)). Дислокации образуются как в ходе кристаллизации металлов, так и в ходе пластической деформации и фазовых превращений. Плотность дислокаций  $\rho$ , под которой понимают суммарную длину дислокаций  $\sum L$ , приходящуюся на единицу объёма  $V$  ( $\rho = L/V$ ), для отожжённых металлов составляет  $10^3 - 10^6 \text{ см}^{-2}$ ; после холодной деформации она увеличивается до  $10^{11} - 10^{12} \text{ см}^{-2}$ .

Энергия дислокаций составляет несколько электрон-вольт на атом, поэтому термическая активация не может способствовать образованию дислокаций, напротив, вызывает образование точечных дефектов. После кристаллизации металлические моно – и поликристаллы содержат большое количество дислокаций. Следовательно, дислокации могут возникать у фронта кристаллизации или процессе охлаждения кристаллов после исчезновения жидкой фазы.

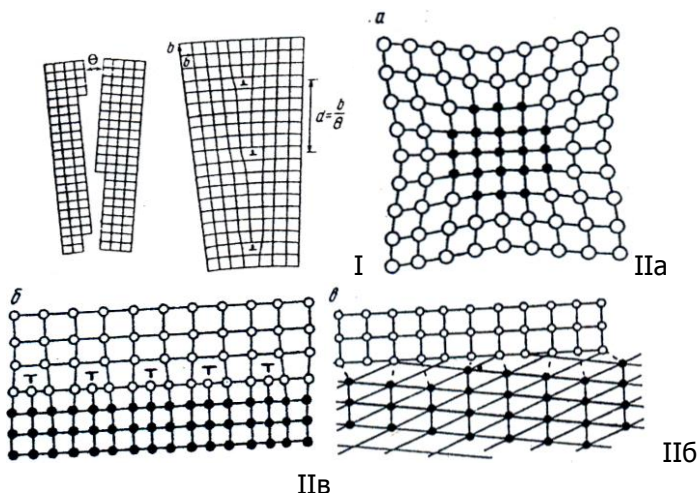


Рисунок 7. Схема границ: I – малоугловая граница между блоками; IIa – когерентная межфазовая граница; IIб – полукogerентная межфазовая граница; IIв – некогерентная межфазовая граница

Границы зерен являются областями аномально высокого значения свободной энергии. Границы представляют собой искаженные слои атомов, расположенные между зернами, имеющими нормальную решетку твердого раствора, рис. 7.

В этих слоях происходит переход от ориентировки одного кристалла к ориентировке соседнего. Таким образом, атомы, расположенные на границе зерен и в приграничных слоях, находятся в положениях, не соответствующих минимуму энергии в неискаженных кристаллах.

Порядок параметров этой решетки, т. е. расстояний между центрами атомов, характеризуется несколькими десятками нанометра (несколькими ангстремами), что примерно соответствует диаметрам атомов. Поэтому валентные электроны, принадлежащие внешним оболочкам, в твердом металле коллективизируются и находятся под воздействием ряда атомов. Характерным для твердых тел является коллективное перемещение большого числа частиц под действием внешних сил.

Поверхностные несовершенства являются малыми лишь в одном измерении и значительными в двух других измерениях и представляют собой поверхности раздела между отдельными зёрнами или их блоками (субзёрнами) поликристаллического

металла.

В современных условиях основным методом повышения прочностных свойств металлов и сплавов является повышение плотности дислокаций и других искажений после соответствующих технологических процессов, рис.8.

Многие процессы, протекающие в металлах и сплавах, носят диффузионный характер. Под *диффузией* понимают перемещение атомов в кристаллическом теле на расстояния, превышающие средние межатомные данного вещества. Если перемещения атомов не связаны с изменением концентрации в отдельных объёмах, то такой процесс называется самодиффузией. Диффузия, сопровождающаяся изменением концентраций, называется просто диффузией или гетеродиффузией. Механизм диффузии: циклический, обменный, вакансионный, межузельный.

Количество диффундирующего (в единицу времени) вещества  $m$  зависит от градиента концентрации  $dc/dx$  элемента в направлении, нормальном к поверхности раздела и пропорционально коэффициенту диффузии:

$$m = -D \cdot dc/dx,$$

где  $dc$  – концентрация;  $dx$  – расстояние в выбранном направлении.

Константа пропорциональности  $D$  называется коэффициентом диффузии или диффузионной проводимостью, а уравнение известно как первый закон Фика. Знак минус означает, что поток направлен по градиенту концентрации (от объёма с большей концентрацией к объёму с малой концентрацией).

Для перемещения атомов из одного положения в другое необходимо разрушить связи и деформировать решётку, т.е. необходима энергия активации. Число атомов, обладающих необходимой энергией активации, экспоненциально зависит от величины обратной температуре; такая же зависимость коэффициента диффузии от температуры:

$$D = D_0 e^{-E/kT},$$

где  $k$  – постоянная Больцмана ( $1,38 \cdot 10^{-16}$  эрг/г-атом·К или  $8,63 \cdot 10^{-5}$  эВ/г-атом·К);  $T$  – температура, К;  $D_0$  – экспериментально найденный коэффициент диффузии для

каждой диффузионной пары, который может зависеть от концентрации.

Энергия активации  $E^*$  может быть наглядно представлена (в упрощённом виде) как энергия, необходимая для перехода атома через энергетический барьер из стабильного состояния в метастабильное ( $E_1^*$ ) и в противоположном направлении ( $E_2^*$ ), рис. 9.

Уравнение коэффициента диффузии обычно записывают в виде следующей зависимости:

$$D = D_0 e^{-Q / RT},$$

где  $R$  – газовая постоянная = 1,987 кал/моль·К или 8,3 Дж/моль·К;  $Q$  – энергия активации, кал/моль или Дж/моль.

Таким образом:

$$\lg D = \lg D_0 - Q / (2,3 RT).$$

Диффузионный поток в твёрдом теле не является стационарным, т.е. концентрация как функция расстояния зависит ещё от времени  $t$ . В некоторой точке в данный момент времени скорость изменения концентрации во времени  $\delta c / \delta t$  связана со второй производной градиента концентрации через коэффициент диффузии:  $\delta c / \delta t = D(\delta^2 c / \delta x^2)$ . Это выражение носит название второго закона Фика, причём оно получено в предположении, что коэффициент диффузии не зависит от концентрации.

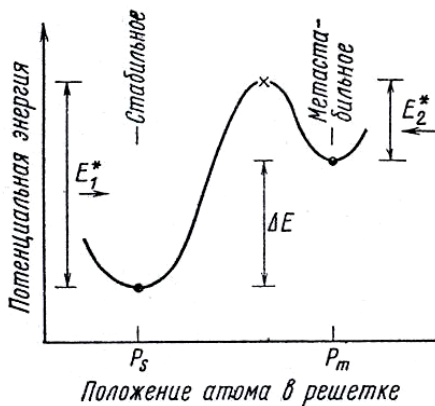


Рисунок 8. Влияние плотности дислокаций и других искажений на прочность кристаллов

Рисунок 9. Энергетический барьер:  $\Delta E$  – энергия образования дефекта;  $E^*$  – энергия активации

В процессе диффузии атомы перемещаются не только в кристаллической решётке, но и переходят через границы зёрен. Если границы имеют прямолинейный вид, то перемещения в обоих направлениях одинаковы.

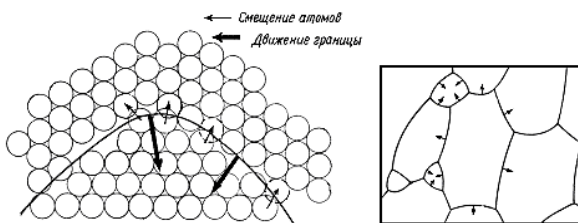


Рисунок 10. Диффузия через границы зёрен

Если же граница искривлена, то атом, находящийся на вогнутой поверхности будет иметь большее число соседей и, следовательно, меньшую энергию, чем в том случае, когда он располагается на выпуклой поверхности: атомы на вогнутой части поверхности будут стремиться перейти на выпуклую сторону, а сама граница будет смещаться к центру кривизны, рис.10.

Движущей силой для такого смещения является стремление к минимуму площади поверхности и энергии границы. Перемещение границы к центру кривизны сопровождается ростом крупных зёрен за счёт мелких, которые в дальнейшем вообще исчезают, а остаётся меньшее количество более крупных зёрен. Такой процесс в виде роста зёрен металлов и сплавов происходит при нагреве. При этом следует заметить, что рост зерна является необратимым процессом, т.е. при переходе к низкой температуре зёрна сохраняют свои крупные размеры.

Анизотропность. Одним из характерных свойств металлических кристаллических тел является анизотропность.

Анизотропия представляет собой различие свойств монокристаллов (элементов) в зависимости от направления воздействия нагрузок. Анизотропия обусловлена неодинаковым расположением и плотностью атомов в кристаллической решётке в зависимости от плоскости и направления воздействия. В



современном материаловедении вопросу анизотропии придаётся большое значение. Так, например, при обработке давлением, особенно при штамповке изделий из меди и других металлов и сплавов, анизотропия вызывает так называемый брак по «фестонистости».

На рис.11 показаны явления анизотропии в монокристалле меди (а) и листовой меди после холодной прокатки (б), в табл. 2 приведены значения модуля Юнга в зависимости от плоскости приложения нагрузки.

Таблица 2  
Анизотропия модуля Юнга

Металл	Модуль Юнга $E$ , $10^3$ МПа (кгс/мм <sup>2</sup> )		
	Максимальная по направлению [111]	Минимальная по направлению [100]	При хаотической ориентации монокристаллов
Свинец Pb	28,0 (2,8)	7,0 (0,7)	14,0 (1,4)
Алюминий Al	77,0 (7,7)	63,0 (6,3)	70,0 (7,0)
Золото Au	112,0 (11,2)	42,0 (4,2)	84,0 (8,4)
Медь Cu	196,0 (19,6)	70,0 (7,0)	112,0 (11,2)
Железо $\alpha$ Fe	287,0 (28,7)	133,0 (13,3)	210,0 (21,0)
Вольфрам W	400,0 (40,0)	400,0 (40,0)	400,0 (40,0)

**Структура и свойства металлов и СПЛАВОВ.** Строение сплава определяется взаимодействием составляющих его элементов (компонентов). В зависимости от физико-химического взаимодействия компонентов в сплаве могут образовываться следующие фазы и структуры: твёрдые растворы, химические соединения, гетерогенные структуры.

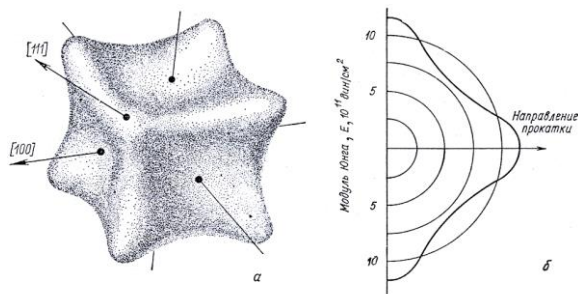


Рисунок 11. Анизотропия упругих свойств:  
а – монокристалл меди; б – листовая медь после прокатки

Твёрдыми растворами называются фазы, в которых один из компонентов сплава сохраняет свою кристаллическую решётку, а атомы другого (или других компонентов), размещаются в решётке первого компонента, искажая её размеры. Различают твёрдые растворы замещения, твёрдые растворы внедрения, твёрдые растворы вычитания (дефектные структуры) и упорядоченные твёрдые растворы (сверхструктуры).

Микроструктура твёрдого раствора в условиях равновесия представляет однородные кристаллические зёрна, незначительно отличающиеся от структуры чистого металла.

Твёрдые растворы замещения образуются в результате полного или частичного замещения атомов кристаллической решётки базового компонента (основы сплава – растворителя) атомами реагирующего элемента (растворённого металла). При образовании твёрдых растворов замещения необходимо учитывать размерный и структурный фактор кристаллических решёток и ионизационные свойства элементов. Если размеры атомных радиусов отличаются не более чем на 8% и ионизационные свойства одинаковы, то возможно образование непрерывных твёрдых растворов; при различии атомных радиусов в пределах 8–15% и одинаковых ионизационных свойствах происходит образование ограниченных твёрдых растворов; при различии атомных радиусов более чем на 20% и различных ионизационных свойствах такие компоненты не смешиваются даже в жидком состоянии. На образование твёрдых растворов существенное влияние оказывает различие кристаллических решёток компонента сплава. В табл. 3 приведены параметры компонентов, которые по-разному ведут себя при образовании

твёрдых растворов замещения с медью.

Твёрдые растворы внедрения образуются, когда атомы растворённого компонента размещаются в межузлиях кристаллической решётки растворителя; они могут возникать только в тех случаях, когда диаметр атома растворённого элемента значительно меньше размеров базового элемента. Атомы внедрения (обычно это H, B, C, N и в некоторых случаях O) значительно сильнее связываются с дислокациями, чем атомы замещения, образуя атмосферы Коттрела.

Таблица 3

Влияние размерного и структурного факторов и ионизационных свойств некоторых элементов на образование твёрдых растворов замещения с медью

Элементы	Число электронов в оболочках							Тип решётки	Атомный радиус, нм	Изменение атомного радиуса $\Delta$ , %	Вид раствора
	K	L	M	N	O	P	Q				
Cu	2	8	18	1				КГЦ	0,128		
Ni	2	8	16	2				КГЦ	0,125	2,3	НТР
Al	2	8	3					КГЦ	0,125	2,3	ОТР
Be	2	2						-	0,112	12,5	ОТР
Zn	2	8	18	2				-	0,138	7,8	ОТР
Ag	2	8	18	18	1			КГЦ	0,144	12,5	ОТР
Pb	2	8	18	32	18	4		КГЦ	0,175	36,7	НЖ

Примечание: НТР – непрерывный твёрдый раствор; ОТР – ограниченный твёрдый раствор; НЖ – несмешивающиеся жидкости

Твёрдые растворы внедрения могут быть только ограниченной концентрации, поскольку число пор в решётке ограничено, а атомы основного компонента сохраняются в узлах решётки. Роль этого вида твёрдого раствора значительна в сталях и чугунах.

Твёрдые растворы вычитания (с дефектной кристаллической решёткой) могут возникать на основе химических соединений с сохранением их кристаллической решётки. При этом атомы растворяемого компонента замещают в

кристаллической решётке определённое количество химических соединений.

При образовании твёрдых растворов такого типа отдельные узлы кристаллической решётки могут оказаться незанятыми, в результате чего в кристаллической решётке образуются дырки. Твёрдые растворы вычитания используются при производстве твёрдых сплавов, например, растворы Ti в TiC, V в VC и др.

В некоторых сплавах замещения с понижением температуры неупорядоченная их структура, т.е. структура, в которой вероятность занятия места в кристаллической решётке растворённым элементом равна относительной доле его атомов, превращается в упорядоченные твёрдые растворы (сверхструктуры), где атомы растворённого компонента занимают определённые положения в кристаллической решётке растворителя. Примерами упорядочения атомов Cu в Au являются образования AuCu, AuCu<sub>3</sub> (нередко образование таких соединений относят к химическим соединениям).

Процесс перехода от беспорядка (неупорядочения) к порядку (упорядочению) рассмотрим на примере превращения неупорядоченной с объёмно-центрированной кубической решёткой  $\beta$ -латуни в упорядоченную  $\beta'$ -латунь. При температурах выше 460°C  $\beta$ -латунь является неупорядоченной, и в ней атомы Zn занимают различные места в решётке Cu. В упорядоченной  $\beta'$  латуни (к примеру, содержащей равное количество атомов Cu и Zn) атомы Zn будут занимать строго определённые места в кристаллической решётке, например по углам куба, а атомы меди будут располагаться в центре куба, рис.12.

В данном сплаве очевидна тенденция атомов меди окружать себя атомами цинка и тенденция атомов цинка располагаться вокруг атомов меди.

Тенденция образования пар разных атомов (а не пар одинаковых атомов) отражается энергетическим неравенством:  $E_{AB} < (E_{AA} + E_{BB}) / 2$ , где  $E_{AB}$  – энергия связи между разными атомами;  $E_{AA}$  и  $E_{BB}$  – энергия связи между одинаковыми атомами.

Если приведённое неравенство велико, то упорядочение может сводиться к дальнейшему порядку (на расстояниях больше  $10^{-5}$  м).

Степень дальнего порядка (упорядочения)  $S$  может быть выражена зависимостью  $S = r_\alpha - w_\beta$ , где  $r_\alpha$  – доля мест в  $\alpha$ -решётке, занятых ("правильно") атомами A, а  $w$  – доля мест в  $\beta$ -

решётке, занятых ("неправильно") вместо атомов В атомами А.

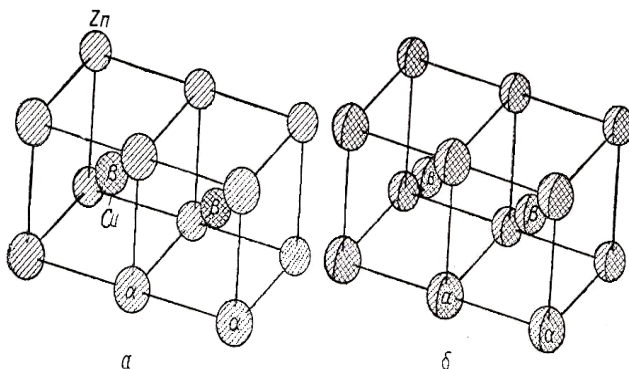


Рисунок 12. Порядок (а) и беспорядок (б) в β-латуни

Это соотношение эквивалентно более распространённому выражению

$$S = (r_{\alpha} - X_A) / (1 - X_A),$$

где  $X_A$  – атомная доля компонента А.

Можно видеть, что при полном упорядочении  $S=1$  ( $r_{\alpha}=1, w_{\beta}=0$ ), а при случайном распределении атомов А и В в местах α- и β-решёток  $S=0$  ( $r_{\alpha} = X, w_{\beta} = X_A$ ). Степень дальнего порядка может принимать и промежуточные значения. При отсутствии дальнего порядка может наблюдаться некоторая локальная упорядоченность (локальный или ближний порядок).

Ближний порядок не связан с правильным расположением атомов на относительно протяжённых участках решётки и может существовать даже в жидких расплавах и аморфных телах. Ближний порядок представляет собой отклонения от беспорядочного распределения, проявляющиеся в том, что число атомов А и В, окружающих атом А, отличаются от средних, соответствующих полностью случайному размещению в местах решётки (это же относится и к атомам В). В качестве численного показателя вводится параметр ближнего локального порядка  $\alpha = 1 - P_{A(B)} / X_A$ , где  $P_{A(B)}$  – вероятность размещения атома А с атомом В.

*Химические соединения* характеризуются определённым (стехиометрическим) соотношением атомов элементов и кристаллической решёткой, отличной от решётки составляющих компонентов, и собственными физико-химическими свойствами. В

отличие от твёрдых растворов химические соединения образуются между компонентами, имеющими большое различие в электронном строении атомов и кристаллических решёток. К важнейшим химическим соединениям относятся фазы внедрения, электронные соединения, фазы Лавеса и фазы со структурой NiAs.

*Фазы внедрения* образуют переходные металлы (Me) Fe, Mn, Cr, Mo и др. с (X) C, N, B и H по формулам  $Me_4X$  ( $Fe_4N$ ,  $Mn_4N$  и др.),  $Me_2X$  ( $W_2C$ ,  $Mo_2C$ ,  $Fe_2N$  и др.),  $MeX$  (WC, VC, TiC, TiN и др.). Кристаллическая структура фаз внедрения определяется соотношением атомных радиусов неметалла ( $R_x$ ) и металла ( $R_{Me}$ ). Если  $R_x: R_{Me} < 0,59$ , то атомы металла в этих фазах расположены по типу одной из простых кристаллических решёток: K8, K12 или Г12, в которую внедряются атомы неметалла, занимая в ней определённые поры. Когда условие  $R_x: R_{Me} < 0,59$  не соблюдается, тогда образуются соединения с более сложными структурами (карбиды Fe, Mn, Cr). Многие фазы внедрения обладают высокой твёрдостью.

Электронные соединения образуются при взаимодействии двух металлов I группы (Cu, Ag, Au, Fe, Co, Ni, Pd, Pt и др.) с металлами II – IV групп периодической системы (Be, Zn, Cd, Al, Sn, Si, Mg, и др.). Эти соединения имеют определённое отношение числа валентных электронов к числу атомов, т.е. определённую электронную концентрацию:  $3/2$ ,  $21/13$ ,  $7/4$ . Каждому из этих соотношений соответствует определённая кристаллическая решётка. Например, для отношения  $3/2$  – K8 ( $\beta$ -фаза), в случае  $21/13$  – K12 ( $\gamma$ -фаза), а при отношении  $7/4$  – Г12 ( $\epsilon$ -фаза). Так, в системе Cu – Zn: соединение CuZn является  $\beta$ -фазой, соединение  $Cu_5Zn_8$  –  $\gamma$ -фазой и соединение  $CuZn_3$  –  $\epsilon$ -фазой.

Фазы Лавеса имеет формулу  $AB_2$  и образуется между компонентами A и B при отношении атомных диаметров  $D_A / D_B = 1, 2$  (чаще 1,  $1\div 1$ , 6). Фазы Лавеса имеют одну из следующих плотно упакованных решёток: гексагональную Г12 ( $MgZn_2$ ,  $MgNi_2$ ) или кубическую гранецентрированную решётку K12 ( $MgCu_2$ ). К фазам Лавеса относятся  $AgBe_2$ ,  $CaAl_2$ ,  $TiBe_2$ ,  $TiCr_2$  и др. (типа  $MgZn_2$ ).

Фазы со структурой NiAs имеют гексагональную решётку и чаще образуются между одновалентными металлами (Cu, Ag и др.) или между переходными металлами и простыми металлами высокой валентности (IV–VI групп периодической системы) и неметаллами ( $FeSn$ ,  $NiSb$ ,  $FeS$  и др.).

Гетерогенные структуры образуются при ограниченной растворимости компонентов эвтектического ( $\text{Ж2} \rightleftharpoons \text{Ф1} + \text{Ф2}$ ) и перетектического типа ( $\text{Ф1} + \text{Ж3} \rightleftharpoons \text{Ф2}$ ).

Внутренняя структура металлов и сплавов определяет их свойства: механические, тепловые, электрические. Воздействуя на внутреннюю структуру, мы можем получить материал с заданными служебными свойствами.

### 3.3 Механические свойства металлов и сплавов

*Под механическими свойствами* понимают те свойства, которые обнаруживает материал при воздействии механических усилий.

Тепловые свойства связаны с внутренней энергией, определяющей движение атомов и электронов, табл.4.

Таблица 4

Основные тепловые свойства

Свойство	Обозначение	Определение	Единица измерения
Температура	T	Термодинамическая величина, характеризующая состояние тела при термодинамическом равновесии. Абсолютная температура пропорциональна средней кинетической энергии частиц тела	град. (K, °C)
Теплота	Н	Энергия теплового движения образующих тело частиц	Дж, кал
Коэффициент теплового линейного расширения	$\alpha$	Относительное изменение размеров при изменении температуры на 1 градус	град <sup>-1</sup>

Теплоёмкость	$c$	Отношение количества теплоты, сообщённого телу, к соответствующему повышению температуры	Дж/моль·К, кал/моль·К
Коэффициент теплопроводности	$\kappa$	Характеристика теплопроводящих свойств материала; численно равен количеству тепла, прошедшему через единицу площади в единицу времени при единичном градиенте температуры.	Вт/м·К, кал/см·с·К

Электрические свойства обусловлены движением электронов и смещением зарядов. Основные электрические свойства приведены в табл. 5.

Таблица 5

Основные электрические свойства

Свойства	Обозначение	Определение	Единица измерения
Удельная электрическая проводимость	$\gamma$	Перенос электрического заряда под действием внешнего поля: характеризуется отношением плотности тока к напряженности поля; величина, обратная удельному электрическому сопротивлению	Ом <sup>-1</sup> м <sup>-1</sup>
Удельное электрическое сопротивление	$\rho$	Электрическое сопротивление проводника единичной длины при единичной площади поперечного сечения	Ом·м
Электрическое сопротивление	$R$	Характеристика проводника, численно равная отношению электрического напряжения на концах проводника к силе тока через проводник	Ом



Поляризация	$P$	Измерение электрического состояния вещества под влиянием внешнего электрического поля; численно характеризуется дипольным моментом единицы объёма	$K/m^2$
Диэлектрическая проницаемость	$\epsilon$	Коэффициент пропорциональности между электрической индукцией и напряжённостью электрического поля	$F/m, K/V \cdot m$
Относительная диэлектрическая проницаемость	$\epsilon/\epsilon_0$	Отношение диэлектрических проницаемостей для материала и для вакуума $\epsilon_0$	

*Механические свойства* позволяют наглядно увидеть роль внутренней структуры, определить пределы нагрузки для каждого конкретного материала и произвести сопоставляемую оценку разных материалов. Результаты определения механических свойств используют в расчётной конструкторской практике при проектировании машин и конструкций. Наибольшее распространение получило определение и использование следующих основных механических свойств:

Напряжение  $\sigma$  – мера внутренних сил, возникающих в деформированном теле в результате внешнего воздействия:  $\sigma = P/F_0$  (МПа, Н/м<sup>2</sup>, кгс/мм<sup>2</sup>), где  $P$  – сила, воздействующая на образец (Н, кгс);  $F_0$  – площадь поперечного сечения (м<sup>2</sup>, мм<sup>2</sup>).

Деформация  $\epsilon$  – характеристика изменения размеров и формы тела. Относительная деформация:  $\epsilon = \Delta l / l$ , где  $\Delta l$  – приращение длины образца  $l$  под механическим воздействием (м, мм).

Модуль упругости (модуль Юнга)  $E$  – величина, характеризующая упругие свойства материала и являющаяся коэффициентом пропорциональности между упругим напряжением и соответствующей деформацией; структурно нечувствительная характеристика, определяемая силами межатомного взаимодействия, являющаяся константой материала:  $E = \sigma \cdot \epsilon$  (МПа, Н/м<sup>2</sup>, кгс/мм<sup>2</sup>).

Прочность  $\sigma_{раз}$  – сопротивление разрушению (МПа, Н/м<sup>2</sup>,

кгс/мм<sup>2</sup>).

Сопротивление временное  $\sigma_v$  – максимальное напряжение, вызывающее разрушение:  $\sigma_v = P_v / F_0$  (МПа, Н/м<sup>2</sup>, кгс/мм<sup>2</sup>), где  $P_v$  – максимальная нагрузка, вызывающая разрушение образца (Н, кгс).

Предел текучести (физический) – наименьшее напряжение, при котором образец деформируется без заметного увеличения нагрузки ("течёт"):  $\sigma_t = P_t / F_0$  (МПа, Н/м<sup>2</sup>, кгс/мм<sup>2</sup>).

Предел текучести  $\sigma_{0,2}$  – напряжение, при котором образец получает остаточное удлинение, равное 0,2% первоначальной расчётной длины, (используется при испытании образцов, у которых нет площадки текучести).

Пластичность – способность материала необратимо деформироваться при нагружении:

Относительное удлинение  $\delta = [(l - l_0) / l_0] \cdot 100$  (%), где  $l$  – длина образца после разрыва (мм);  $l_0$  – первоначальная длина образца (мм).

Относительное сужение  $\psi = [(F_0 - F) / F_0] \cdot 100$  (%), где  $F$  – площадь сечения разрушившегося образца (мм<sup>2</sup>);  $F_0$  – первоначальная площадь сечения образца (мм<sup>2</sup>).

Условно принято считать металл надёжным при  $\delta > 15\%$ ,  $\psi > 45\%$ .

Твёрдость  $H$  – сопротивление вдавливанию индикатора или царапанию:

Твёрдость по Бринеллю  $H_B$  – отношение постоянной нагрузки  $P = 3000$  кгс к величине отпечатка  $d$  стального шарика  $D = 10$  мм после нагружения в течение 10 с:

$$H_B = 2P / \pi D (D - \sqrt{D^2 - d^2}) \text{ (МПа, Н/м}^2\text{, кгс/мм}^2\text{)}.$$

Твёрдость по Роквеллу – определяется по глубине вдавливания алмазного конуса или закалённого шарика. Существуют шкалы А, В, С, которые обозначаются HRA, HRB, HRC при нагрузке 500 (для закалённого шарика), 900, 1400 Н соответственно.

Твёрдость по Виккерсу (микротвёрдость)  $H_V$ , Н – определяется по длине диагонали отпечатка индентора в виде алмазной пирамиды.

Твёрдость по Бринеллю рекомендуется производить для изделий (образцов) с твёрдостью не выше 450  $H_B$  (кгс / мм<sup>2</sup>) или 4500 МПа.

Временное сопротивление и число твёрдости по Бринеллю

связаны между собой следующими соотношениями:  $\sigma_b = 0,34 \text{ НВ}$  для стали,  $\sigma_b = 0,45 \text{ НВ}$  для медных сплавов и  $\sigma_b = 0,35 \text{ НВ}$  для алюминиевых сплавов.

Ударная вязкость – работа, затраченная на разрушение образца:  $K = P \cdot g (H - h) = P \cdot g \cdot l (\cos \alpha_2 - \cos \alpha_1)$ , где  $P$  – масса маятника;  $g$  – ускорение свободного падения;  $H, h$  – высота подъёма маятника до удара и после разрушения образца;  $l$  – длина маятника;  $\alpha_1, \alpha_2$  – углы подъёма маятника до удара и после разрушения образца. Величины  $P, H, l, \cos \alpha_1$  – постоянные, поэтому при испытаниях значения работы разрушения определяют с помощью специальных таблиц по значению  $\alpha_2 (h)$ . Ударная вязкость  $KC(\alpha_2)$  определяется как отношение работы разрушения  $K$ , затраченной на деформацию и разрушение образца, к начальной площади поперечного сечения образца в месте надреза  $S_0$  по формуле  $KC = K/S_0$  (Дж/см<sup>2</sup>). Обычные образцы имеют размеры 10×10×55 мм. В зависимости от концентратора напряжений различают образцы трёх типов: с радиусом дна надреза 1 мм (тип U – Менаже); 0,25 мм (тип V – Шарпи); с инициированной трещиной (тип T).

Работу удара обозначают двумя буквами: KU, KV, KT, а ударную вязкость – тремя буквами: KCU, KCV, KCT.

Предел выносливости  $\sigma_k$  – максимальное напряжение, которое выдерживает металл, не разрушаясь при достаточно большом числе повторно-переменных напряжений (циклов). Для стали предел выносливости определяют на базе  $N = 10^7$ , а для цветных металлов – на базе  $N = 10^8$  циклов нагружения. Величина предела выносливости углеродистых сталей при симметричном цикле ( $\sigma_{\min}/\sigma_{\max} = -1$ ) обычно составляет  $0,6\sigma_b$ .

Предел длительной прочности  $\sigma_t^t$  – напряжение, которое приводит к разрушению образца при заданной температуре за определённое время. Например,  $\sigma_{1000}^{700}$  – напряжение, вызывающее разрушение металла за 1000 ч испытания при постоянной температуре 700°C.

Предел ползучести  $\sigma_{\delta/t}^t$  – напряжение, вызывающее заданную суммарную  $\delta_{0,2/100}^{700}$  деформацию за определённое время  $t$  при данной температуре  $t^\circ\text{C}$ . Пример:  $\delta_{0,2/100}^{700}$



## ГЛАВА 4. МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ПОЛУЧЕНИЯ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

### 4.1. Агрегатные состояния вещества

Большинство веществ при определённых условиях может находиться в одном из трёх состояний: газообразном, жидком или твёрдом. Эти состояния определяются расстоянием между молекулами (атомами) и степенью их взаимодействия. Четвёртое состояние – плазма (ионизированный газ) – в практическом материаловедении используется довольно редко.

*Агрегатное состояние* вещества определяется в основном температурой и давлением. Изменение этих параметров приводит к изменению агрегатного состояния, рис. 13.

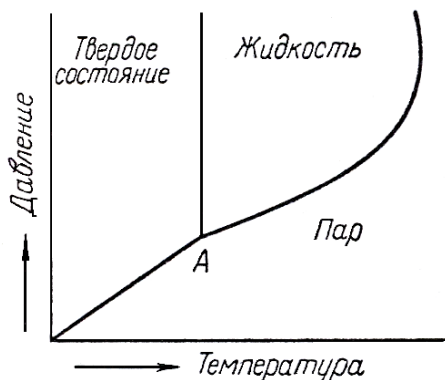


Рисунок 13. Диаграмма агрегатных состояний

Фазовые переходы из одного агрегатного состояния в другое сопровождаются скачкообразным изменением свободной энергии (энергии Гельмгольца):  $F = U - TS$ , где  $U$  – внутренняя энергия;  $S$  – энтропия;  $T$  – абсолютная температура.

Всякое вещество обладает потенциальной  $E_p$  и кинетической энергией  $E_k$ .

Потенциальной энергией называется часть энергии механической системы или тела, зависящая от положения частиц системы или тела во внешнем силовом поле. Общеизвестна потенциальная энергия, связанная с действием гравитационных сил, энергия кулоновских сил (притяжения и отталкивания).

Кинетическая энергия – это энергия движения в газовой

или жидкой среде и колебательное движение атомов (ионов) около своего положения в кристаллах.

Потенциальная энергия, т.е. энергия взаимодействия частиц, определяется расстоянием молекул друг от друга. Кинетическая энергия, т.е. энергия движущихся частиц (скорость молекул), определяется температурой. Численное соотношение между  $E_p$  и  $E_k$  определяет агрегатное состояние вещества: при  $E_p/E_k \ll 1$  – газ,  $E_p/E_k \approx 1$  – жидкость и  $E_p/E_k \gg 1$  – твёрдое вещество.

Твёрдые тела отличаются способностью сохранять постоянство формы и объёма вследствие высокой вязкости. Могут находиться в двух видах – кристаллическом и аморфном.

Кристаллическое вещество, как уже отмечалось выше, характеризуется:

упорядоченным расположением частиц, образующих кристаллическую решётку в пределах всего зерна (так называемый дальний порядок);

анизотропностью – неодинаковостью свойств в разных направлениях;

спайностью – способностью кристаллов расслаиваться по определённым плоскостям скольжения;

минимальным энергосодержанием, а потому более устойчивым по сравнению с аморфным.

При плавлении кристаллических тел происходит нарушение их плотной упаковки, и объём увеличивается скачкообразно (рис. 14).

В аморфных телах упорядоченное расположение наблюдается только на очень малых участках – в пределах нескольких межатомных расстояний. Такая упорядоченность, когда существование правильной координации распространяется на число первых ближайших соседей, носит название ближнего порядка. Аморфные тела изотропны – их макроскопические свойства одинаковы во всех направлениях. Излом аморфных тел гладкий, ограничен овальными поверхностями. Они не имеют определённой температуры плавления. При нагревании аморфное тело постепенно размягчается, начинает растекаться и, наконец, становится жидким. При охлаждении оно также постепенно затвердевает. В связи с отсутствием определённой температуры плавления аморфные тела обладают текучестью, т.е. при действии сравнительно небольших сил постепенно изменяют форму. Аморфное состояние характерно, например, для

силикатных стёкол. Некоторые вещества могут находиться как в кристаллическом, так и в аморфном состоянии, например, диоксид  $\text{SiO}_2$  встречается в природе в хорошо образованных кристаллах кварца (бесцветный горный хрусталь, голубовато-фиолетовый аметист, жёлтый цитрин и др.), а также в аморфном состоянии (минерал кремнь). При этом кристаллическое состояние всегда более устойчиво. Поэтому самопроизвольный переход вещества из кристаллического состояния в аморфное невозможен, а обратное превращение возможно.

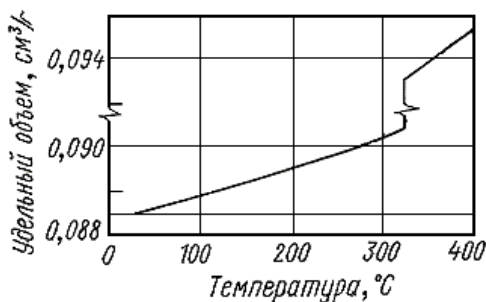


Рисунок 14. Зависимость удельного объема свинца от температуры

Температура, при которой переохлаждённая жидкость превращается в стекло, называется температурой стеклования (расстеклования)  $T_{ст}$ . Примером такого превращения служит самопроизвольная кристаллизация стекла (аморфного сплава) при повышенных температурах, сопровождающаяся разрушением его. Ниже температуры стеклования твёрдое тело становится хрупким и не поддаётся деформированию. Несколько выше этой температуры переохлаждённая, чрезвычайно вязкая жидкость становится "полужидкой", и по мере повышения температуры вязкость постепенно уменьшается, а свойства, присущие жидкости, выступают более отчётливо. Наконец, при температуре плавления или выше вещество ведёт себя как жидкость (рис. 15).

*Жидкости* характеризуются наличием объёма и отсутствием формы. Жидкое состояние является промежуточным между кристаллическим и газообразным. С газами жидкости сближает изотропность и текучесть; высокая же плотность и малая сжимаемость приближает их к твёрдым телам. До настоящего времени не создано общей теории жидкого состояния. Первые попытки создать теорию жидкого состояния были основаны на

допущении аналогии между жидким состоянием и газообразным состоянием. Ван-дер-Ваальс пытался применить своё уравнение состояния реальных газов к жидкостям, но оно оказалось неприменимым.

В результате применения к жидкостям методов структурного анализа было установлено, что по структуре жидкости подобны аморфным телам. В большинстве жидкостей наблюдается ближний порядок – число ближайших соседей у каждой молекулы и их взаимное расположение приблизительно одинаковы во всём объёме данной жидкости.

Степень упорядоченности частиц у различных жидкостей различна, и она изменяется с изменением температуры. При низких температурах, незначительно превышающих температуру плавления данного вещества, степень упорядоченности расположения частиц данной жидкости велика и она по своему строению "твёрдоподобна". С ростом же температуры упорядоченность падает, и при температуре, близкой к температуре кипения, жидкость становится "газоподобной". Существующие теории строения жидких расплавов будут представлены ниже, а сейчас рассмотрим основные свойства жидкостей.

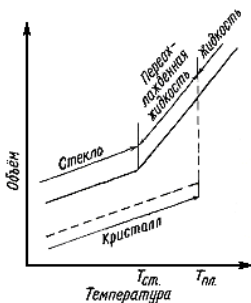


Рисунок 15. Температура стеклования

**1.** Жидкости считаются практически несжимаемыми (при повышении давления до 1,177 ГПа при 298К объём уменьшается только на 25-30%).

**2.** Между молекулами жидкостей действуют силы взаимного притяжения, которые проявляются в виде поверхностного натяжения, смачиваемости, капиллярности.

*Поверхностное натяжение* – это работа, возникающая на поверхности раздела жидкость – насыщенный пар, необходимая



для увеличения поверхности на  $1\text{см}^2$  (выражается в единицах работы делённых на единицу площади:  $1\text{эрг}/\text{см}^2 = 1\text{дин}/\text{см} = 10^{-3}\text{Дж}/\text{м}^2$ ). Толщина поверхностного слоя, в которой действуют поверхностные силы, равна диаметру сферы действия молекулярных сил –  $10-9\text{ м}$ . Поверхностное натяжение широко используется при производстве отливок.

Смачиваемость твердой поверхности жидким расплавом – это поверхностное явление, возникающее при соприкосновении жидкости с твердым телом. Проявляется в растекании жидкости по твердой поверхности. Рассмотрим систему, состоящую из твёрдой стенки, жидкого расплава и насыщенного пара (рис. 16).

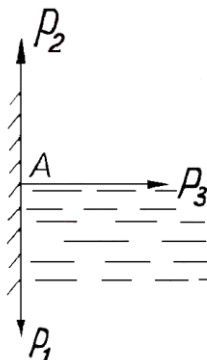


Рисунок 16. Система сил на границе раздела стенка – жидкость – пар

В точке А (см. рис. 16) возникает система сил:  $P_1$  – жидкость-стенка;  $P_2$  – насыщенный пар (газ)-стенка;  $P_3$  – жидкость – насыщенный пар. Если  $P_1 \neq P_2$ , то возможны два случая:

1.  $P_2 > P_1$  – жидкость около точки А за счёт смачивания (прилипания к стенке) поднимается вверх вдоль стенки (рис.17),  $P_2 = P_1 + P_3 \cos\varphi$  – мениск вогнутый – жидкость смачивает стенку;
2.  $P_2 < P_1$  – жидкость около точки А будет опускаться (рис. 18),  $P_2 = P_1 + P_3 \cos\varphi$  – мениск выпуклый – жидкость не смачивает стенку.

$$\text{В обоих случаях } \cos\varphi = (P_2 - P_1) / P$$

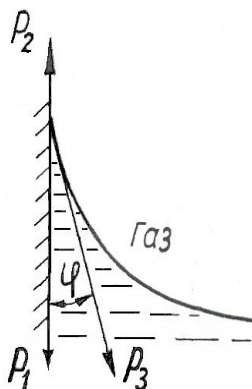


Рис. 17.  
Направление сил  
при смачиваемости

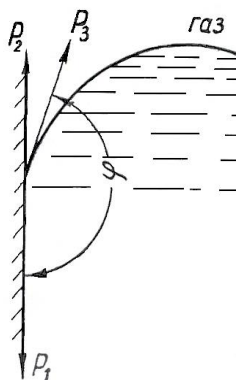


Рисунок 18.  
Направление сил при  
несмачиваемости

Угол  $\varphi$  (рис. 19) называется краевым углом и характеризует смачиваемость стенки сосуда жидкостью. Рассмотрим каплю жидкости на твёрдой стенке. В случае смачиваемости (см. рис. 19,а) возникает явление адгезии (прилипания) – сцепление поверхностей жидкости и стенки, и угол  $\varphi \rightarrow 0$ . В случае несмачиваемости (см. рис. 19,б) возникает явление когезии (связанности) – притягивание молекул в жидком теле, и угол  $\varphi \rightarrow 180^\circ$ . В литейном производстве при заливке формы жидкий металл соприкасается с поверхностью формы и повторяет её конфигурацию. Точность заполнения микронеровностей зависит от поверхностного натяжения металла на границе с материалом формы, величины смачивания зёрен формы жидким металлом, давления металла в форме и металлостатического напора. Материал формы подбирают из условия несмачивания его жидким металлом. Поэтому угол смачивания в начальный период равен  $120-135^\circ$  и более, а коэффициент смачивания  $\cos \varphi = -(0,7-0,8)$ .

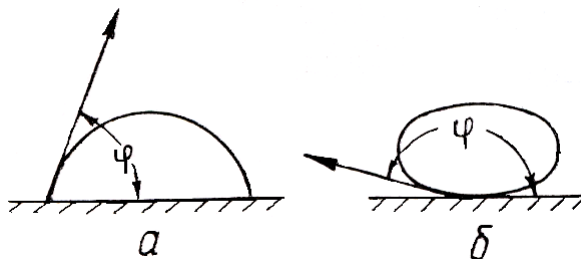


Рисунок 19. Форма капли при смачиваемости (а) и при несмачиваемости (б)

Отрицательный коэффициент смачивания указывает на сопротивление капиллярных сил проникновению металла в форму.

*Капиллярность* – способность жидкости подниматься или опускаться в тонких трубках (капиллярах).

**3.** Вязкость (внутреннее трение) – свойство жидкостей (и газов) оказывать сопротивление при перемещении одной части жидкости относительно другой. Качественно характеризуется коэффициентом вязкости. Величина, обратная вязкости, называется *текучестью*. Внутреннее течение обусловливается наличием больших сил сцепления между молекулами жидкости.

Сила  $f(H)$  воздействия двух слоёв жидкости может быть выражена формулой  $f = V' \cdot S \cdot \eta$ , где  $S$  – площадь, на которой действует сила,  $m^2$ ;  $\eta$  – коэффициент, характеризующий вязкость;  $V'$  – градиент,  $V' = (V_1 - V_2)/a$  ( $m/c \cdot m$ ), где  $V_1, V_2$  – скорость двух смежных слоёв,  $m/c$ ;  $a$  – расстояние между слоями,  $m$ .

Коэффициент вязкости  $\eta = f / (V \cdot S)$  определяется в пуазах – пз ( $1 \text{ пз} = 0,1 \text{ Н} \cdot \text{с} / \text{М}^2$ ); одна сотая часть пуаза называется сантипуазом.

На вязкость расплавов, кроме температуры, сильное влияние оказывают растворённые в них газы и инородные частицы (в основном оксиды и сульфиды). Вязкость некоторых жидкостей и газов приведена в табл. 6.

Вязкость является важным свойством жидких расплавов, с которым связаны их жидкотекучесть, очистка от неметаллических включений и газов, теплоотдача и ряд других свойств, определяющих их физико-химическое взаимодействие с различными веществами.

Газообразное состояние характеризуется тем, что молекулы газов, находясь на относительно больших между ними расстояниях, имеют возможность самостоятельного поступательного движения с большой скоростью.

Таблица 6

Вязкость жидкостей и газов

Наименование	Вязкость в сантипуазах при t °C						
	15	20	100	750	1300	1405	1535
Воздух	0,0181						
CO <sub>2</sub>	0,0147						
Вода		1,00					
Глицерин		1456	10				
Сталь 0,3%C							2,85
СЧ 3,1%C					2,65	1,90	
СЧ 3,85%C					1,7		
Силумин				1,00			
Ваграночный шлак							3÷7·10 <sup>2</sup>
Смола		3·10 <sup>6</sup>					

Газообразное состояние вещества описывается кинетической теорией. Основные законы, которым подчиняются газообразные вещества, сформулированы для идеального газа. В металлургических процессах, протекающих при высоких температурах и низких давлениях, наблюдается незначительное отклонение поведения реального газа от идеального, и законы идеального газа можно без большой ошибки применять для данных процессов. Остановимся на некоторых из них:

1. Закон Гей-Люссака–Шарля: при постоянном давлении объем газа пропорционален абсолютной температуре и при постоянном объеме давление газа пропорционально абсолютной температуре:  $V = V_0(1 + \alpha t)$  и  $P = P_0(1 + \alpha t)$ , где  $V_0$ ,  $P_0$  – первоначальный объем и давление при 0°C;  $\alpha$  – величина, на которую увеличивается объем газа или давление при нагреве его на 1°C при условиях соответственно постоянного давления или постоянного объема (для идеальных газов  $\alpha = 1/273$ ).

2. Закон Менделеева – Клапейрона – уравнение состояния идеального газа:  $PV = nRT$ , где  $R$  – универсальная газовая постоянная = 8,311 Дж/моль·К; 1,987 кал/моль·К;  $8,314 \cdot 10^7$

эрг/моль·К;  $V$ ,  $P$ ,  $T$  – объём, давление, абсолютная температура;  $n$  – число молей газа.

3. Закон Дальтона – общее давление газовой смеси равно сумме парциальных давлений всех входящих в неё газов:  $P = P_1 + P_2 + \dots + P_n$ , где  $P_1, \dots, P_n$  – порционные давления компонентов газовой смеси.

4. Уравнение Ван-дер-Вальса – уравнение состояния реальных газов, отнесённое к одному молю:  $(P + a/V^2)(V - b) = RT$ , где  $a/V^2$  – выражает поправку, учитывающую взаимное притяжение молекул (внутреннее давление);  $a$ ,  $b$  – постоянные, характеризующие способность к взаимному притяжению и отталкиванию и собственный объём молекул [30].

## 4.2. Строение и свойства жидких металлов и сплавов

Важнейшим физико-химическим процессом, определяющим физико-механические свойства, является переход стали из жидкого состояния в твердое. Механизм этого процесса достаточно сложный, поэтому для анализа явлений, происходящих в процессе кристаллизации, важно знать природу жидкого, а также свойства фаз вблизи температуры плавления.

*Плавление.* При температурах, близких к абсолютному нулю, движение атомов сводится к минимуму. При переходе к более высокой температуре постепенно возрастает амплитуда колебаний атомов. Частота колебаний данного атома в решетке остается практически постоянной. Возрастает среднее межатомное расстояние. Процесс плавления металла заключается в разрушении кристаллического строения при достижении определенной температуры, называемой температурой плавления. Энергия, затрачиваемая на разрушение кристаллических решеток, для каждого металла является величиной постоянной и характеризуется теплотой плавления. Нарушение расположения атомов, происходящее при плавлении, обычно приводит к увеличению объема. Этот дополнительный объем, возникающий при плавлении из-за меньшего коэффициента упаковки, по сравнению с коэффициентом упаковки твердого тела, иногда называется «свободным объемом», чтобы подчеркнуть наличие некоторого свободного пространства сверх объема, обычно связанного с каждым атомом. В жидкостях, как уже было отмечено, повторяющийся дальний порядок расположения атомов нарушается и сохраняется только

ближний порядок.

При температуре, превышающей температуру плавления, дополнительная тепловая энергия, не только увеличивает амплитуду колебаний атомов и молекул, но и вызывает появление еще большего свободного объема в результате перестройки атомов. Вследствие этого коэффициент теплового расширения для жидкости обычно выше, чем для твердых тел.

В литейном производстве сплавы подвергаются металлургической обработке при температурах, выше точки плавления на 150–200 °С. При таких условиях расплав по своей структурной упорядоченности приближается к кристаллическому телу, в которое он перейдет при определенном снижении температуры.

Физические свойства расплавов при температурах, близких к точке плавления (низкая удельная скрытая теплота плавления, малая разница в плотности расплава и затвердевшего металла, небольшое различие в электропроводности, термическом расширении и удельной теплоемкости), подтверждают мнение о структурном соответствии твердого и расплавленного металла.

Жидкие металлы и сплавы в большинстве своих проявлений ведут себя как обыкновенные жидкости, обладая определенной текучестью и приобретая геометрическую форму того сосуда, который они заполняют. Главное различие твердого и жидкого состояния металлов и сплавов заключается в величине текучести. Текучесть определяется скоростью деформации тела под воздействием статической сдвиговой силы. При этом величина текучести, выраженная в виде вязкости, отличается между твердым и жидким состояниями вещества в  $10^{20}$  раз.

Рентгеноструктурные исследования, а также исследования физико-химических свойств жидкости позволили установить, что жидкие металлы по своей структуре ближе к кристаллическому состоянию, но имеют весьма характерные особенности. В частности, разница в свойствах твердого тела и жидкости, зависящая от структуры фазы, проявляется в величине коэффициента диффузии, который у жидкого металла может быть в 100-1000 раз больше, чем у твердого. Другими словами, кинетическая энергия атомов жидкости столь высока, что они не могут быть фиксированы в какой-либо точке.

Детальное обоснование близости структуры расплавленных металлов и твердых тел вблизи температуры кристаллизации было дано Я.И. Френкелем. Согласно Я.И. Френкелю,

тепловое движение атомов или молекул в жидкости сводится к нерегулярным колебаниям вокруг положений равновесия. Сохранение ближнего порядка и наличие определенной упорядоченности в расплавленном состоянии, привело к созданию сиботаксической модели жидкости. Сиботаксисами (сиботаксис – с греческого – ковчег) Г. Стюарт назвал области с определенным типом пространственной упорядоченности частиц. Позднее появился аналогичный по смыслу термин «кластер» (по-английски – рой, гроздь), иногда применяют термины «комплекс», «мик로그руппировка», «область локального порядка», «квазикристалл», «мерцающий кластер» и т.п. Вследствие сравнительно интенсивного теплового движения частиц сиботаксисы не имеют постоянной формы, размеров и поверхности раздела. Центральная часть группировки отличается более упорядоченным строением, чем периферия, которая непрерывно обменивается атомами с окружающей жидкостью. Для каждой температуры существует некоторое динамическое равновесие, которое позволяет установить среднестатистический размер группировок. В группировку размером от 2-5 нм входит от 500 до нескольких тысяч атомов. Сиботаксические области неустойчивы. Время их существования зависит от состава и температуры и может быть определено с помощью выражения

Я.Н. Френкеля:  $\tau = \tau_0 \exp(\varepsilon/kT)$ , где  $\tau_0$  – период колебания

атома;  $\varepsilon$  – энергия межатомной связи;  $k$  - постоянная Больцмана, равная  $1,38 \cdot 10^{-16}$  эрг/К ( $0,33 \cdot 10^{-23}$  кал/К). Эти положения равновесия не являются строго фиксированными, как в кристалле. Они временны, и непрерывно изменяют свои координаты. В связи с большой плотностью и сильным взаимодействием частиц в жидкости частота колебаний группировок атомов вокруг временных неустойчивых положений близка к частоте колебаний атомов в твердом теле. При этом предполагается, что величина частоты перескоков группировок атомов из одного положения равновесия в другое значительно меньше частоты колебаний вблизи исходного или нового положения равновесия.

Таблица 7.

Изменение объема при плавлении, физико-химические свойства металлов в твердом и расплавленном состоянии при температуре плавления

Элемент	Тип кристаллической решетки	Изменение объема ( $\Delta V$ ), %	Температура, К		Теплота		Атомная теплоемкость, Дж/моль*К		Ср тв /Ср ж	Теплопроводность, Дж/м с К		$\lambda_{тв} / \lambda_{ж}$
			Плавления (Тпл)	Кипения (Ткип)	Плавления ( $\Delta H_{пл}$ ), Дж/моль	Испарения ( $\Delta H_{исп}$ ), кДж/моль	Твердого (Ср тв)	Жидкого (Ср ж)		Твердого ( $\lambda_{тв}$ )	Жидкого ( $\lambda_{ж}$ )	
Li	ОЦК	1,65	454	1597	3,05	163	29,6	30,4	0,97	76	46	1,65
Na	ОЦК	2,50	371	1156	2,60	109	31,4	31,9	0,98	113	86	1,31
K	ОЦК	2,55	336	1031	2,40	90	32,5	32,2	1,01	90	50	1,80
Mg	ГП	3,10	923	1376	9,0	149	32,9	32,7	1,01	150	80	1,87
Ca	ГП	3,15	1123	1756	8,25	193	41,6	31,0	1,34	160	85	-
Al	ГЦК	6,05	932	2714	10,8	-	32,3	29,3	1,10	135	92	1,47
Cu	ГЦК	4,15	1357	2846	13,0	342	31,3	(31,4)	(1,00)	350	150	2,23
Mn	ОЦК	1,70	1517	2324	14,6	283	(47,4)	(46,1)	(1,03)	40	28	-
Fe	ОЦК	3,00	1809	3148	15,0	400	42,0	44,0	0,95	35	26	1,35
Ni	ГЦК	4,50	1725	3160	17,6	450	38,0	38,6	0,98	70	68	1,03
Sb	P	- 0,95	903	1908	19,7	266	30,6	31,4	0,97	16	27	0,59
Bi	P	- 3,35	545	1936	10,9	207	28,5	31,8	0,90	6	11	0,55

Косвенное подтверждение близости строения жидких и твердых металлов вблизи температуры кристаллизации следует из данных об изменении ряда физических свойств: удельного объема, теплоемкости, электрического сопротивления при плавлении, значений теплоты плавления и пр.

В табл. 7 приведены данные об изменении объема и некоторых других физических свойств вблизи температуры плавления металлов. У большинства металлов при плавлении объем увеличивается всего лишь на 3-6%, что свидетельствует о малом изменении сил взаимодействия и расстояния между атомами. Уменьшение объема при плавлении имеет место только у металлов с рыхлой кристаллической решеткой. На сохранение условий взаимодействия между атомами при плавлении металлов указывают значения теплоты плавления, которая у металлов составляет порядка 10 % от теплоты испарения. Электрическое сопротивление при плавлении металлов увеличивается в 1,5-2 раза, а у переходных металлов – всего лишь на несколько процентов. Тип проводимости в жидких металлах не изменяется и обуславливается наличием коллективизированных электронов. Теплоемкость металлов в твердом и жидком состояниях вблизи точки плавления также изменяется незначительно (на несколько процентов), что указывает на сохранение теплового движения частиц, которые совершают колебания около временных положений равновесия.



В настоящее время наибольшее распространение получили три основные теории строения металлических расплавов: теория “свободного объема”, теория “дырок” и теория “кластеров” [28, 50].

Согласно *модельной теории свободного объема* жидкость состоит из объема составляющих ее частиц и «свободного объема», образовавшегося вследствие скачкообразного уменьшения плотности при плавлении. При этом образуются как бы отдельные ячейки, в которых, вследствие свободного объема, происходит колебание частиц. Принимается, что каждая частица колеблется в своей ячейке независимо от других. Определяется средний потенциал взаимодействия частицы с окружающими ее частицами («стенками ячейки») и рассчитывается сумма состояний всей системы. Число частиц и число ячеек, в пределах которых движется частица, равны между собой, следовательно, в жидкости нет дырок. Потенциальную энергию молекулы в такой ячейке можно выразить через  $E(r)$ , где  $r$  – отклонение молекулы от ее среднего положения. При наиболее простом описании энергетического состояния молекул в такой модели предполагается, что  $E(r)=0$  в некоторой области с объемом  $V_f$  и бесконечно вне этой области. Тогда система становится тождественной  $N$  частицам, движущимся свободно и независимо в объеме  $V$ . Параметр  $V$  представляет собой свободный объем, приходящийся на одну молекулу. При  $T \rightarrow 0\text{K}$  движение молекул полностью прекращается и общий свободный объем  $V_f = V - V_0$ , где  $V$  и  $V_0$  – объем тела при данной температуре и температуре абсолютного нуля. Соответственно, для тела с числом молекул  $N$  (для моля жидкости  $N=N_A$ , где  $N_A$  – число Авогадро) среднее значение свободного объема, приходящееся на одну молекулу, можно выразить формулой:  $V_f = (V - V_0)/N$ .

В результате теплового движения в каждый данный момент у конкретной молекулы может быть различный свободный объем или микрополость. Иными словами, при постоянной температуре должно наблюдаться определенное распределение микрополостей, которое можно описать, например, функцией Больцмана. В некоторых вариантах теории свободного объема допускается сохранение в жидкости порядка расположения атомов, свойственного кристаллам. Между тем, каждая молекула движется около одного из узлов в ячейке определенных размеров, соответствующей свободному объему. При достижении

критической величины свободного объема происходит плавление.

Модель свободного объема оказалась полезной для описания явлений переноса. Так А.И. Бачинский принял, что динамическая вязкость жидкости обратно пропорциональна величине свободного объема:  $\eta = a/(V_{\text{ж}} - V_{\text{тв}})$ , где  $V_{\text{ж}}$  и  $V_{\text{тв}}$  – объемы 1 моля жидкости и твердого тела;  $a$  – постоянная для данной жидкости. Это правило хорошо согласуется с опытными данными.

Особое значение для развития представлений о жидком состоянии имеет теория Я.И. Френкеля (1926 г.), так называемая дырочная теория, получившая развитие и в работах других исследователей. Согласно этой теории при нагреве, тем более при плавлении, увеличение объема происходит не только за счет увеличения расстояния между частицами, но и, главным образом, за счет возникновения добавочных вакантных узлов – «дырок». Количество этих дырок при нагреве металла увеличивается постепенно, а при плавлении – скачкообразно вследствие потери устойчивости в расположении частиц. Значительное увеличение количества дырок при плавлении вызывает резкое увеличение коэффициентов диффузии, осуществляемой через вакантные места, и повышение растворимости.

Теория дырок основана на допущении, что степень порядка в расположении атомов жидкости меньше чем у кристалла, благодаря тому, что не все узлы заняты молекулами или атомами, и в структуре жидкости имеются вакантные места или дырки. Их число возрастает с температурой, и при достижении определенной критической концентрации дырок кристалл плавится. При плавлении объем тела увеличивается за счет увеличения числа дырок. Это приводит к тому, что при переходе в жидкое состояние координационное число уменьшается от  $z=12$  для кристалла до  $z < 11$  для расплава. Наличием дырок объясняются такие свойства жидкости, как текучесть, сжимаемость и более высокое значение коэффициентов диффузии. Предполагают, что дырки не являются незанятыми узлами. Это полости различных размеров, находящиеся между атомами жидкости. Радиус образуемых дырок или полостей имеет размер порядка десятых долей нанометра, т.е. такого же порядка, как и параметр решетки. Так как возникновение дырок или полостей равновероятно в любой группе частиц, они непрерывно появляются в одних местах и исчезают в других. Увеличение амплитуды колебаний частиц и

расстояний между ними, а также образование большого количества дырок сильно искажают правильное расположение атомов в пространственной решетке при плавлении. При этом нарушается дальний порядок в расположении атомов, но сохраняется ближний порядок, т.е. характерное для кристаллов правильное расположение атомов в равновесных положениях в «узлах решетки» на некотором расстоянии от произвольно выбранного центрального атома. С учетом ближнего порядка строение жидкости иногда называют квазикристаллическим (от латинского квази — как будто).

Средняя продолжительность оседлой жизни в положении подвижного равновесия в узле квазикристаллической решетки, т.е. длительность задержки между перескоками ( $\zeta$ ) согласно уравнению пропорциональна периоду колебаний ( $\zeta_0$ ) вблизи этого положения равновесия и сильно зависит от температуры, причем уменьшается с ростом последней:

$\zeta = \zeta_0 \exp[E/kT]$ , где  $E$  – энергия активации;  $k$  – постоянная Больцмана, т.е. газовая постоянная, отнесенная к одной молекуле.

Период колебаний вблизи положения равновесия  $\zeta_0$  равен величине порядка  $10^{-12} \dots 10^{-14}$  с, а время между перескоками для одноатомных жидкостей  $\zeta = 10^{-11}$  с. Следовательно, в жидкости колебание атомов около некоторого среднего положения не изменяется в течение от 10 до 1000 колебаний. Значительное число совершающихся в жидкости скачков частиц с места на место и, соответственно, малая, по сравнению с перемещением в кристаллах, продолжительность оседлой жизни вызывает проявление основного внешне видимого свойства жидкостей – их текучести.

Значительное повышение температуры жидкости над точкой плавления вызывает резкое уменьшение времени оседлой жизни частиц и приближение характера их движения к наблюдаемому в газе. Следовательно, общим для конденсированного состояния, в каком находятся жидкость и кристаллы, является то, что энергия межчастичного взаимодействия в нем превалирует над энергией теплового движения. В газе – наоборот.

С учетом теплового движения частиц наличие или отсутствие порядка их расположения в кристаллах или жидкости следует рассматривать в зависимости от времени, в

течение которого протекает процесс или производится наблюдение. Для последующего сравнения рассмотрим сначала кристаллическую решетку. С целью изучения ближнего порядка в такой решетке выберем в ней небольшой объем металла. Вследствие лишь редких нарушений в расположении частиц при возникновении дефектов структуры, которыми можно пренебречь, все тепловое движение частиц в этом объеме сводится к колебаниям атомов возле регулярно расположенных узлов решетки. Поэтому, в зависимости от времени наблюдения или протекания процесса, необходимо учитывать возможность фиксации в такой решетке одной из двух структур: мгновенного порядка в расположении атомов в кристалле при среднем времени оседлой жизни атомов меньше периода колебания ( $\zeta \ll \zeta_0$ ) и среднего порядка при  $\zeta \gg \zeta_0$ .

Мгновенный порядок, характерный для физических процессов, протекающих за время, меньшее периода колебания атомов (например, процесса рассеяния электронов), нерегулярный. Но в кристаллах, где амплитуда колебания атомов в решетке значительно меньше параметра решетки, степень нерегулярности в расположении атомов небольшая. Средний порядок регулярный с характерной трансляционной повторяемостью. Он определяет большинство свойств кристаллов.

При рассмотрении жидкости, в которой вблизи температуры плавления  $\zeta$  значительно больше  $\zeta_0$  и значительную часть

1. Мгновенную структуру без заметного теплового движения частиц составляют перескоки из одного центра равновесия в другой, в зависимости от времени наблюдения  $t$  следует различать три типа структур по степени разупорядоченности частиц. упорядочения кристаллического типа для быстро протекающих процессов при  $t \ll \zeta_0$ . Такой характер структуры высокой степени неупорядоченности обусловлен тем, что в данных условиях фиксируется не среднее положение атомов в центрах их колебаний, а мгновенные положения. Вместе с тем размах нерегулярных тепловых колебаний атомов в жидкости сравним с межатомными расстояниями.

2. Среднюю структуру ближнего окружения произвольно выбранного атома, существующую при  $\zeta \gg t \gg \zeta_0$ . При таком времени в небольшой группе соседних атомов ( $n \cong 10-20$ )

средние центры их колебания останутся практически неподвижными (как отмечалось, в кристаллах такое усреднение приводит к полному порядку). Возникает кратковременная квазикристаллическая структура небольших групп атомов, наиболее близкая к структуре твердых тел. Время существования такой упорядоченной структуры невелико – порядка  $\zeta/n$ . С течением времени она изменяется.

3. При  $t \gg \zeta$  вследствие непрерывного изменения структуры ее квазикристаллическость теряется. Остается лишь средняя структура радиального ближнего порядка. Именно эта структура, существенная для медленных и равновесных процессов, наблюдается на кривых, экспериментально полученных при определении рассеяния атомами рентгеновских лучей или нейтронов. Хотя за время их получения (десятки минут и часы) положение атомов меняется, среднестатистическое распределение их остается постоянным.

«Кластерная» модель. Из представлений о квазикристаллическом строении жидкости не следует, что в ней имеются кристаллы. Имеет место лишь упорядочение, которое удовлетворительно описывает модель строения, предложенная К.У. Стюартом. Он предположил, что упорядочение структуры сохраняется не только в ближайшем окружении некоторых атомов, названных в данный момент центральными, но сохраняется в пределах отдельных групп частиц, из которых состоит жидкость. Эти группы он назвал сиботаксисами (от греческого *hibotos*), что по смыслу соответствует используемому в настоящее время слову «кластер» англ. *cluster* – гроздь, группа. Кластеры не имеют четких границ. Они непрерывно появляются и исчезают. При этом атомы, принадлежащие к одному кластеру, переходят к другому, вновь возникающему. В местах соединений кластеров наблюдается разупорядочение их поверхностных слоев. Поэтому в каждый данный момент времени порядок в расположении частиц убывает от центра кластера к его поверхности. Время существования кластеров и их размеры зависят от состава жидкости и температуры.

«Кластерная» модель жидкости предполагает, что наряду с ближним порядком в жидкости существуют значительно большие области упорядочения, которые у разных исследователей получили название кластеров или сиботаксических групп. Основой для создания теории послужило сходство рентгенограмм реальных жидкостей и микрокристаллических тел. Это

обстоятельство и предопределило появление квазикристаллического подхода к описанию структуры жидких металлов. В этой модели допускается, что упорядоченное размещение частиц в жидкости не ограничивается непосредственными соседями. Периодичность в расположении частиц может распространяться на большие объемы или группы. В пределах кластера сохраняется упорядоченное размещение частиц, свойственное размещению молекул в кристаллах. Вместе с тем, остаются неопределенными флуктуации размеров и формы кластеров, степень их внутреннего совершенства и другие особенности. При этом учитывается важное положение о том, что ориентировка и расположение в пространстве отдельных кластеров в жидкости является беспорядочной. Размеры кластеров, как полагают авторы этой теории, меньше критических размеров кристалликов, которые могут развиваться в твердую фазу при температуре кристаллизации. Число атомов, входящих в состав кластера, должно составлять несколько сотен.

Многочисленные экспериментальные данные подтверждают наличие в жидкости построений «ближнего порядка». При этом предполагается, что всякий атом связан с соседним или со многими соседними атомами так же, как в кристалле. Кластеры и разупорядоченная зона являются термодинамически неустойчивыми системами: парциальная величина энергии Гиббса для кластеров оказывается выше среднестатистического уровня для всего расплава, а для разупорядоченной зоны – ниже такового. Это обстоятельство определяет динамизм структуры расплава. Кластеры быстро возникают и распадаются благодаря переходу атомов от одного из них к другому через промежуточные пустоты. При этом и кластеры, и разупорядоченная зона оказываются короткоживущими. Они непрерывно локально перерождаются друг в друга благодаря флуктуациям энергии. Однако, продолжительность жизни кластеров все же велика в сравнении с продолжительностью цикла термических колебаний частиц в жидких металлах ( $10^{-14}$ - $10^{-13}$  с), а также продолжительностью элементарных актов вязкого течения, диффузии, теплопроводности и других процессов, определяющих кинетические характеристики расплава. Соотношение объемов, занимаемых кластерами и разупорядоченной зоной, определяется температурой расплава. С повышением температуры доля кластеров уменьшается, а доля разупорядоченной зоны возрастает. Наконец, при

определенной температуре  $T_{\text{раз}}$  наступает полное разупорядочение расплава, при этом кластеры исчезают, а разупорядоченная зона занимает весь объем жидкости. Образованием кластеров объясняют некоторые аномальные изменения свойств расплавов вблизи температуры плавления: аномальное изменение вязкости, электропроводности, температуры кристаллизации и пр.

Развивая теорию кластеров (сиботаксисов), Б.А. Баум [15] с сотрудниками разработали *квазихимическую* модель строения жидких металлов. Эта модель представляет интерес для изучения жидкостей, в которых одновременно имеется несколько типов межчастичных взаимодействий, вызывающих появление микронеоднородности в их строении. К таким жидкостям относятся сталь и ферросплавы. В отличие от описанной модели кластеров (сиботаксисов) в квазихимической модели учтены особенности силовых полей конкретных атомов жидкости, т.е. различная энергия взаимодействия атомов разной химической природы в бинарных и более сложных системах. Это вызывает появление кластеров разных состава, строения и продолжительности существования. При этом учтены равноправность двух типов движения частиц – колебаний возле центров равновесия и перескоков между этими центрами, а также существенная роль межатомного притяжения в формировании конденсированного (жидкого, кристаллического) состояния. Особое внимание неравноценности межатомных связей как причины неоднородности явилось для авторов модели основанием для названия ее квазихимической.

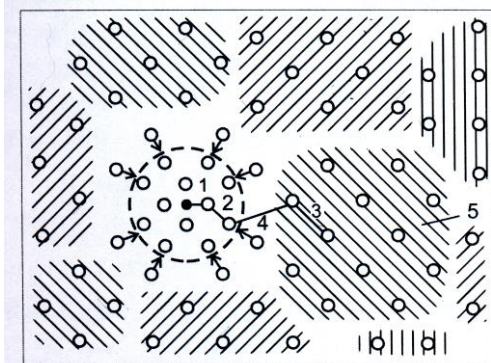


Рисунок 20. Влияние примеси на образование микронеоднородной структуры железа: темный кружок – атом



примеси; светлые кружки – атомы железа; сплошные линии – межатомные связи, номер и длина которых обратно пропорциональны их прочности; заштрихованные области – кластеры типа Fe–Fe (ОЦК – подобное строение); штриховой круговой линией ограничен кластер с примесью (ГЦК – подобное строение)

При описании квазихимической модели жидкости ее авторы, в качестве примера, рассматривают расплав железа с небольшим количеством атомов углерода. В таком расплаве существуют атомные связи Fe–Fe и Fe–C, причем последние сильнее первых. Это вызывает искажение электронной структуры атомов железной матрицы, охватывающей несколько координационных сфер вокруг атома примеси. В результате примесь по сравнению с атомом матрицы имеет избыточный заряд. Внутри координационной сферы происходит перераспределение электронов. В том числе из недостроенных 3d-оболочек, допускающих образование направленных связей. Результат внедрения атомов углерода в железную матрицу поясняет схема на рис. 20. На этом рисунке выделено четыре типа межатомных связей, которые в порядке ослабления прочности обозначены авторами модели 1–4. Как видно, межатомные связи типа Fe–Fe в непосредственной близости от атомов примеси и удаленных от них разные.

Подобная структура реализуется и в твердой металлической фазе. При температуре плавления интенсивно разрываются связи типа 3 (рис. 19) между двумя соседними атомами. После перехода одного из них в другое квазистойчивое положение его место занимает другой атом, и, вследствие действия сил межчастичного взаимодействия, связь восстанавливается. Это обеспечивает существование жидкости. Таким образом, в расплаве связи с атомами железа, более прочные, чем связи Fe–Fe, поэтому при плавлении образуется два типа кластеров. Появляются динамически пространственные кластеры атомов железа, размеры и продолжительность существования которых определяется взаимодействием типа 3. Одновременно в расплаве имеются другие кластеры, которые формируются взаимодействиями типа 2 и 1. Эти кластеры образованы более прочными связями и поэтому более стабильны во времени. По расчетам авторов квазихимической модели в расплавах Fe–C радиус кластеров  $Fe_xC$  равен 0,7 нм, а в расплавах Fe–O радиус кластеров  $Fe_xO$  равен 2,3 нм.



Модель жидкости, предложенная Дж. Берналом, основана на предположении, что различие между кристаллическим и жидким состояниями заключается в разных системах упаковки частиц, представляющих собой симметричные сферы. В кристаллах структура упорядоченная, регулярная и атомы находятся в строго фиксированных положениях. В жидкости, вследствие большего удельного объема (меньшей плотности), атомы не так жестко связаны между собой и находятся не в таких строго фиксированных положениях, как в кристаллах, т.е. структура не регулярная. Такое предположение было обосновано опытом по сжатию конгломерата восковых шариков, имитирующих атомы жидкости. Полученные в результате сжатия многогранники имели от треугольных до семиугольных грани. Чаще получались пятиугольные грани. Это отражает особенность структуры жидкости, состоящей в образовании вокруг любого случайно выбранного атома ближнего окружения из пяти атомов, а не шести, как в при регулярной плотноупакованной структуре, характерной, например, для ОЦК и ГЦК решеток кристаллического железа. В кристаллах сингония пятого порядка невозможна. Вследствие нефиксированности структуры жидкость можно переохладить ниже температуры кристаллизации. Этим она существенно отличается от кристаллов, которые перегреть выше температуры плавления невозможно.

В жидкости, как и в кристаллах, атомы между собой связаны. Но в кристаллах в результате теплового движения атомы колеблются возле некоторых центров равновесия, не меняя соседей (точнее говоря, редко их меняя). В жидкости же в результате такого движения часто происходит обмен соседями.

Таким образом, согласно Берналу, кристаллы имеют регулярную и связанную структуру, жидкости – нерегулярную и связанную структуру, газы – нерегулярную и несвязанную структуру. Отмечая значительный вклад приведенных модельных представлений в развитие теорий жидкого состояния, следует признать, что они, все же, позволяют лишь весьма грубо описать свойства жидкости.

Полное количественное описание свойств жидкости, представляющей собой систему огромного количества взаимодействующих между собой частиц, дает лишь использование методов статической физики. Статистическая теория обосновывает взаимосвязь действующих на

частицы сил и структуры. Частицы в жидких металлах — это катионы, окруженные электронным газом. Энергия взаимодействия двух частиц, находящихся одна от другой на расстоянии  $r$ , характеризуется величиной, называемой эффективным парным потенциалом взаимодействия и обозначаемой обычно  $\varphi(r)$ . Вид функции  $\varphi(r)$  может быть определен из соответствующих квантовомеханических расчетов. Однако такие расчеты сложны и не привели еще к решению поставленной задачи. По мере уменьшения расстояния между частицами возникают большие квантовомеханические силы отталкивания и функция  $\varphi(r)$  резко возрастает; по мере увеличения расстояния функция  $\varphi(r)$  уменьшается. В жидких металлах, состоящих из положительных ионов, погруженных в электронный газ высокой плотности, на расстояниях, больших, чем диаметр иона, приходится учитывать не только притяжение ионов, но и эффект экранирования электронами положительных ионов. Все это создает достаточно сложную картину взаимодействия.

Базовой функцией, характеризующей строение жидкости, является функция радиального распределения атомов (ФРРА). Ее рассчитывают по данным экспериментального изучения рассеяния атомами жидкости рентгеновских лучей или нейтронов.

Для выяснения смысла этой функции примем, что  $\rho(r)$  — число атомов в единице объема на расстоянии  $r$  от произвольно выбранного центрального атома. Тогда число атомов, расположенных между сферами с радиусами  $r$  и  $r + dr$ , будет равно  $n dr = 4/3\pi[(r + dr)^3 - r^3]\rho(r) = 4/3\pi[r^3 + 3r^2dr + 3r(dr)^2 + (dr)^3 - r^3]\rho(r) = 4/3\pi[3r^2 + 3rdr + (dr)^2]dr\rho(r)$ .

Учитывая относительно малые значения  $dr$  последними слагаемыми в сумме (в скобках) можно пренебречь. Тогда получим  $n(r) = 4\pi r^2\rho(r)dr$ . Определяемая этим соотношением функция  $dn(r)$  и является ФРРА, размерность которой — ат/см<sup>3</sup>.

Если построить график в координатах  $4\pi r^2\rho(r)$  и  $r$  (рис. 21), то площадь ниже кривой между двумя любыми значениями  $r$  численно равна числу атомов, содержащихся в соответствующем объеме. Кривая радиального распределения атомов осциллирует (колеблется) вокруг кривой средней плотности, сливаясь с ней на расстоянии около 1 нм. Это свидетельствует о том, что ближний порядок распространяется лишь на это небольшое расстояние от фиксированного атома.

Положение первого максимума показывает расстояние между центрами колебаний ближайших соседей, а ограниченная ими площадь дает количество ближайших к выбранному атому атомов, т.е. координационное число.

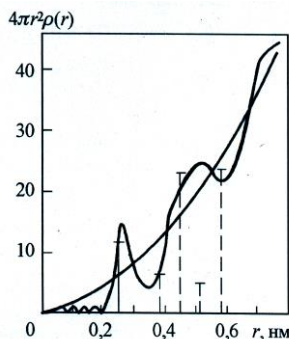


Рисунок 21. Функция радиального распределения атомов в жидком железе (1550 °C). Распределение в твердом Feδ показано вертикальными линиями.

Для жидкого железа, например, при 1550°C согласно рис. 21 и другим экспериментальным данным координационное число равно 8,2...11,7, а расстояние между атомами 0,252...0,260 нм. Для твердого железа эти числа равны 12 и 0,252 нм соответственно. Следовательно, при небольшом перегреве над температурой плавления в жидком железе имеет место ближний порядок, подобный тому, который наблюдается в твердой фазе.

Более наглядно наличие ближнего порядка видно при использовании вместо  $n(r)$  отношения  $g(r) = \rho(r)/\rho_0$  от  $r$ , где  $\rho_0$  – средняя плотность атомов в жидкости (рис. 22). Наиболее четко выделяется первый максимум функции  $g(r)$ , второй и третий максимумы выражены слабее.

Обращает на себя внимание, что лишь первый максимум кривой  $g(r)$  жидкого железа вполне соответствует максимуму для твердого железа, следовательно, лишь первые межчастичные расстояния и первое координационное число в жидком железе близки к таким показателям в твердом железе. И хотя в жидком железе сохраняется дольше определенный порядок (максимумы на кривой ФРРА, рис. 22), он, видимо, существенно отличается от порядка в твердом железе.

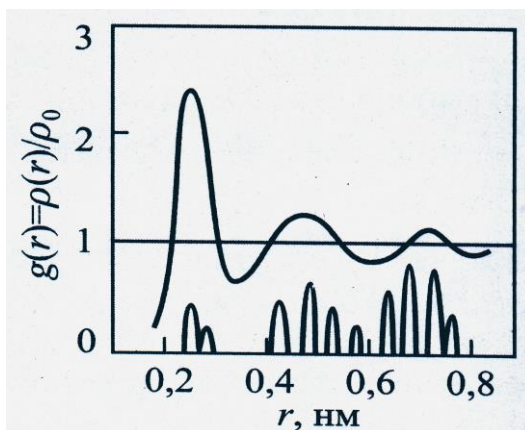


Рисунок 22. Функция радиального распределения атомов (в относительных единицах) в жидком (кривая) и твердом (пики на оси абсцисс) железе вблизи температуры плавления

Функция радиального распределения позволяет рассчитать термодинамические параметры жидкости по энергии взаимодействия двух частиц  $\epsilon(r)$  и известному количеству частиц  $N$ . Для выполнения такого расчета внутреннюю энергию жидкости представляют уравнением:

$$U = \frac{3}{2}NkT + 2\pi N \int_0^{\infty} r^2 g(r) \epsilon(r) dr.$$

Первый член этого уравнения выражает кинетическую энергию, второй – потенциальную. Потенциальная энергия определяется умножением энергии парного взаимодействия частиц на их количество, деленное на два. Энергию взаимодействия частиц обычно определяют, используя потенциал Леннарда-Джонса:

$$\phi(r) = 4\epsilon \left[ \left( \frac{a}{r} \right)^{12} - \left( \frac{a}{r} \right)^6 \right],$$

где  $\epsilon$  – энергия связи атомов, имеющая, соответственно, размерность энергии;  $a$  – наименьшее возможное расстояние между атомами, имеющее размерность длины. Первое слагаемое в скобках описывает уменьшение сил отталкивания с расстоянием, которые принято считать положительными. Второе – увеличение сил притяжения. Их принято считать отрицательными (рис. 23). Величина  $a$  равна эффективному

диаметру частицы жидкости. При  $r = a$   $\varphi(r) = 0$ . При  $r \rightarrow a$  возникают большие силы отталкивания. Величина  $\varepsilon$  определяет глубину потенциальной ямы и характеризует энергию межатомного парного взаимодействия.

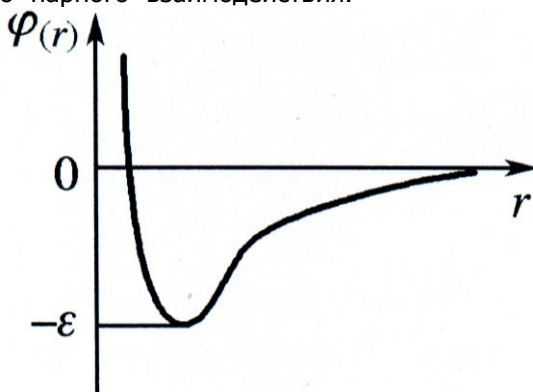


Рисунок 23. Потенциал Леннарда-Джонса

Расчеты, выполненные с использованием функции радиального распределения атомов и энергии парного взаимодействия, позволили определить многие характеристики жидкости.

Современные исследования показывают, что структура жидкого расплава по ряду косвенных признаков подобна (в зависимости от степени перегрева и содержания углерода) структуре  $\delta$ - или  $\gamma$ -Fe, рис. 24. Наличие  $\delta$ -подобной (более «рыхлой») структуры облегчает условия зарождения новой фазы, дегазации металла и т. п. Эксперименты показывают, что при ведении плавки, когда изменение состава металла и его температуры соответствует области более рыхлой структуры, получается сталь более высокого качества с меньшим количеством газов и включений. На структуру жидкого металла влияют добавки легирующих элементов (никеля, марганца, хрома и т. д.). Если легирующая добавка способствует разрыхлению структуры жидкого металла, то и условия ведения плавки изменяются (облегчается газовыделение и т. п.). Разрыхлению структуры расплава способствуют сравнительно небольшие добавки таких элементов, как никель, кобальт, медь (этим обеспечивается получение  $\delta$ -подобной рыхлой структуры). При этом должны улучшаться условия газовыделения (облегчается

образование пузырей газов: CO, H<sub>2</sub>, N<sub>2</sub>) и соответственно должны изменяться и показатели качества металла.

Линии выше ликвидуса на этих диаграммах не являются показателем полиморфных превращений в жидких сплавах железа, но свидетельствуют о существовании зон с разными координационными числами (близким к структуре δ- или γ-Fe) и о том, что лишь при перегреве ~250°C осуществляется полный переход к структуре перегретых расплавов.

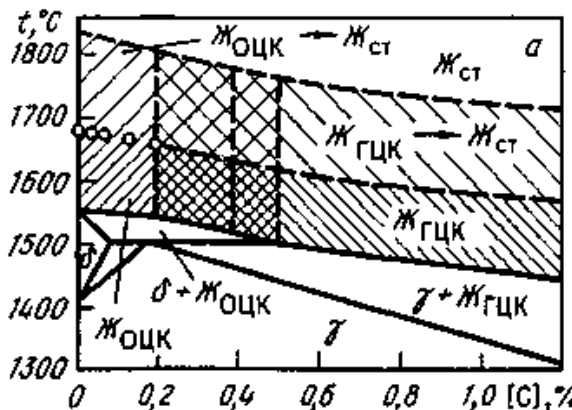


Рисунок 24. Диаграмма состояния Fe-C : выше линии ликвидуса (Жст — жидкость со статистической структурой перегретых расплавов); диаграмма взята из источника [22]

Используя имеющиеся данные о строении жидкой стали, можно также определить необходимую степень перегрева и продолжительность выдержки металла при этом перегреве для достижения полного разупорядочения расплава (термовременная обработка). В зависимости от состава расплава можно определять температурные области, в которых вследствие «разрыхления» структуры облегчается протекание процессов газовой выделенности (окисления углерода, дегазации стали), и учитывать возможное влияние строения жидкой стали (сплавов). При известном составе и температуре жидкой стали можно учитывать возможное влияние ее строения на вязкость, плотность, поверхностное натяжение и другие характеристики. В зависимости от области на диаграмме состояния, через которую проходит путь изменений состава и температуры сплава, можно прогнозировать получение тех или иных свойств после разливки и кристаллизации металла. Объем экспериментальных данных в этой области знаний

недостаточно полный, однако по мере их накопления и по мере роста требований к качеству выплавляемого металла практическое использование диаграмм состояния будет более совершенным.

### 4.3. Затвердевание (кристаллизация) жидких расплавов

Жидкость по степени порядка в расположении частиц и интенсивности их взаимодействия, а также по ряду других свойств занимает промежуточное положение между твердыми (кристаллическими) и газообразными телами. Однако строение жидкости изучено в значительно меньшей степени, а теория жидкого состояния существенно отстает в своем развитии от теорий газов и кристаллов. Это является следствием трудности определения структуры жидкости и создания теории жидкого состояния ввиду интенсивного взаимодействия частиц при их большой неупорядоченности.

Переход металла из жидкого состояния в твердое (кристаллическое), называется *кристаллизацией*.

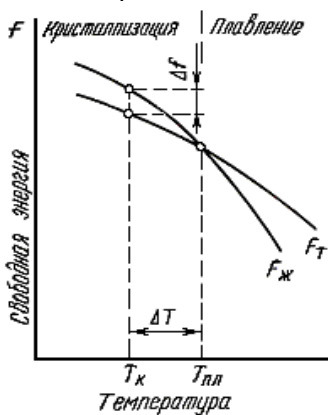


Рисунок 25. Изменение свободной энергии  $F_T$  и  $F_{ж}$  в зависимости от температуры

При кристаллизации система переходит в более устойчивое термодинамическое состояние с минимумом свободной энергии. Изменение свободной энергии жидкого и твердого состояния в зависимости от температуры показано на рис. 25. Процесс

кристаллизации может протекать только при переохлаждении металла ниже равновесной температуры, при которой  $F_{\text{ж}} = F_{\text{ТВ}}$ . Разность между температурой плавления  $T_{\text{п}}$  и температурой, при которой протекает процесс кристаллизации  $T_{\text{к}}$ , носит название степени *переохлаждения*,

$$\Delta T = T_{\text{п}} - T_{\text{к}}$$

При переохлаждении во многих участках жидкого расплава образуются устойчивые, способные к росту кристаллические зародыши, рис. 26.

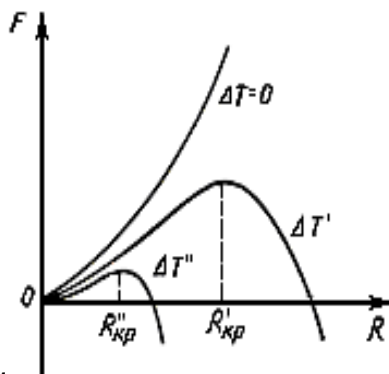


Рисунок 26. Изменение свободной энергии и критического зародыша от степени переохлаждения: при увеличении степени переохлаждения ( $\Delta T'' > \Delta T' > \Delta T$ ) размер критического зародыша уменьшается ( $R_{\text{кр}}'' < R_{\text{кр}} < R$ )

Размеры зародышей зависят от степени переохлаждения. При  $\Delta T = 0$  размер критического зародыша  $R \rightarrow \infty$  и процесс кристаллизации не происходит. Переохлаждение ( $\Delta T'' > \Delta T'$ ) приводит к уменьшению размера критического зародыша ( $R_{\text{кр}}'' < R_{\text{кр}}'$ ).

В начале образовавшиеся кристаллы растут свободно, они имеют правильную геометрическую форму. В дальнейшем при столкновении растущих кристаллов правильная их форма нарушается, так как в этих участках рост граней прекращается. Рост продолжается только в тех направлениях, где есть свободный доступ к «питающей» жидкости. В результате растущие кристаллы, имевшие сначала правильную дендритную



форму, после затвердевания получают неправильную внешнюю форму и называются *кристаллитами* или *зёрнами*. Внутри каждого зерна наблюдается определённая ориентация кристаллической решётки, отличная от ориентации кристаллических решёток соседних зёрен. Если рост кристаллов происходит по трём направлениям, то образующиеся в результате кристаллизации кристаллиты имеют древовидную форму. Эти кристаллы получили название *дендритов*.

Как отмечено выше, в процессе кристаллизации возникают зародыши различной величины. Рост зародыша возможен только при условии, что он достиг определённой величины. Это объясняется тем, что в процессе кристаллизации свободная энергия системы, с одной стороны, уменьшается на  $V \cdot \Delta f$  вследствие перехода некоторого объёма жидкого металла в твёрдое состояние, а с другой – возрастает в результате образования поверхности раздела с избыточной поверхностной

энергией, равной  $S \cdot \sigma$ . Общее изменение свободной энергии можно определить из следующего выражения:

$$\Delta F = -V \cdot \Delta f + S \sigma$$

где  $\Delta f$  – разность свободных энергий жидкого и твёрдого металлов ( $F_{ж} - F_{ТВ}$ );  $V$  – объём зародыша;  $S$  – суммарная величина поверхности кристалла;  $\sigma$  – свободная поверхностная энергия.

Если зародыш принять сферической формы, то уравнение примет вид

$$\Delta F = -4/3\pi R^3 \Delta f + 4\pi R^2 \sigma,$$

где  $R$  – радиус зародыша;  $\Delta f_v$  – изменение удельной объёмной энергии.

Жизнеспособными при кристаллизации являются только те зародыши, размер которых достигнет критического. Минимальный размер зародыша, способный к росту при данных температурных условиях, называется критическим размером зародыша или равновесным.

Величины критического зародыша для не слишком больших значений  $\Delta T$  можно определить по формуле

$$R_{KP} = 2\sigma / \Delta f_v.$$

С увеличением степени переохлаждения  $\Delta T$  величина  $\Delta f$  возрастает, а размер критического зародыша уменьшается (см. рис.2.9).

Рост зародыша происходит в результате перехода атомов из переохлаждённой жидкости к кристаллам. Кристалл растёт послойно, при этом каждый слой имеет одноатомную толщину. Скорость процесса кристаллизации и строение металла после затвердевания зависят от числа зародышей  $N$  (центров кристаллизации), возникающих в единицу времени и в единице объема, и скорости роста  $m$  зародышей, т.е. скорости увеличения линейных размеров растущего кристалла в единицу времени. Чем больше центров кристаллизации (зародышей) и меньше скорость их роста, тем меньше кристалл, выросший из одного зародыша (зерно металла).

Величина зерна сильно влияет на механические свойства металлов: чем мельче зерно, тем выше вязкость и пластичность металла.

Образование зародышей в жидком металле может быть как самопроизвольным (спонтанным), как это было описано выше, так и гетерогенным, т.е. на всевозможных твёрдых частицах (оксиды, нитриды и др.), выполняющих роль подложек, рис. 27. Эти частицы должны соответствовать структурному (иметь одинаковую кристаллическую решетку с расплавом) и размерному (отличие параметров решетки не должно превышать 9 %) принципу. С этой целью в расплав в небольшом количестве вводят модификаторы, которые образуют тугоплавкие соединения, кристаллизующиеся в первую очередь. Модификаторы, соответствующие структурному и размерному принципу (принцип Данкова), называются модификаторами I рода.



Рисунок 27 . Равновесие сил поверхностного натяжения на границе кристалл – подложка

Кроме тугоплавких примесей, какими являются модификаторы I рода, в расплав вводят примеси неограниченно растворимые в жидкой фазе и малорастворимые в твёрдых фазах сплава (0,001–0,1 %). Во время процесса кристаллизации они в большинстве случаев оттесняются на поверхность растущих кристаллов и тормозят их рост. Если же примесь дополнительно является поверхностно-активной по отношению к растущей фазе, то она адсорбируется на гранях дендритов и препятствует их росту. Такие поверхностно активные добавки называются модификаторами II рода. Так, для алюминиевых сплавов применяют Na, K, Rb, Cs; для сталей – PЗМ; для чугунов – Ce, Y, La и др. Целью модифицирования является регулирование размера, формы и ориентировки структурных составляющих и, в конечном счёте, в результате измельчения и коагуляции структурных фаз – повышение механических свойств металлов и сплавов.

В кристаллах металла ионы располагаются правильными рядами и имеют определенную амплитуду колебаний. При повышении температуры амплитуда увеличивается настолько, что правильность рядов нарушается и в жидком металле сохраняется только у ближайших соседей на протяжении нескольких параметров решетки.

При охлаждении жидкого металла наблюдается обратная картина. С понижением температуры подвижность ионов падает и вблизи температуры плавления образуются скопления атомов, в которых они расположены, как в кристаллах, правильными рядами. Такие скопления являются центрами кристаллизации (зародышами). По достижению температуры затвердевания, вновь образуется кристаллическая решетка и металл переходит в твердое состояние. На рис. 28 показана схема роста зерен при кристаллизации.

Предположим, что за первую секунду на площади квадрата возникли пять зародышей. К концу второй секунды эти зародыши выросли и одновременно возникли еще пять, уже на четвертой секунде кристаллы начинают мешать взаимному росту. На седьмой секунде процесс кристаллизации заканчивается. Как видно из схемы, по мере развития процесса в нем участвует все большее число кристаллов. Поэтому в начальный момент

кристаллизация идет более интенсивно. После того, как половина жидкой фазы перейдет в твердую взаимное препятствие росту кристаллов замедляет процесс кристаллизации. Этому же способствует и небольшое количество оставшегося жидкого металла.

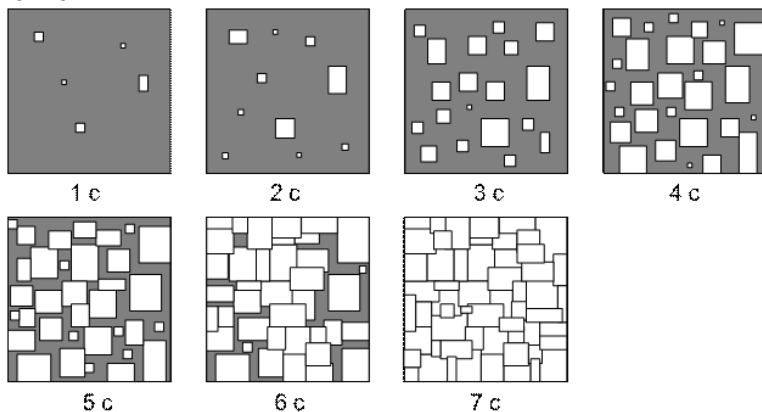


Рисунок 28. Схема процесса кристаллизации (И.А. Миркин)

Скорость процесса кристаллизации количественно характеризуется скоростью зарождения центров и скоростью роста кристаллов. Число зарождающихся в единицу времени центров кристаллизации (Ч.Ц.) имеет размерность  $1/\text{мм}^3\text{с}$  (число центров, возникающих в  $1 \text{ мм}^3$  за секунду). Скорость роста кристаллов (С.Р.) – это увеличение линейных размеров кристалла в единицу времени (м/ч).

Число центров кристаллизации и скорость роста кристаллов зависят от степени переохлаждения (рис. 28).

При равновесной температуре ( $\Delta T = 0$ ) значения С.Р. и Ч.Ц. равны нулю. Поэтому процесс кристаллизации идти не может. При увеличении степени переохлаждения увеличивается разность свободных энергий твердой и жидкой фаз (рис. 29), что ведет к увеличению Ч.Ц. и С.Р. Когда степень переохлаждения достигает больших значений (при низких температурах) подвижность атомов уменьшается, а это снижает Ч.Ц. и С.Р., т.е. способность системы к превращению уменьшается. От соотношения величин С.Р. и Ч.Ц. при определенной степени переохлаждения зависят размеры кристаллов. При большом значении С.Р. и малом Ч.Ц. (малая степень переохлаждения) образуются немногочисленные крупные кристаллы. И, наоборот, при больших величинах  $\Delta T$

число центров велико, а скорость роста мала. Поэтому образуется большое число мелких кристаллов. При очень большой степени переохлаждения (при Ч.Ц. и С.Р. равным нулю) образуется аморфный металл.

Диаметр зерна ( $d_3$ ) можно определить из следующей зависимости  $d_3 = 1,1 (СР/ЧЦ)^{3/4}$ .

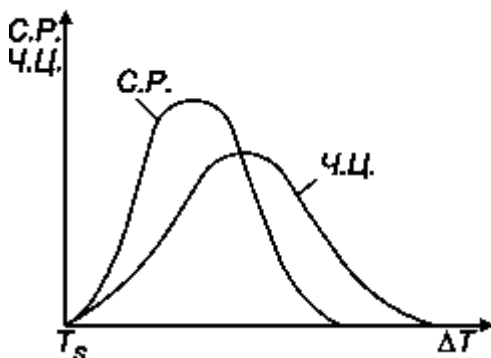
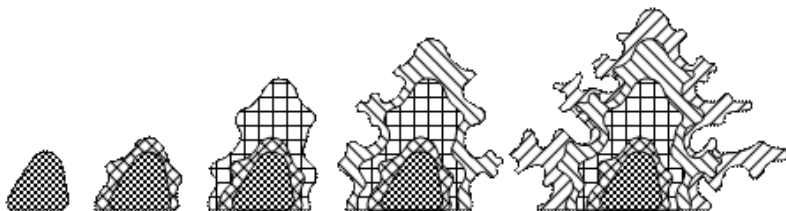
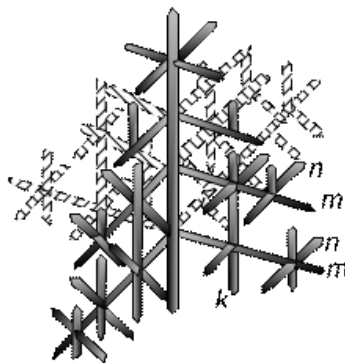


Рисунок 29. Зависимость числа центров кристаллизации (ЧЦ) и скорости роста кристаллов (СР) от степени переохлаждения

Большую роль в количестве центров кристаллизации технических металлов и сплавов играют различные включения, попадающие при плавке или вводимые специально. Такой метод является наиболее рациональным для регулирования размеров зерен, их формы, а, следовательно, и свойств. Процесс искусственного регулирования размеров и форм зерен за счет введения дополнительных элементов называется модифицированием, а вводимые компоненты – модификаторами. Наиболее часто в качестве модификаторов для стали используются алюминий, титан, ванадий; для чугунов – магний, церий.





б

Рисунок 30. Схемы образования дендрита: а – по А.А. Бочвару; б – по Д.К. Чернову

Кристаллизация в формах и отливках идет в стороны противоположные отводу тепла, т. е. перпендикулярно стенкам и дну. Вначале в этих направлениях образуется как бы ствол будущего кристалла, называемый осью первого порядка. Одновременно на их ребрах происходит рост осей второго порядка, перпендикулярных первым. Затем зарождаются и развиваются оси третьего порядка и т. д. В итоге образуется древовидный кристалл, называемый дендритом (рис. 30).

Рассмотрим процесс кристаллизации жидкой стали при разливке ее в формы, называемые изложницами. К концу процесса производства стали из нее обязательно удаляется кислород, который находится в виде закиси железа  $FeO$ , т. е. сталь раскисляется. Иначе сплав будет иметь низкие механические и эксплуатационные свойства. Высокий конечный результат достигается тогда, когда сталь вначале раскисляется ферромарганцем, затем ферросилицием и заканчивается алюминием. В этом случае при кристаллизации слитка бурного выделения газов не происходит, сталь получается плотной, высокого качества и называется спокойной (СП).

Кристаллизация начинается при значительной степени переохлаждения, особенно у наружных стенок и дна. В этой зоне образуется большое число центров кристаллизации и сплав приобретает большое количество мелких произвольно ориентированных кристаллов (рис. 31, зона I). На слое из мелких

кристаллов растет второй слой (зона II), имеющий древовидную форму и направление перпендикулярное стенкам изложницы. Это оси первого порядка. На них под определенными углами разрабатываются поперечные оси второго порядка. На них, в свою очередь оси третьего порядка и т. д. В итоге в закристаллизовавшемся слитке дендриты превращаются в столбчатые кристаллы. Средняя часть дендрита, которая образуется из жидкого металла раньше его периферийных областей, содержит меньше примесей. В оси первого порядка при кристаллизации переходят, прежде всего, тугоплавкие компоненты, а жидкая часть обогащается легкоплавкими.

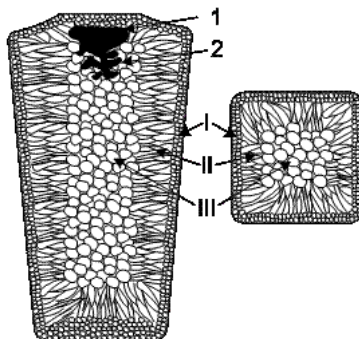


Рисунок 31. Схема слитка спокойной стали

Поэтому внешние области дендрита содержат подобные компоненты в большом количестве. Вследствие такой неравномерной кристаллизации дендритов химический состав в разных местах одного и того же кристалла получается неоднородным. Такая неоднородность называется внутрикристаллической или дендритной ликвацией, а неоднородность, вызываемая кристаллизацией сплава по зонам, называется зональной или макроскопической. В средней части слитка (зона III) отвод тепла происходит сравнительно равномерно во все стороны с небольшими степенями переохлаждения. Поэтому образуются крупные кристаллы с произвольной формы.

Инокуляция— это операция создания дополнительных центров кристаллизации.

На рис. 32 представлена непрерывной разливки алюминиевых сплавов с непрерывным охлаждением водой, [6].

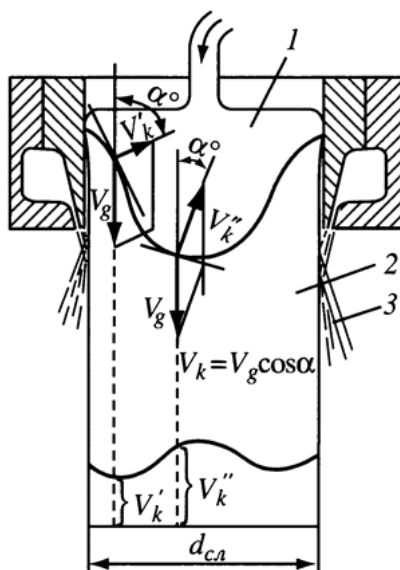


Рисунок 32. Уникальная установка для непрерывной отливки слитков с непосредственным охлаждением водой: 1 — расплав; 2 — слиток; 3 — вода



## ГЛАВА 5. ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

### 5.1. Напряжения и деформации

Деформация (от лат. deformation – искажение) – изменение положения точек твердого тела, при котором меняется расстояние между ними в результате внешних воздействий. Деформация возникает под действием сил или процессов, вызывающих различные напряжения. Напряжения, возникающие под действием внешних нагрузок и исчезающие после их снятия, называются временными напряжениями, а напряжения, возникающие и уравнивающиеся в пределах тела, без воздействия внешней нагрузки, называются внутренними напряжениями. Внутренние напряжения по Н.Н. Давиденкову, подразделяются следующим образом:

- напряжения I рода (зональные), которые возникают в процессе изготовления детали под воздействием внешних факторов. Они уравниваются в объеме всего тела и называются макронапряжениями;
- напряжения II рода, возникают в результате фазовых превращений и деформаций металла. Они уравниваются в объеме зерна или нескольких блоков и называются микронапряжениями;
- напряжения III рода, возникают в объемах кристаллической решетки и представляют собой статические искажения решетки.

Внутренние напряжения оказывают большое влияние на физико-механические, литейные, коррозионные свойства и процессы, протекающие в металлах и сплавах.

Деформация называется упругой, если она полностью исчезает после снятия нагрузки, и пластической, если она полностью не исчезает. Наиболее простые виды деформации – растяжение, сжатие, изгиб, кручение.

Упругая деформация возникает почти мгновенно, в момент приложения внешнего напряжения. В монокристаллах или материалах с преимущественной ориентировкой упругая деформация анизотропна, т.е. зависит от направления воздействия.

Упругое поведение твердых тел зависит от

температуры, так как тепловое возбуждение влияет на межатомные связи и на перестройку атомов под воздействием направленных напряжений. Различают три модуля упругости: модуль Юнга (упругости)  $E$ , объемный модуль упругости  $K$  и модуль сдвига  $G$ .

Модуль упругости  $E$  является мерой жесткости. Значения модуля упругости непосредственно связаны с энергией

межатомных связей и пропорциональны  $dF/da$  и  $d^2F/da^2$ , где  $F$  – приложенная сила;  $a$  – межатомное расстояние.

Характеристикой межатомных связей может служить температура плавления металлов. В табл. 8 показана связь среднего модуля упругости  $E$  с температурой плавления  $T_{пл}$  материалов.

Таблица 8

Связь среднего модуля упругости  $E$  с температурой плавления материалов

Материал	$E \cdot 10^3$ , МПа (кгс/мм <sup>2</sup> )	$T_{пл.}$ , °C
Карбид титана TiC	315 (31.5)	3100
Вольфрам W	400 (40,0)	2996
Карбид кремния SiC	355 (35,5)	>2800
Периклаз MgO	246 (24,6)	2800
Корунд Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	372 (37.2)	2050
Железо Fe	211 (21,1)	1539
Медь Cu	112 (11.2)	1083
Алюминий Al	70 (7.0)	660
Магний Mg	41 (4.1)	650
Свинец Pb	15 (1.5)	327

Модуль Юнга  $E$  связывает деформацию  $\varepsilon$  с одноосным напряжением  $\sigma$ , зависимостью  $\varepsilon = \sigma / E$ . Это уравнение называют законом Гука. При одностороннем растягивающем напряжении  $\sigma_z$  возникает по этой оси  $+\varepsilon_z$  и сжатие по боковым направлениям:  $-\varepsilon_x$  и  $-\varepsilon_y$ . В случае изотропного материала  $\varepsilon_x = \varepsilon_y$ .

Отношение  $\nu = \varepsilon_x / \varepsilon_z$  называют коэффициентом Пуассона

или коэффициентом поперечного сжатия. На рис.33 показана схема одноосного деформирования.

Объемный модуль упругости  $K$ . Всестороннее (гидростатическое) сжатие вызывает уменьшение объема  $\Delta V / V$ , первоначально пропорциональное приложенному давлению  $\sigma_{гидр}$ ,  $\Delta V / V = \beta \sigma_{гидр}$ , где  $\beta$  – сжимаемость.

Обозначим  $K = 1/\beta$  и найдём  $K = \sigma / (\Delta V / V)$ .

Величина  $K$  называется объемным модулем упругости. Модуль Юнга и объемный модуль упругости связаны между собой коэффициентом Пуассона  $\nu$ :  $E = 3K(1 - 2\nu)$ .

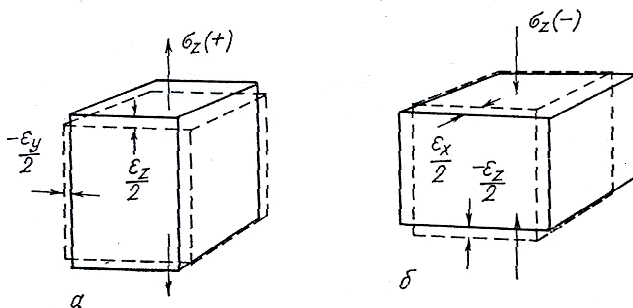


Рисунок 33. Одноосное деформирование:

а – растягивающее напряжение  $+\sigma_z$ ; б – сжимающее напряжение  $-\sigma_z$

Модуль сдвига  $G$ . Упругие деформации сдвига  $\gamma$  возникают под действием напряжения сдвига (касательного напряжения)  $\tau$ . Отношение этого напряжения к деформации называется модулем сдвига  $G = \tau / \gamma$ .

Модуль сдвига  $G$  зависит только от свойств образца и не зависят ни от его размеров, ни от его формы, измеряется в МПа, Н/м<sup>2</sup>, дин/см<sup>2</sup>. Модуль сдвига связан с модулем Юнга посредством коэффициента Пуассона:

$$G = E / 2(1 + \nu).$$

Модуль сдвига также можно найти из следующей зависимости:

$$G = 3K(1 - 2\nu) / (1 + \nu).$$

Так как коэффициент Пуассона всегда меньше 0,5 (табл.9) и обычно составляет 0,3, то модуль сдвига, как правило, равен 35-40% модуля Юнга.

Таблица 9

Коэффициент Пуассона для различных материалов

Материал	Коэффициент Пуассона $\epsilon_x/\epsilon_z$
Свинец Pb	0.4
Алюминий Al	0.34
Медь Cu	0.35
Железо Fe	0.28
Вольфрам W	0.27

Модули упругости широко используются в инженерных расчетах.

## 5.2. Наклеп и пластическая деформация

Пластической деформацией называют необратимую деформацию кристалла, или остаточную деформацию. В кристаллах пластическая деформация происходит путем скольжения или сдвига отдельных участков решетки по определенным плоскостям с наиболее плотной упаковкой. Плоскости и направления скольжения для наиболее плотноупакованных решеток приведены в табл. 10.

Таблица 10

Системы скольжения в металлах

Решетка	Металл	Плоскость скольжения	Направление скольжения	Число комбинаций
КЦ	$\alpha$ Fe, Mo, Na, W	(101)	$[\bar{1}11]$	12
КЦ	$\alpha$ Fe, Mo, Na, W	(211)	$[\bar{1}11]$	12
КГЦ	Ag, Al, Au, Cu, $\gamma$ Fe, Pb	(111)	$[\bar{1}10]$	12
ГП	Cd, Mg, $\alpha$ Ti, Zn	(0001)	$[11\bar{2}0]$	3

ГП	αTi	(1010)	[11 $\bar{2}$ 0]	6
----	-----	--------	------------------	---

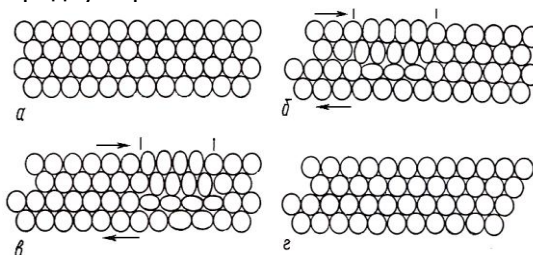
Чем больше в металле возможных плоскостей и направлений скольжения, тем выше его способность к пластической деформации. Скольжение осуществляется в результате перемещения в кристалле дислокаций.

Теоретическое напряжение сдвига в идеальных кристаллах составляет  $\sim 0.1G$ . Эта величина на несколько порядков выше практических значений напряжений сдвига. Низкая прочность монокристаллов по сравнению с теоретической привела к предположению об участии дислокаций в деформации кристаллов. В дальнейшем эта гипотеза нашла практическое подтверждение.

На рис.33 изображен механизм скольжения, основанный на одновременном перемещении лишь небольшого числа атомов.

Механизм скольжения, основанный на движении дислокаций, может быть сопоставлен с перемещением на полу ковра путем передвижения в заданном направлении сделанной складки. Если скольжение кристалла (или перемещение складки на ковровой дорожке) должно происходить более чем на одну элементарную ячейку, для этого необходимо образование дислокаций.

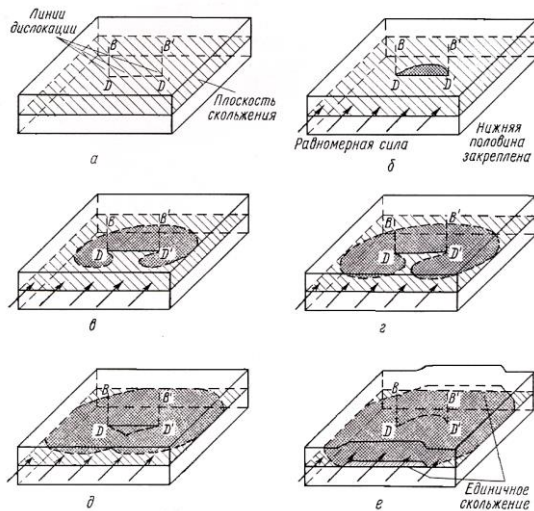
На рис. 34 показан механизм образования дислокаций, под воздействием напряжений, который получил название источника Франка – Рида (открыт в 1950 году одновременно двумя учеными – Франком и Ридом).  $DD^I$  – точки закрепления дислокаций (частицы выделения второй фазы примеси или другие дислокации). Напряжение сдвига, необходимое для движения дислокаций, принимает наибольшее значение при петле, имеющей форму полуокружности (см. рис.33,6), также в этом случае радиус кривизны минимальный.



## Инженерное художественное материаловедение

Рисунок 33. Скольжение в результате движения дислокаций: а – исходное состояние; б, в – перемещение путем скольжения, под воздействием напряжения; г – конечное состояние

Дальнейшее распространение дислокаций происходит путем вращения вокруг точек  $D$  и  $D^I$  и образования двух спиралей (см. рис.33,в,г). После соединения двух ветвей между наложениями (г и д на рис.33) образуется новая дислокационная петля (см.рис.33,е). Внешняя замкнутая дислокационная петля разрастается до внешней поверхности кристалла (зерна, блока), что приводит к элементарному сдвигу (единичному скольжению, рис.33,е). Продолжающееся воздействие напряжения сдвига заставляет вторую петлю  $DD^I$  повторять описанный процесс.



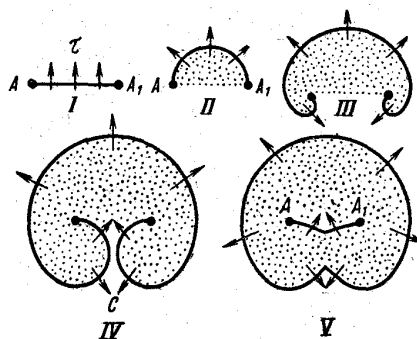


Рисунок 34. Образование дислокаций

Пластическая деформация, сопровождающаяся прохождением дислокации через кристалл, может осуществляться как скольжением, так и двойникованием (поворотом одной части монокристалла относительно другой), рис.35.

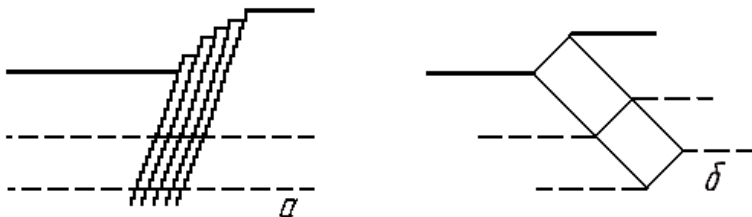


Рисунок 35. Деформация скольжением – а, двойникованием – б

В результате холодной (при температуре окружающей среды) пластической деформации плотность (число) дислокаций увеличивается с  $10^6$ – $10^8 \text{ см}^{-2}$  до  $10^{11}$ – $10^{12} \text{ см}^{-2}$ , что приводит к повышению твердости и прочности металла. Это *упрочнение (наклеп)* упрощенно описывается эмпирическим соотношением  $\sigma_{\text{ист.}} = A \epsilon^n$ , где  $\sigma_{\text{ист.}}$ ,  $\epsilon_{\text{ист.}}$  – истинное напряжение и истинная деформация;  $A$  и  $n$  – экспериментальные постоянные.

Показатель степени упрочнения  $n$  всегда меньше 1, то есть прочность возрастает непропорционально деформации. Наклеп или нагартовка зависит от степени деформации, которая определяется по формуле

$$\psi = \frac{S_0 - S_d}{S_0},$$

где  $S_0$  и  $S_d$  – площадь поперечного сечения до и после деформации.

### 5.3. Разрушение металлов

В процессе пластической деформации за счет скольжения (и двойникования) первичные зерна (кристаллиты) вытягиваются в направлении действия сил и приобретают волокнистую или слоистую структуру. Внутри зерен происходит дробление и разориентировка блоков. В блоках и кристаллической решетке возникают напряжения II и III рода. Закономерная ориентировка относительно внешних деформирующих сил получила название *текстуры (текстура деформации)*.

Упрочнение в процессе деформации является одним из способов упрочнения металлов. Наклеп металла в процессе его деформации (листовая штамповка, холодная вытяжка, гибка, чеканка) может привести, в результате потери пластичности, к образованию трещин и его разрывов. Упрочнение металла на последних стадиях холодного деформирования требует повышенной затраты энергии.

Разрушение твердого тела представляет собой процесс разделения его на части под действием нагрузки. На атомном уровне разрушение представляет собой разрыв межатомных связей с образованием новых поверхностей. Если разрыв межатомных связей происходит перпендикулярно плоскости разрушения, то разрушение происходит сколом или отрывом. Если же разрыв связей идет под действием силы, приложенной параллельно плоскости разрушения, то происходит разрушение сдвигом или скольжением.

Разрушение металлов может быть хрупким или вязким.

*Хрупкое разрушение* сопровождается минимальным поглощением энергии и малой предшествующей пластической деформацией. Хрупкое разрушение может происходить путем скола по определенным плоскостям кристалла, а также путем излома по границам зерен. Особенности хрупкого разрушения:

- разрушающее напряжение часто оказывается значительно



ниже теоретической (расчетной) прочности;

- измеренные разрушающие напряжения обнаруживают значительный численный разброс;

- разрушение протекает весьма быстро;

- разрушение хрупких тел возникает из-за наличия множества тонких трещин, имеющихся на поверхности металла. Возникновение микротрещин связано с образованием скоплений дислокаций перед каким-либо препятствием или в результате взаимодействия дефектов кристаллической решетки.

*Вязкое (пластическое)* разрушение происходит со значительной деформацией и большим энергопоглощением и обусловлено малой скоростью распространения трещины. Вязкое разрушение происходит путем сдвига под действием касательных напряжений. Пластичный материал при дальнейшем деформировании может претерпевать хрупкое разрушение. Причинами такого разрушения могут быть деформационное упрочнение, неметаллические включения и перераспределение напряжений.

## 5.4. Возврат и рекристаллизация

Деформированный металл находится в неравновесном наклепанном состоянии из-за увеличения количества нарушений кристаллического строения и роста остаточных напряжений. При нагреве деформированных металлов и сплавов протекают следующие рекристаллизационные процессы.

1. *Возврат (отдых).* Возврат протекает при низких температурах ( $< 0,2-0,3 T_{пл}$ ), изменяет тонкое кристаллическое строение, понижает на 20-30% прочность и твердость и при этом повышает пластичность, снимает напряжение  $\sigma_{II}$  и  $\sigma_{III}$  в кристаллической структуре, но без изменения зернистой структуры исходных деформированных металлов и сплавов. В процессе возврата вначале происходит уменьшение точечных дефектов, перераспределение дислокаций, а затем дробление кристаллов на субзерна (полигонизация).

2. *Первичная рекристаллизация.* При дальнейшем нагреве наступает процесс первичной рекристаллизации, когда вместо

крупных вытянутых зерен после нагартовки образуются более мелкие равноосные зерна. Зародыши новых зерен образуются вдоль плоскостей скольжения, и эти новые мелкие зерна практически не содержат дислокаций и отличаются низкой твердостью и высокой пластичностью. В результате рекристаллизации наклеп практически полностью снимается и свойства металлов приближаются к своим исходным значениям. Температура начала рекристаллизации технически чистых металлов, подвергнутых значительной деформации, составляет  $0,4T_{пл.}$  (правило А.А. Бочвара), а для сплавов твердых растворов –  $0,5-0,6T_{пл.}$ , рис.36.

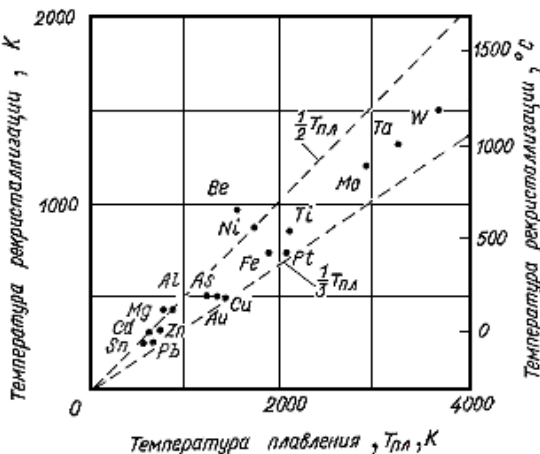


Рисунок 36. Зависимость температуры рекристаллизации от  $T_{пл}$

**3. Вторичная рекристаллизация.** При вторичной рекристаллизации, протекающей при более высокой температуре, за счет собирательной рекристаллизации происходит рост зерна и образуется крупнозернистая структура.

Все процессы разупрочнения нагартовочного металла за счет нагрева до определенных температур называют рекристаллизационным отжигом, рис.37, 38.

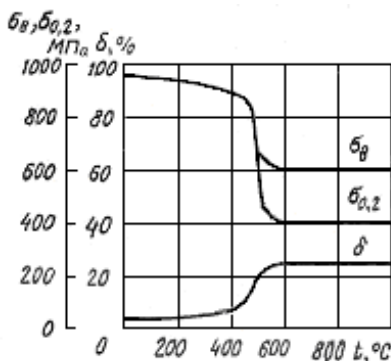


Рисунок 37. Изменение механических свойств наклепанного железа в зависимости от температуры

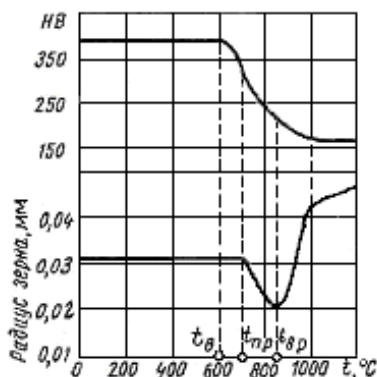
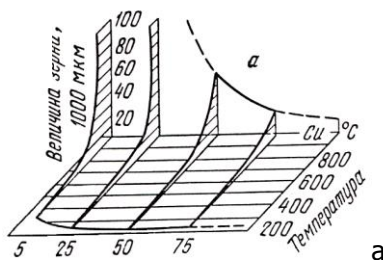


Рисунок 38. Зависимость роста зерна наклепанного сплава (Ni с 10% Mo) от температуры:  $t_v$  – температура возврата;  $t_{np}$  – температура первичной рекристаллизации;  $t_{вр}$  – температура вторичной (собирающей) рекристаллизации

Степень пластической деформации влияет на размер зерна после рекристаллизации. При незначительных деформациях нагрев не вызывает рекристаллизации. При деформациях от 5 до 15%, называемых критическими, величина зерна после отжига резко возрастает и может во много раз превышать размер исходного зерна после рекристаллизации. Зависимость величины зерна меди и мягкой стали после рекристаллизации от степени деформации показана на рис.39.



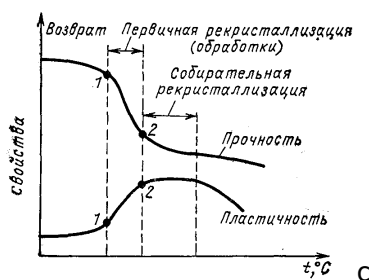
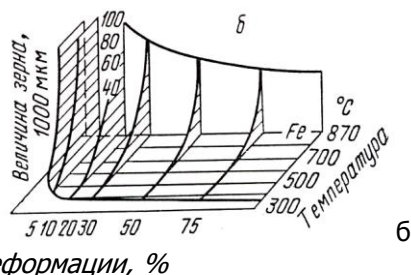


Рисунок 39. Диаграмма рекристаллизации: а – меди; б – железа; с – зависимость свойств от температуры рекристаллизации

Для получения благоприятной мелкой структуры необходимо соблюдать следующие условия:

1. подвергать металл максимальной степени деформации;
2. осуществлять быстрый нагрев заготовок до температуры рекристаллизации;
3. не превышать температуру и длительность отжига.

Таблица 11

Температурные режимы обработки металлов, оС

Ме- талл	Плавле- ние	Ре- кристал- лизация	Рекристал- лизационный от- жиг	Горячая обра- ботка давлением
Mo	2620	900	1400-1600	2000-1400
Ti	1672	500	650-750	1150-800

Fe	1539	450	650-750	1300-800
Cu	1083	270	500-600	900-650
Al	660	100	350-400	500-400
Pb	327	-30	–	–
Sn	232	-70	–	–

*Сопоставление горячей и холодной деформации.* Горячую и холодную деформацию различают не по принятой температуре обработки, а по соотношению между температурой деформации и температурой рекристаллизации. Горячая деформация проводится при температуре выше температуры рекристаллизации, а холодная – ниже этой температуры. Холодная деформация, как уже отмечалось, сопровождается нагартовкой. Горячая деформация проводится при температуре выше температуры рекристаллизации, и образующееся деформационное упрочнение сразу же снимается при рекристаллизации. Температура горячей деформации находится в пределах  $0,70-0,75T_{пл.}$ , табл. 11.

## 5.5. Температурный режим и операции изготовления кованных изделий

Температурные зоны нагрева стали. Художественная ковка может осуществляться как в холодном, так и нагретом состоянии материала. Наиболее сложной является художественная ковка сталей, которая производится, как правило, в нагретом состоянии. Состояние стали в зависимости от степени нагрева показано на диаграмме, рис. 40 [27].

## Инженерное художественное материаловедение

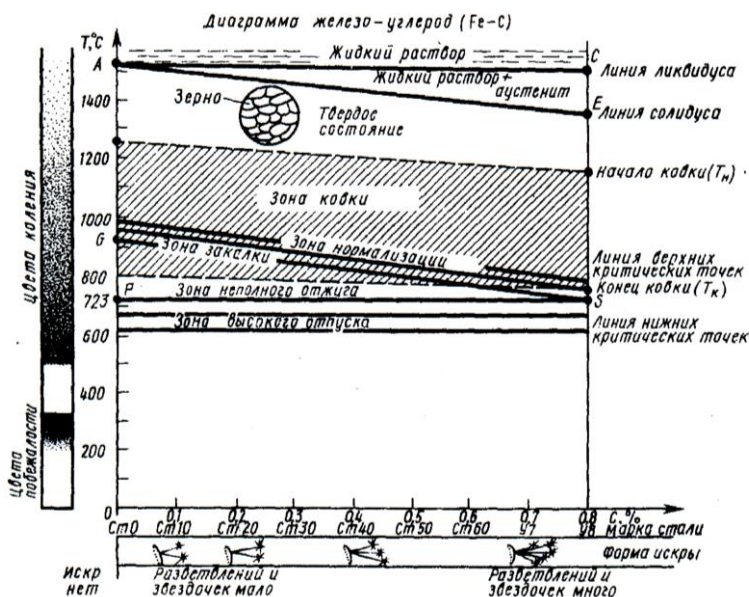


Рисунок 40. Фрагмент диаграммы состояния Fe-C

В практике художественнойковки стали и при термической обработке кузнецу важно по цвету каления или по цвету побежалости определять температуру металла в каждый конкретный момент выполнения технологической операции. Ниже приводятся цвета каления и цвета побежалости металла в зависимости от температуры.

Температура (°C) нагрева стали и цвета каления:

- 1600 – ослепительный бело-голубой,	850 – светло-красный.
- 1400 – ярко-белый,	800 – светло-вишневый,
- 1200 – желто-белый,	750 – вишнево-красный,
- 1100 – светло-белый,	600 – средне-вишневый,
- 1000 – лимонно-желтый,	550 – темно-вишневый,
- 950 – ярко-красный,	500 – темно-красный,
- 900 – красный,	400 – очень

темно-красный.

Цвета побежалости (температура, °С и цвет):

320 – темно-голубой, 300 – ярко-голубой, 280 – пурпурный,  
260 – красно-бурый, 250 – темно-желтый, 240 – соломенно-  
желтый, 220 – яркий соломенно-желтый, 210 – бледно-желтый.

## ГЛАВА 6. ПРИНЦИПЫ РАЗРАБОТКИ И УПРОЧНЕНИЯ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

### 6.1. Основные подходы к разработке сплавов

Металлические сплавы – это системы, состоящие из двух или нескольких металлов и неметаллов и обладающие характерными металлическими свойствами. Металлы и сплавы классифицируют:

1) по числу компонентов – на простые металлы и металлические сплавы;

2) по содержанию легирующих компонентов:  
низколегированные (менее 2,5% легирующих компонентов),  
среднелегированные (от 2,5 до 10% легирующих компонентов),  
высоколегированные (более 10% легирующих компонентов);

3) по степени чистоты:  
пониженной чистоты (металлы и сплавы со степенью чистоты от 95 до 98%),  
средней чистоты (степень чистоты от 99,00 до 99,90%),  
повышенной чистоты (степень чистоты от 99,90 до 99,99),  
высокой чистоты (степень чистоты от 99,99 до 99,999%),  
особой чистоты – спектрально чистый компонент (степень чистоты от 99,999 до 99,9999);

4) по характеру компонентов: черные и цветные (алюминиевые, медные, титановые и др.) сплавы.

Все компоненты, входящие в состав сплава, делятся на несколько видов.

*Базовый компонент* (основа сплава) – преобладающий в сплаве элемент. Все промышленные делятся, как только что было отмечено, на чёрные и цветные, поэтому базовыми компонентами являются Fe, Al, Cu, Mg, Ni, Zn, Ti и др.

*Легирующие элементы* (добавки) – компоненты, специально вводимые в сплав для получения требуемого комплекса свойств. Легирующие добавки могут быть основными (2 – 35%), вспомогательными (2 – 5%) и микродобавками (0,1 – 0,3%).

Базовый компонент с основными легирующими добавками образует основу сплава, определяющую особенности механических и технологических свойств.



*Модифицирующие добавки* – это небольшие (0,05 – 0,20%) добавки модификаторов I и II рода или комплексных лигатур.

*Примеси* – элементы, попадающие в сплав в соответствии с выбранной технологией его производства.

При разработке или модернизации существующего сплава базовый компонент всегда предопределён техническим заданием. Поэтому основное внимание сводится к выбору легирующего компонента. Выбор производится на основе анализа взаимодействия и влияния предполагаемых легирующих добавок с базовым компонентом и между собой. С этой целью рассматривают диаграммы состояний базового компонента и легирующей добавки, определяют наличие и расположение точек Cr, Сз, Sp и изучают возможные механизмы упрочнения исследуемых сплавов.

## 6.2. Процессы упрочнения сплавов

Повышение прочности металлов и сплавов позволит увеличить прочность конструкции, изготовить изделие с меньшим расходом

материалов и повысить срок службы изделия или конструкции. Как отмечалось в п.1.1, повысить прочность металлов и сплавов можно двумя путями.

1. *Созданием бездислокационной структуры материала.* Однако стремление повысить прочность за счёт бездислокационной структуры (например, выращиванием так называемых «усов») не всегда целесообразно, так как такие материалы нельзя подвергать пластической деформации; пластическая деформация, как отмечалось выше, осуществляется путём перемещения дислокаций.

2. Введением препятствий на пути движения дислокаций. К таким процессам относятся:

- легирование с образованием твёрдого раствора – растворное упрочнение;
- механическое деформирование – увеличение плотности дислокаций за счёт деформационного упрочнения;
- создание дисперсных выделений – дисперсионное твердение, то есть упрочнение при старении;
- зернограницное упрочнение – создание мелкозернистой структуры;

- структурное (и каркасное) упрочнение – создание в матричной структуре твердого раствора новой структурной фазы или крупных выделений фазы с высокой твёрдостью (интерметаллидов);

- различные превращения в твёрдом состоянии – это различные способы и виды термической и химико-термической обработки сплавов.

2.1. Легирование с образованием твёрдого раствора. Легирование с образованием твёрдого раствора имеем место тогда, когда в базовом компоненте в твёрдом состоянии растворяется (ограниченно или неограниченно) легирующий элемент. Упрочнение легированием объясняется искажением кристаллического строения сплава и возникновением поля напряжений. Эффективность упрочнения возрастает при увеличении различия размеров атомов, причём атомы элемента растворителя могут быть как больше, так и меньше атомов растворимого элемента. Для железа  $\alpha\text{Fe}$ , радиус которого составляет  $r_{\alpha\text{Fe}} = 0,126$  нм, эффективным упрочнителем является Si, у которого  $r_{\text{Si}} = 0,118$  нм, а также более слабыми упрочнителями служат Ni с  $r_{\text{Ni}} = 0,125$  и Cr с  $r_{\text{Cr}} = 0,127$  нм. Вот почему в малоуглеродистых сталях, применяемых для глубокой вытяжки, содержание кремния не должно превышать 0,07%, в то время как нержавеющие легко деформируемые стали содержат до 13,0 – 18,0%Cr и 10,0 – 12,0%Ni. Для меди ( $r_{\text{Cu}} = 0,128$  нм) Sn ( $r_{\text{Sn}} = 0,157$  нм) и Be ( $r_{\text{Be}} = 0,11$  нм) являются более сильными упрочнителями, чем Ni ( $r_{\text{Ni}} = 0,125$  нм) и Zn ( $r_{\text{Zn}} = 0,133$  нм). Оловянные бронзы, известные ещё с глубокой древности, при содержании Sn до 10,0% почти в 2 раза повышают прочностные свойства по сравнению с медью, а бериллиевые бронзы при содержании Be  $\sim 2,0\%$  повышают прочностные свойства в 3-4 раза. Легирование меди цинком, никелем для получения таких высокопластичных сплавов, как томпак, латунь, нейзильбер, мельхиор также широко используется на практике. Важно отметить, что кроме размерного фактора, влияющим условием на упрочнение при легировании также является деформируемость атомов растворённого элемента, то есть возникающее в результате легирования искажение решётки. Так, если рассматривать только размерный фактор, то цинк должен быть более сильным упрочнителем, чем никель, однако, если рассматривать способность к искажению решётки (упругую податливость), а это можно проиллюстрировать

средними значениями модулей сдвига ( $Zn = 35000$  МПа и  $Ni = 84000$  МПа), то для прохождения дислокации мимо растворённого цинка потребуется меньшая сила, чем мимо растворённого в меди никеля. Вот почему во многих медных сплавах либо основной (латуни), либо вспомогательной (бронзы, нейзильберы, благородные сплавы, припои и др.) добавкой служит цинк.

**2.2. Деформационное упрочнение.** Этот вид упрочнения возникает при механической холодной деформации металлов и сплавов. Упрочнение пластичных материалов происходит в результате образования сетки дислокаций, которые препятствуют дальнейшему движению дислокаций либо вызывая выстраивание дислокаций в определённом порядке, либо играя роль точек закрепления. Связь между плотностью дислокаций  $\rho$  и пределом текучести  $\sigma_{0,2}$  описывается уравнением

$$\sigma_{0,2} = \sigma_0 + \alpha G b \sqrt{\rho},$$

где  $\sigma_0$  – напряжение, необходимое для перемещения дислокации в кристалле, свободном от других дислокаций;  $\alpha$  – коэффициент дислокационного упрочнения, зависящий от типа кристаллической решётки;  $G$  – модуль сдвига;  $b$  – вектор Бюргерса.

С ростом степени деформации механические свойства ( $\sigma_B$ ,  $\sigma_T$ ,  $HB$ ), характеризующие сопротивление деформации, повышаются, а способность к пластической деформации ( $\delta$  и  $\psi$ ) падает. Предел текучести  $\sigma_T$  растёт более интенсивно, чем временное сопротивление  $\sigma_B$  и по мере увеличения степени деформации значения обеих характеристик  $\sigma_T$  и  $\sigma_B$  сближаются. В результате наклёпа механические свойства существенно меняются. Так, например, при степени деформации 70% среднеуглеродистой стали её временное сопротивление  $\sigma_B$  увеличивается примерно в два раза, а относительное удлинение  $\delta$  уменьшается с 30 до 2%.

Упрочнение при наклёпе объясняется существенным повышением плотности дислокаций до величины  $10^{11}$ - $10^{12}$  см<sup>-2</sup>. Одновременно в процессе пластической деформации увеличивается также количество точечных несовершенств – вакансий и дислоцированных атомов. С ростом плотности дислокаций и несовершенств кристаллического строения затрудняется свободное перемещение дислокаций.

Дополнительные барьеры для дислокаций создаются за счёт деформации зёрен и дробления блоков. Все эти факторы способствуют деформационному упрочнению металлов. В результате пластической деформации изменяются физико-механические свойства металлов: уменьшается плотность, повышается электросопротивление, снижаются теплопроводность и устойчивость против коррозии.

**2.3. Дисперсионное твердение.** Такое упрочнение возникает вследствие образования в пересыщенном твёрдом растворе дисперсных частиц твёрдой фазы.

Дисперсные частицы могут выделяться при длительном естественном старении либо во время отпуска (искусственного старения). Дисперсионное твердение может наблюдаться во всех системах, где по диаграмме состояния имеется точка Ср предельного насыщения при определённой температуре (например, 5,65% Cu в системе Al – Cu при температуре 548<sup>0</sup>C (точка В на рис. 40), отвечающая уменьшению предела растворимости при охлаждении (до 1,0% при 200<sup>0</sup>C).

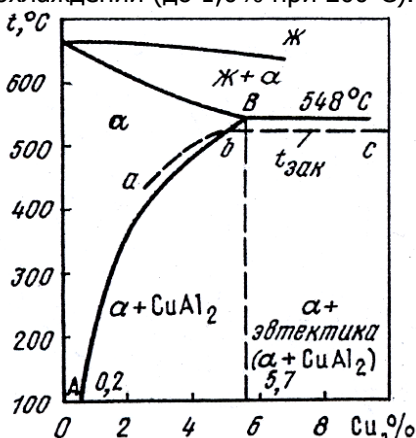


Рисунок 40. Участок диаграммы состояния Al-Cu; штриховая линия – температура закалки

Методом закалки можно зафиксировать пересыщенный твёрдый раствор при комнатной температуре. При отпуске частицы растворённого компонента стремятся выделиться из решетки твёрдого раствора, смещаются в ней и искажают её. По мере протекания процесса старения возникают скопления атомов растворённого элемента, но ещё сохраняют когерентность

решетки таких скоплений («предвыделений») с окружающим кристаллом (с матрицей). В области вокруг скопления происходят искажения и деформации решётки. В результате возникают точки закрепления, которые блокируют движение дислокаций и препятствуют скольжению. Влияние скоплений усиливается еще и тем, что объём окружающих скопления деформированных областей намного превышает фактический объём самих скоплений. В этот период старения происходит собственно дисперсионное твердение, то есть увеличиваются прочностные характеристики и твёрдость сплава. Продолжающиеся образование и рост выделений означают увеличение размеров и уменьшение числа скоплений.

В системе алюминий - медь – магний-алюминий образует соединение с медью  $\text{CuAl}_2$  и тройное соединение с медью и магнием  $\text{Al}_2\text{CuMg}$ , так называемую фазу S. Оба эти соединения растворяются в алюминии при температуре закалки; при комнатной температуре растворимость их резко падает, и сплавы с этими фазами сильно упрочняются в результате процесса старения.

В процессе вылеживания закаленного дуралюмина при комнатной температуре из пересыщенного твердого раствора меди в алюминии выделяются мельчайшие кристаллики соединения  $\text{CuAl}_2$ , упрочняющие сплав.

Медь не выделяется из твердого раствора и не остается внутри него. В процессе старения она собирается в дискообразных участках толщиной один-три атомных слоя и диаметром 90 Å, образуя так называемые зоны Гинье-Престона (зоны Г.-П.). Концентрация меди в зонах Г.-П. существенно выше, чем в окружающем твердом растворе, где на каждый атом меди приходится более 50 атомов алюминия.

Медь имеет меньший атомный радиус, чем алюминий, поэтому область зон Г.-П. сжата, а прилегающие области матрицы растянуты. Число зон Г.-П. в сплавах алюминий - медь огромно: в  $1 \text{ см}^3$  число их равно  $5 \cdot 10^{17}$  (рис.41.) Для зон характерно отсутствие собственной решетки и, следовательно, четко выявляющейся границы между зоной и твердым раствором (матрицей); они непосредственно переходят друг в друга, между ними существует когерентная связь. Для естественного старения, а точнее, *зонного старения* характерны средняя прочность и сравнительно низкий предел текучести, зато высокие значения вязкости разрушения и коррозионной

стойкости. Этот тип старения в промышленных сплавах обозначается буквой Т.

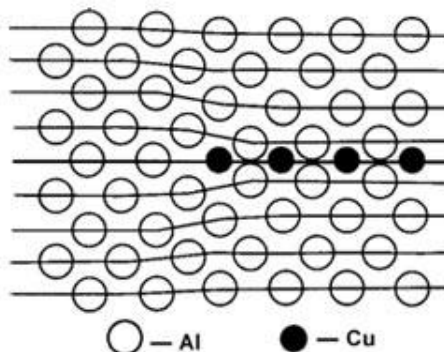


Рисунок 41. Модель старения твердого раствора меди в алюминии

При повышении температуры старения появляется промежуточная фаза  $\theta'$ , имеющая собственную решетку типа решетки фтористого кальция (рис. 42), - происходит так называемое искусственное, а точнее, фазовое старение. Важная особенность решетки  $\theta'$  - наличие в ней плоскостей с квадратной сеткой атомов и параметрами, близкими к параметрам решетки алюминиевой матрицы. По этим плоскостям решетка  $\theta'$  неразрывно переходит в решетку алюминиевой матрицы, здесь сохраняется когерентная связь, как в случае с зонами. По другим кристаллическим плоскостям  $\theta'$  отделяется от алюминиевой матрицы и образуются границы раздела. Фазовое старение обозначается в промышленных сплавах буквой Т1. Для него характерны максимальные прочность и предел текучести, пониженные удлинение, вязкость разрушения и коррозионная стойкость. При дальнейшем повышении температуры старения или его длительности частицы фаз укрупняются, идет процесс коагуляции, прочность и предел текучести несколько снижаются, но коррозионная стойкость, пластичность, вязкость разрушения радикально улучшаются. Это состояние именуется *коагуляционным старением* и обозначается символами Т2 и Т3.

При еще большем повышении температуры термической обработки и медленном охлаждении возникает стабильная фаза  $\theta$  ( $\text{CuAl}_2$ ), полностью отделенная от алюминиевой матрицы по всем кристаллическим областям. Происходит отжиг, обозначаемый

буквой О или М (мягкий отжиг). Алюминиевый твердый раствор перешел в состояние, приближенное к равновесному, он стал пластичным, прочность и электросопротивление снизились. Сплав легко гнется, штампуются, но из-за низкой прочности не применяется в конструкциях.

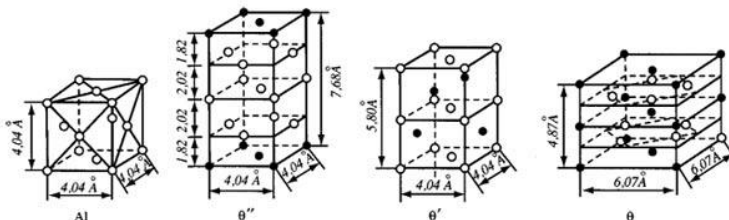


Рисунок 42. Элементарные ячейки стабильной ( $\theta$ ) и метастабильных промежуточных фаз ( $\theta'$  и  $\theta''$ ), которые могут выделяться из алюминиевого раствора при старении сплавов Al-Cu.

Когерентность и деформации окружающей решётки постепенно исчезают, а расстояния между образовавшимися частицами увеличиваются, что облегчает процесс скольжения. Это смягчение металла (сплава) называют перестариванием. В табл.12 приведены механические свойства сплава 95,5%Al – 4,5%Cu (сплавы Д1, Д16) после различных видов термической обработки.

Таблица 12

Механические свойства сплава 95,5%Al – 4,5%Cu после различных видов термической обработки

Термообработка	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_T$ , МПа	$\delta$ , %
Закалка, 495 - 510°C	246	105	40
Искусственное старение, 185 - 195°C, 11-13 ч	492	316	20
Перестаривание, 300 - 350°C	176	70	20
Отжиг, 350 - 370°C	176	70	15
Отжиг, 350 - 370°C	176	70	15

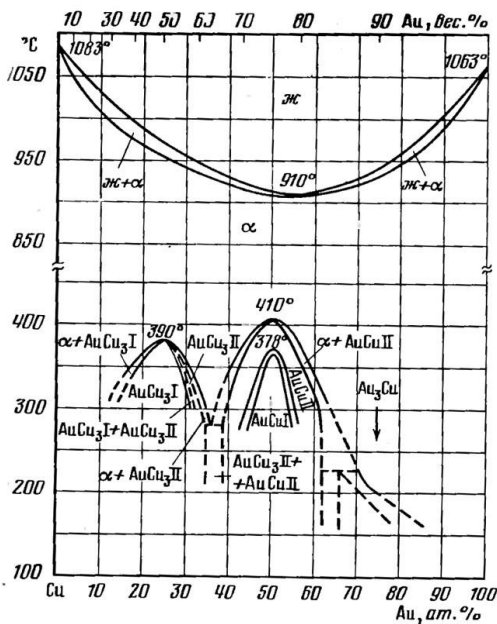
Рассматривая процессы дисперсионного твердения при старении, следует отметить особенность некоторых сплавов, связанную не с предельной растворимостью одного из компонентов, а с упорядочением твёрдых растворов (см. также п.1.1). В отличие от обычных твёрдых растворов, когда атомы растворённого компонента беспорядочно распределены в решетке основного компонента - растворителя, в упорядоченных твёрдых растворах при определённых условиях атомы занимают соответствующее упорядоченное положение в узлах кристаллической решётки основного компонента. Так, в системе Au – Cu после затвердевания в результате полной растворимости элементов друг в друге получается неупорядоченный твёрдый раствор. Затем при охлаждении в интервале температур 500-400°C (или повторном нагреве до этих температур) происходит за счёт диффузии перестройка гранецентрированной решётки твёрдого раствора. Для сплава с 25% Cu из неупорядоченной решётки K12 образуется химическое соединение AuCu с решёткой типа T12 с химической связью, состоящее из атомов Au в вершинах и в центрах верхней и нижней граней, а в центрах боковых граней расположены атомы Cu, рис. 42. Твёрдость такого упорядоченного сплава повышается до 17,5–20 НВ по сравнению с 10,5–13 НВ после закалки с 750°C в воде или спирте.

Упорядоченная форма, например форма  $\text{Cu}_3\text{Au}$ , существует потому, что имеет столько отличающихся друг от друга (Cu - Au) ближайших соседей в своей кристаллической структуре, сколько допускает эта формула. Такие соседи имеют сильные связи, заключающие в себе низкую общую энтальпию H. Переход порядок - беспорядок появляется потому, что TS в выражении  $G = H - TS$  увеличивается с ростом температуры до тех пор, пока для этого сплава не станет выгодным - в смысле энергии - беспорядок. В этом беспорядке возникает большое число однородных атомных пар (Cu - Cu и Au - Au), имеющих слабые связи, и H растёт. Этот рост более чем компенсируется резким увеличением статистической энтропии, что обусловлено произвольным распределением атомов Cu и Au. Увеличение TS более чем компенсирует рост H, когда порядок в структуре уступает место беспорядку. Хорошей аналогией описанного поведения может служить эластичность резины. Когда резиновую



## Инженерное художественное материаловедение

ленту нагревают, ее сопротивление растяжению возрастает, потому что возрастает  $T_S$ . Аналогичным феноменом является исчезновение ферромагнетизма при нагревании куска железа выше его температуры Кюри; отдельные атомные магнитики в железе ведут себя во многом так же, как атомные пары  $\text{Cu}$  и  $\text{Au}$  в  $\text{Cu}_3\text{Au}$ , рис.43.



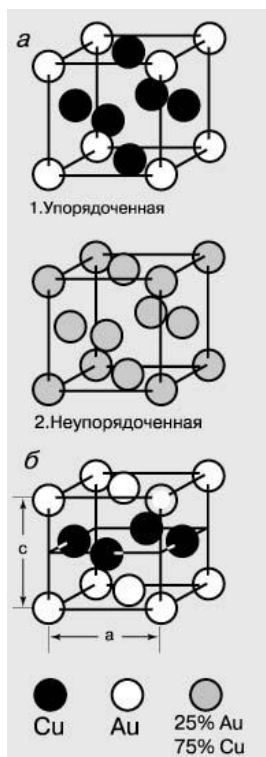


Рисунок 43. Диаграмма состояния системы медь-золото (Cu – Au)  
1, кристаллические структуры  $\text{Cu}_3\text{Au}$  (а) и  $\text{CuAu}$  (б) 2

Сочетая в разных вариантах дисперсионное твердение с деформационным упрочнением, можно получить максимальные прочностные показатели, которые не могут быть достигнуты в отдельности каждым из этих двух методов, табл.13.

2.4. Зернограничное упрочнение. Границы зёрен представляют собой нарушения непрерывности микроструктуры, препятствующие скольжению в поликристаллических материалах, особенно при достаточно низкой температуре, при которой дислокации не могут переползть из первоначальных плоскостей скольжения. Поэтому мелкозернистый материал с большой площадью границ в единице объёма будет иметь более высокую прочность, чем крупнозернистый материал. Связь между пределом текучести и размером зёрен выражается уравнением Холла – Петча:  $\sigma_T = \sigma_0 + k / \sqrt{d}$ , где  $\sigma_T$  – предел текучести,  $\sigma_0$  -

«характеристическая» прочность монокристаллического материала,  $d$  – размер зерна,  $k$  – константа.

Таблица 13

Временное сопротивление сплава 98%Cu – 2%Be  
после различной термомеханической обработки

Вид обработки	$\sigma_v$ , МПа
Отжиг, 870°C	246
Перевод в состояние твёрдого раствора при 870 °C и быстрое охлаждение	506
Упрочнение путём старения	1236
Холодная обработка (деформация 37%)	753
Упрочнение путём старения и холодной обработки	1400 (трещины)
Холодная обработка и упрочнение старением	1370

Зерно состоит из отдельных блоков, кристаллографические плоскости в которых повёрнуты одна относительно другой на небольшой угол. Такое строение зерна называют мозаичной структурой, а составляющие её блоки – блоками мозаики. Блоки могут быть объединены в более крупные агрегаты – фрагменты, которые разориентированы один относительно другого на несколько градусов. Образование малоугловых субграниц внутри зерна может приводить к дополнительному упрочнению.

Уникальной особенностью зернограницного упрочнения является одновременное увеличение прочности и пластичности стали. С уменьшением зерна снижается температура вязкохрупкого перехода и повышается сопротивление хрупкому разрушению.

О важности зернограницного упрочнения: следует отметить его более значительный вклад (30-40%) в упрочнение сталей с ферритно-перлитной структурой по сравнению с 25-40% твёрдорастворного и 25-30% дисперсионного упрочнения.

**2.5. Структурное упрочнение.** Структурное упрочнение – это образование выделений второй фазы при изменении состава под влиянием легирования. Такое изменение состава наблюдается, например, при химико-термической обработке. Насыщение поверхностного слоя C, Si и N, N приводит к образованию

поверхностного цементированного слоя с различным содержанием цементита, перлита и феррита или азотированного слоя с образованием в поверхностном слое нитридов – устойчивых соединений N с другими элементами (Fe, Al, Cr, Mo, V и т.д.).

Разновидностью структурного упрочнения является каркасное упрочнение, то есть образование сплошного каркаса из эвтектических выделений твёрдых и хрупких интерметаллидных фаз. Сплавы с каркасной структурой широко используются в качестве жаропрочных литейных сплавов.

*2.6. Превращения в твёрдом состоянии.* Упрочнению за счёт превращений в твёрдом состоянии могут подвергаться металлы и сплавы с полиморфными превращениями. Наибольшее распространение получили превращения в системе Fe - Fe<sub>3</sub>C, которые обычно называют термообработкой сталей и чугунов.

Цветные сплавы в подавляющем большинстве не имеют полиморфных превращений, но они также подвергаются специфической термической обработке: отжигу, закалке и старению. Кроме термической обработки цветные сплавы подвергаются нагартовке, горячей прокатке, плакировке и другим методам упрочнения.

### 6.3. Конструкционная прочность

В соответствии с положениями теории сопротивления материалов расчёт конструкции на прочность производится по допустимым напряжениям  $[\sigma]$ , определяемым из условий прочности при статическом нагружении или долговечности при циклическом нагружении. Для пластичных материалов за предельное напряжение принимают предел текучести  $\sigma_T$ , для квазихрупких – временное сопротивление  $\sigma_B$ :  $[\sigma] = \sigma_T / n$ , или  $[\sigma] = \sigma_B / n$ , где  $n$  – коэффициент запаса прочности. (В России допустимое минимальное напряжение определяется по  $\sigma_T$  и  $\sigma_B$ , в Германии – только по  $\sigma_T$ , в Японии – по  $\sigma_B$ ). Рекомендуемые значения величины коэффициента запаса составляют:  $n_T = 1,5$  и  $n_B = 2,4$ .

Такой аналитический подход, основанный на прочности материала, определённого на испытаниях стандартных (гладких) образцов, не всегда характеризует поведение материала в конструкциях.

В реальных условиях эксплуатации детали в отличие от испытываемых при контроле материала образцов имеют различные дефекты внутреннего строения (оксидные плёнки, расслоения, неметаллические и интерметаллидные включения, микронеоднородности как основного металла, так и в зоне сварных швов, технологические дефекты конструктивных элементов (отверстия, острые углы и т. д.), появление локальных напряжений вследствие их конструкции, импульсные перегрузки в процессе эксплуатации и другие факторы, которые способствуют возникновению повреждений и разрушений несущих элементов конструкций и машин.

В настоящее время работоспособность различных сплавов оценивают по критериям линейной механики разрушения. Линейная механика разрушения материалов исходит из положения, что материал в реальных конструкциях всегда работает с трещинами, при этом показано, что существует определённый период разрушения, в течение которого трещины разрушаются медленно и детали конструкции с трещинами сохраняют работоспособность. И только после того, как трещина достигает некоторой критической величины, дальнейшее её распространение происходит очень быстро и наступает катастрофическое разрушение конструкции. Период разрушения, характеризваемый медленным развитием трещин, определяет работоспособность конструкции. Для разных материалов этот период различен: чем он больше, тем выше конструкционная прочность материала. Таким образом, конструкционная прочность материала определяется его способностью сопротивляться распространению трещин.

Дефекты типа трещин являются концентраторами напряжений, которые тем больше, чем острее трещина и больше её длина. Номинальные напряжения  $\sigma_n$  в вершинах эллиптической трещины определяются по формуле

$$\sigma_n = \sigma_{\text{ср}}(1+2(c/\rho)^{1/2}) \approx 2\sigma_{\text{ср}}(c/\rho)^{1/2},$$

где  $\sigma_{\text{ср}}$  – среднее приложенное напряжение;  $c$  – длина большей полуоси эллипса (трещины);  $\rho$  – радиус в вершине эллипса (трещины).

Следовательно, коэффициент концентрации напряжений

$$k = 2\sqrt{c/\rho}.$$

При продвижении трещины имеют место два процесса: высвобождение упругой энергии  $V$ , запасённой системой, и затрата энергии  $U$  на образование новых поверхностей растущей трещины. Из сопоставления высвобождающейся упругой энергии и поверхностной энергии Гриффитс вывел уравнение энергетического баланса нестабильного роста трещины:

$$A = \sigma \varepsilon / 2 = \sigma^2 / 2E,$$

где  $\sigma$  – приложенное внешнее напряжение;  $\varepsilon$  – деформация;  $E$  – модуль нормальной упругости ( $E = \sigma / \varepsilon$ ).

Если в пластине внезапно образуется сквозная эллиптическая трещина длиной  $2c$ , расположенная под прямым углом к направлению действующих напряжений, то упругая энергия высвободится в зоне трещины, представляющей собой область эллиптической формы объёмом  $2\pi c$ . Высвобождающаяся энергия упругой деформации в пластине  $V = [\sigma^2 / 2E] \cdot 2\pi c^2 = \pi c^2 \sigma^2 / E$ .

Для образования трещины необходимо затратить энергию, так как при её проявлении возникают две новые поверхности. В пластине единичной толщины затраты энергии  $Q = 4c\gamma$ , где  $\gamma$  – эффективная поверхностная энергия разрушения.

Энергия  $U$  расходуется системой, поэтому она имеет знак минус, а энергия  $Q$  поглощается, поэтому она является положительной. Общая энергия пластины сначала растёт, а после достижения трещиной критического размера  $C_{кр}$  начинает снижаться, рис.43.

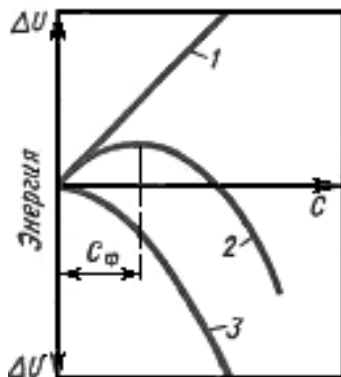


Рисунок 44. Схема изменения энергии системы при росте трещины (по Гриффитсу): 1 – затраты энергии на

образование новых поверхностей; 2 – изменение общей энергии;  
3 – высвобождающаяся упругая энергия

Энергия  $U$  расходуется системой, поэтому она имеет знак минус, а энергия  $Q$  поглощается, поэтому она является положительной. Общая энергия пластины сначала растёт, а после достижения трещиной критического размера  $C_{кр}$  начинает снижаться, рис.44.

Поведение трещины в растягиваемой пластине зависит от того, в какую сторону будет изменяться общая энергия пластины при малом приращении длины трещины. Если с ростом трещины энергия пластины будет уменьшаться, то трещина будет расти без внешнего дополнительного воздействия, т. е. самопроизвольно.

В поведении трещины возложены три случая:

- трещина устойчива и без дополнительной деформации не растёт:  $(d/dc)(-V+Q) > 0$ ;
- трещина легко распространяется:  $(d/dc)(-V+Q) < 0$ ;
- условие неустойчивости трещины:  $(d/dc)(-V+Q) = 0$ .

Из условия неустойчивости трещины следует, что  $(d/dc)(-V+Q) = (d/dc)[-(\pi c^2 \sigma^2)/E + 4c\gamma] = -(2\pi c \sigma^2)/E + 4\gamma = 0$ .

Из этого выражения находим разрушающее напряжение в хрупкой пластине при наличии трещины данного размера:  $\sigma_{кр} = [2E\gamma/\pi c]^{1/2}$ , и для данного растягивающего напряжения длину трещины:  $c_{кр} = 2E\gamma/(\pi \sigma^2)$ .

Для плоского деформированного состояния при равенстве нулю одной из деформаций, т.е. в случае прямого, без сколов, излома, перпендикулярного действующим силам, критическое разрушающее напряжение  $\sigma_{кр} = \{2E\gamma/[\pi c(1-\mu^2)]\}^{1/2}$ , где  $\mu$  – коэффициент Пуассона.

Опираясь на работы Гриффитса и других исследователей, Ирвин ввёл в механику квазихрупкого разрушения новый параметр – *коэффициент интенсивности напряжений*. Преимущество использования этого параметра заключается в возможности его экспериментального определения и подстановки в расчёты на прочность. Стало возможным прогнозировать поведение несплошного материала в конструкциях на основе предварительных инженерных расчётов.

При плоском напряжённом состоянии при распространении трещины изменение упругой энергии  $dU$  с увеличением раскрывающих поверхностей трещины  $dF$  происходит по условию

$dU/dF = dU/(2dc) = G$ , где  $U = \pi c^2 \sigma^2 / (2E)$ .

Отсюда при плоском напряжённом состоянии  $G = \pi c \sigma^2 / E$ , где  $c$  – полудлина трещины;  $\sigma$  – среднее приложенное напряжение;  $E$  – модуль нормальной упругости.

При плоском деформированном состоянии  $G = (1 - \mu^2) \pi c \sigma^2 / E$ .

Смысл параметра  $G$  по Ирвину состоит в определении сопротивления движению трещины. Этот критерий связывает вместе приложенное напряжение и размер дефекта, т.е. значения, от которых зависит работоспособность материала.

Самопроизвольное разрушение будет иметь место в том случае, если  $G$  достигнет значения  $G_c$ , характеризующего сопротивление продвижению трещины. Критерием разрушения является условие  $G > G_c$ . Параметр  $G$  можно интерпретировать как энергию, которую необходимо затратить для распространения трещины в момент начала её самопроизвольного роста. Для удобства экспериментальной оценки и выполнения прочности расчётов введенный Ирвином коэффициент интенсивности напряжений  $K$ , являющийся математической интерпретацией критерия  $G$ .

Коэффициент интенсивности напряжений  $K$  характеризует интенсивность поля напряжений перед трещиной, и его можно сравнить с напряжённостью магнитного или электрического поля:

$$G = K^2 / E; K^2 = GE; K = (GE)^{1/2} = \sigma (\pi c)^{1/2},$$

где  $\sigma$  – среднее приложенное напряжение;  $c$  – полудлина трещины. Отсюда  $K$  имеет измерение МПа·м<sup>1/2</sup>.

Неустойчивость трещины проявляется при достижении коэффициентом  $K$  величины критического коэффициента интенсивности напряжений  $K_c$ , обычно называемого вязкостью разрушения.

Чтобы оценить сопротивление материала распространению трещин в деталях конструкции, необходимо испытывать образцы с заранее нанесённой трещиной. ГОСТ 25.506-85 регламентирует испытания на вязкость разрушения.

В последние годы разработан ряд методик испытания образцов с трещинами, с помощью которых определяют параметры, характеризующие способность материала сопротивляться распространению трещин, другими словами, способность материала работать в конструкции при



наличии трещин. К параметрам конструкционной прочности относят следующие характеристики:

$K_{1c}$  - критический коэффициент интенсивности напряжений в вершине трещины при плоской деформации (критерий вязкости разрушения при плоской деформации);

$K_c$  – критический коэффициент интенсивности напряжений при плоском напряжённом состоянии (критерий вязкости разрушения при плоском напряжённом состоянии);

$a_{T.Y}$  – удельная работа разрушения образцов с трещиной при ударном изгибе;

$d\ell/dN$  – скорость распространения усталостной трещины, где  $\ell$  - длина трещины;  $N$  – число циклов знакопеременной нагрузки.

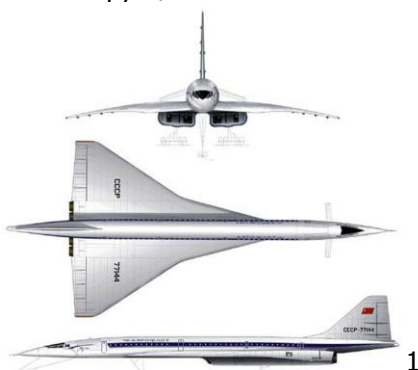
Чем выше  $K_{1c}$ ,  $K_c$ ,  $a_{T.Y}$ , и чем ниже  $d\ell/dN$ , тем лучше материал сопротивляется распространению трещин. Таким образом, конструкционный материал для надёжной работы в конструкциях помимо высоких значений  $\sigma_B$ ,  $\sigma_T$ ,  $\delta$  и  $\sigma^{-1}$ , должен иметь достаточно высокие характеристики конструкционной прочности.

Есть положение, что «поведение материалов всегда определяется их структурой» [4]. Размер зерна поликристаллических материалов является одним из параметров микроструктуры. Уменьшение размеров зёрен позволяет одновременно увеличить прочность и вязкость металлов. Поэтому при измельчении зерна возрастает такой комплексный показатель свойств, каким является вязкость разрушения. Использование таких технологических приёмов, как совершенствование процессов плавки (вакуумирование, рафинирование, модифицирование и раскисление), понижение температуры конца прокатки, термоциклическая и термомеханическая обработка, способствующие получению более чистого по вредным примесям сплава и измельчение зерна, повышают конструкционную прочность металла.

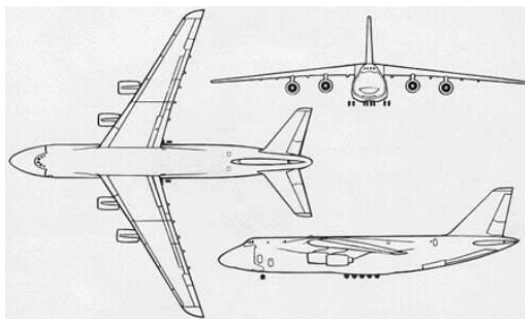
Для высокопрочных алюминиевых сплавов старение на максимальную прочность ( $\sigma_B$ ,  $\sigma_{0,2}$ ) обуславливает, как правило, минимальную вязкость разрушения ( $K_{1c}$ ) и другие характеристики конструкционной прочности ( $a_{T.Y}$ ,  $d\ell/dN$ ). Поэтому для ответственных конструкций длительного ресурса применяют режимы старения, обуславливающие некоторое перестаревание с понижением  $\sigma_B$ ,  $\sigma_{0,2}$ , но более высоким значением  $K_{1c}$  и  $\sigma_{кр}$  (величина критического напряжения, характеризующая

склонность к коррозии под напряжением).

В книге [6] академика И.Н. Фридляндера описывается концепция безопасной повреждаемости, которую усиленно пропагандировали известные специалисты ЦАГИ Селихов и Воробьев, предусматривает, помимо требований к материалу, также конструктивные меры, останавливающие рост трещин. Например, крыло гигантского самолета Антонова "Руслан" состоит из восьми прессованных панелей шириной 900 мм. Трещина доходит до конца панелей и останавливается. Даже при двух разрушенных панелях крыло работает, и самолет не гибнет, рис. 45 (2). В случае Ту 144 у выточенных из большой заготовки цельных фрагментов крыла или фюзеляжа ничто не останавливало трещину, рис. 45 (1). К тому же Ту144 изготовлен из жаропрочного сплава АК4-1, он хорошо сопротивляется длительному воздействию высоких температур, поэтому он и был выбран для Ту 144, так же как совершенно аналогичный французский сплав AU2GN был взят для Конкорда. Но оба эти сплава имеют пониженную вязкость разрушения и склонны к появлению усталостных трещин и их быстрому распространению. Поэтому и при создании конструкции требовалась особая осторожность. Как только у нас была принята технологическая концепция изготовления больших монолитных фрагментов конструкции со всеми перепадами толщин, все самолеты Ту144 были обречены. Невероятные, гигантские усилия, направленные на обгон Конкордов, ожидал крах. Вместо безопасно повреждаемой конструкции был создан ее антипод — опасно повреждаемая конструкция.



## Инженерное художественное материаловедение



2

Рисунок 45. Схема самолетов Ту – 144 (1) и АН – 124 (2)

## ГЛАВА 7. ОСНОВЫ ТЕОРИИ И ТЕХНОЛОГИИ ТЕРМИЧЕСКОЙ И ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

### 7.1. Термическая обработка стали

Термическая обработка – это процесс тепловой обработки металлов сплавов с целью изменения структуры и свойств в заданном направлении [13, 34].

Термическая обработка характеризуется скоростью и температурой нагрева, временем выдержки при этой температуре и скоростью охлаждения.

Термическая обработка базируется на диаграммах состояния базового компонента и основного легирующего элемента с учетом вспомогательных легирующих элементов и модификаторов. При этом учитывается наличие полиморфных превращений, растворимость элементов в базовом компоненте и возможность дисперсионного твердения, способность системы к упорядочению структуры и другие факторы.

Образование аустенита при нагреве железоуглеродистых сплавов. В соответствии с диаграммой состояния Fe-Fe<sub>3</sub>C (рис. 46) при нагреве доэвтектических сталей выше точки A<sub>c3</sub> происходит превращение перлита в аустенит при эвтектоидной температуре по реакции  $\alpha\text{Fe} + \text{Fe}_3\text{C} \rightarrow \gamma\text{Fe}$  и при дальнейшем нагреве превращение  $\alpha\text{Fe} \rightarrow \gamma\text{Fe}$ . Зародыши  $\gamma\text{Fe}$  образуются на межфазовых поверхностях раздела  $\alpha\text{Fe}$  и Fe<sub>3</sub>C. Таким образом, переход перлита в аустенит состоит из двух фаз: аллотропического превращения  $\alpha\text{Fe} \rightarrow \gamma\text{Fe}$  и растворения Fe<sub>3</sub>C перлита в  $\gamma\text{Fe}$ .

Скорость образования аустенита зависит от разности свободных энергий аустенита и перлита и скорости диффузии атомов C, необходимых для образования гомогенного аустенита.

В заэвтектоидных сталях при нагреве выше линии эвтектоидного превращения структура будет состоять из  $\gamma\text{Fe}$  и цементита Fe<sub>3</sub>C вторичного.

При термической обработке нагрев выше точки A<sub>cm</sub>, как правило, не производится, за исключением нагрева белого чугуна при графитизации на ковкий и некоторых высоколегированных сталей (типа P18, X12 и др.).

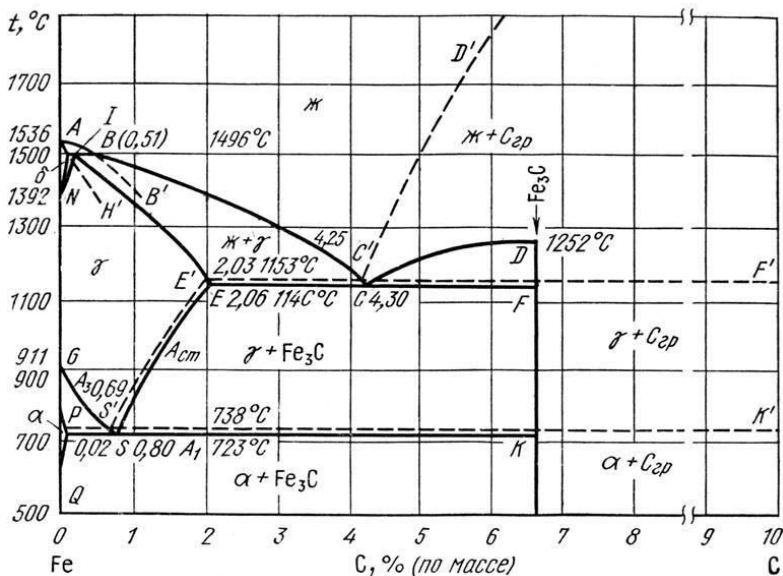


Рисунок 46. Диаграмма состояния Fe – Fe<sub>3</sub>C (Fe – C) [45]

Размер аустенитного зерна является важнейшей характеристикой при нагреве стали. От размера зерна аустенита зависят размеры игл (пластин) мартенсита, дисперсность ферритно-цементитных структур (перлита, сорбита, троостита), промежуточная структура бейнита (игольчатого троостита), поведение стали в различных процессах термомеханической обработки и, в конечном счёте, физико-механические свойства стали; особенно чувствительна к размеру зерна ударная вязкость.

Все стали подразделяются на наследственно мелкозернистые и наследственно крупнозернистые. В соответствии с барьерной теорией, стали, раскисленные Al, Ti, а также микролегированные Nb, Zr, V, Hf и некоторыми другими элементами, образуют тугоплавкие микродисперсные включения нитридов (AlN, TiN), оксидов (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, TiO<sub>2</sub>, VO, ZrO<sub>2</sub>, HfO<sub>2</sub> и др.), а также интерметаллидов (Ni<sub>3</sub>Al, Ti<sub>3</sub>Al), которые блокируют рост зерен при нагреве аустенита и являются наследственно мелкозернистыми. Кипящие стали, стали, легированные марганцем, и некоторые другие являются

наследственно крупнозернистыми.

При образовании аустенита вначале возникает мелкое действительное зерно, которое при дальнейшем нагреве (например, при проведении цементации при температуре 930-950°C) остаётся мелким у наследственно мелкозернистых сталей. При достижении определённой температуры ( $\approx 1000^\circ\text{C}$ ) у наследственно мелкозернистых сталей скачкообразно увеличивается рост зерна аустенита, рис. 47.

Такой механизм скачкообразного увеличения зерна у наследственно мелкозернистой стали объясняется растворением мелкодисперсных частиц в аустените, выполнявших роль барьеров.

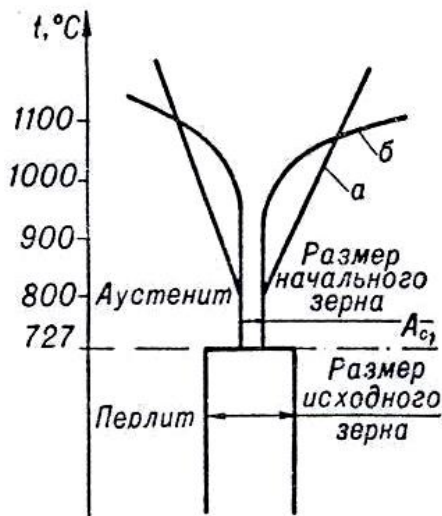


Рисунок 47. Схема зависимости размера зерна аустенита от температуры нагрева наследственно мелкозернистой (а) и крупнозернистой (б) стали

Размер величины зерна аустенита определяется по ГОСТ5639-82 путем сравнения микроструктуры стали, подвергнутой специальной обработке, при увеличении в 100 раз с эталонными шкалами.

*Превращение аустенита при охлаждении стали.* Распад аустенита эвтектоидной стали ниже точки  $A_1$   $727^\circ\text{C}$  на смесь феррита и цементита (перлит) является основным при

медленном равновесном охлаждении (отжиге).

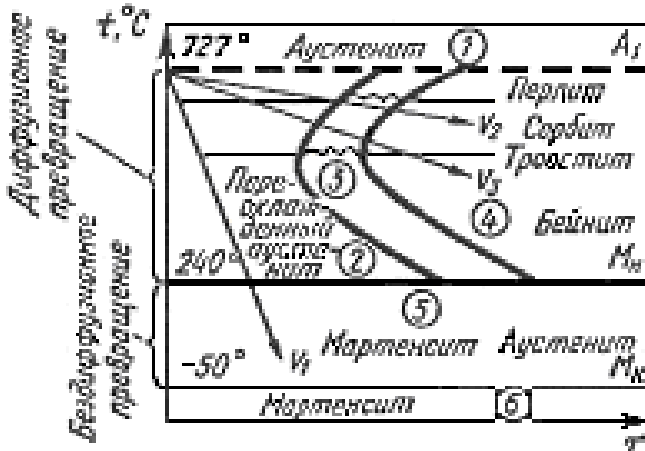


Рисунок 48. Диаграмма изотермического превращения аустенита эвтектоидной стали

Перлит представляет двухфазную смесь со слоистой структурой, возникшую в результате одновременного образования феррита и цементита при эвтектоидном превращении  $\gamma\text{Fe} \rightarrow \alpha\text{Fe} + \text{Fe}_3\text{C}$ . Зародышем перлитной колонии является цементит, зарождение которого обычно происходит на границе аустенитных зерен. По мере роста цементитной пластины аустенит обедняется углеродом, и происходит  $\gamma\text{Fe} \rightarrow \alpha\text{Fe}$  превращение. Рядом с ферритной пластиной из обогащенного углеродом аустенита возникает пластина  $\text{Fe}_3\text{C}$  и т.д.

С увеличением скорости охлаждения аустенит в соответствии С-образными диаграммами, или кривыми Т-Т-Т (в соответствии английскими словами: temperature-time-transformation – температура-время-превращение) диффузионным путем превращается в более дисперсные ферритно-цементитные смеси (рис.48).

**Перлит** (под микроскопом напоминает перламутр) образуется при скорости охлаждения до  $10^\circ\text{C}/\text{с}$  или изотермическом распаде аустенита при температуре  $650\text{--}700^\circ\text{C}$ .

**Сорбит** (по имени английского ученого-петрографа Г. Сорби) образуется при скорости охлаждения стали  $40\text{--}50^\circ\text{C}/\text{с}$  или в результате изотермического распада аустенита при  $600\text{--}650^\circ\text{C}$ .

**Троостит** (по имени французского ученого Трооста)

образуется при скорости охлаждения  $60-80^{\circ}\text{C}/\text{с}$  или при изотермическом распаде аустенита в интервале  $550-600^{\circ}\text{C}$ .

Перлит, сорбит, троостит являются структурами одной природы – механическая смесь феррита и цементита – и отличаются друг от друга степенью дисперсности (размерами пластин феррита и цементита).

При скорости охлаждения примерно  $180^{\circ}\text{C}/\text{с}$  аустенит в области температур  $M_n$  и  $M_k$  (см.рис.6.2) бездиффузионным (сдвиговым) механизмом превращается в мартенсит. Гранецентрированная решётка аустенита (КГЦ) может в результате сдвигового смещения по плоскостям  $\{111\}$  превратиться в объёмно центрированную (КЦ). Мартенситные превращения могут прекратиться ещё до полного завершения его из-за влияния возникающих напряжений, противодействующих сдвигу.

*Мартенсит* (по имени ученого Е. Мартенса) в стали представляет собой объёмно центрированную тетрагональную фазу железа, пересыщенную углеродом. В результате бездиффузионного превращения углерод, растворенный в КГЦ решетке аустенита, оказывается захваченным в междуузлия  $0,0,1/2$  новой КЦ структуры, которая таким образом становится тетрагональной. Присутствие атомов углерода и локальные искажения решетки в сочетании с воздействиями ряда других факторов чрезвычайно затрудняют процесс скольжения, придают мартенситу исключительно высокую твердость и прочность (а также хрупкость), это обусловило значительную роль мартенсита в технике.

При скоростях охлаждения между  $80$  и  $180^{\circ}\text{C}/\text{с}$  или в интервале от  $500$  до  $240^{\circ}\text{C}$  изотермического превращения аустенита образуется промежуточная структура – бейнит (или игольчатый троостит).

*Бейнит* (по имени американского ученого Э. Бейна) образуется в температурной области между перлитным и мартенситным превращениями.

Кинетика этого превращения и получающиеся структуры имеют черты кинетики и структур, получаемых при диффузионном перлитном и бездиффузионном мартенситном: диффузионное перераспределение углерода в аустените между продуктами его распада и мартенситное бездиффузионное



превращение аустенита в феррит.

Карбидные частицы в бейните не имеют пластинчатого строения и очень дисперсны, их можно увидеть только под электронным микроскопом.

Различают верхний и нижний бейнит, образующиеся соответственно в верхней и нижней части промежуточного превращения с условной границей между ними 350°C. Верхний бейнит имеет перистое строение, а нижний - игольчатое, мартенситоподобное.

Твердость продуктов распада аустенита в зависимости от температуры переохлаждения приведена табл. 14.

Таблица 14

Свойства структур, полученных при распаде аустенита

Продукты распада	Расстояние между пластинками Fe <sub>3</sub> C, см	Температура распада, °C	Твердость	
			HRC	HB
Перлит	$(5 - 7) \cdot 10^{-5}$	700	10	200 – 250
Сорбит	$(3 - 4) \cdot 10^{-5}$	600	25	250 – 350
Троостит	$(1 - 2) \cdot 10^{-5}$	550	40	350 – 450
Бейнит	—	400	50	450 – 550
Мартенсит: зернистый	—	Менее 240	60	600
игольчатый	—	Менее 240	60	600

На характер перлитного, промежуточного и мартенситного превращения оказывает влияние содержание углерода и легирующих элементов в стали. В доэвтектоидных и заэвтектоидных сталях на С-образных диаграммах в верхней части появляются дополнительные линии выделения избыточного феррита или цементита. В легированных сталях снижается критическая скорость охлаждения и увеличивается прокаливаемость стали. Положение линий Мн и Мк зависит от содержания углерода: так, при содержании до 0,2%С температуры начала и конца мартенситного превращения

находятся в интервале 300-400°C; у таких сталей зафиксировать мартенсит не удаётся. Поэтому принято считать, что закалку на мартенсит принимают стали, содержащие более 0,3%С, рис 49.

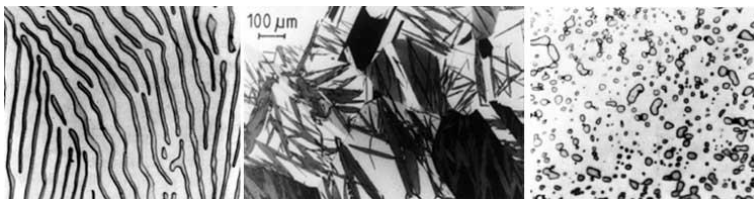


Рисунок 49 . Микрофотографические изображения:  
а – перлит, б – мартенсит, в – зернистый цементит

Для эвтектоидных и заэвтектоидных сталей точка завершения мартенситного превращения  $M_s$  смещается в область низких температур (ниже -50°C), и это приводит к появлению в структуре закаленной стали пластичной фазы остаточного аустенита.

Превращения при отпуске закалённой стали. Отпуск закалённой стали состоит из нагрева до температуры ниже  $A_{c1}$ , выдержке при этой температуре и последующего охлаждения. Целью отпуска является снятие внутренних напряжений, снижение твердости и прочности и повышение пластичности за счет структурных превращений.

Различают три стадии отпуска: первое, второе и третье превращения.

Первое превращение происходит при нагреве стали от 80 до 150(200)°C и сопровождается выделением углерода из решетки мартенсита и образованием когерентно связанных с  $\alpha$ -решеткой  $\epsilon$ -карбидов (типа  $Fe_{24}C$ ). Снижается степень тетрагональности мартенсита, уменьшаются внутренние напряжения и образуется отпущенный мартенсит. Твердость и прочность отпущенного мартенсита остаются на прежнем уровне, увеличивается сопротивление ударным нагрузкам.

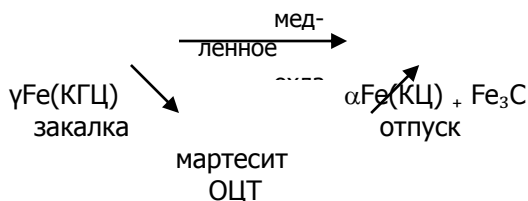
Второе превращение протекает при температурах от 200 до 300 °C. В данном интервале происходит распад остаточного аустенита, который переходит в отпущенный мартенсит. Продолжается упорядочение кристаллической  $\alpha$ -решетки при  $c/a \rightarrow 1$ . Карбиды частично обособливаются в дисперсные частицы.

При температурах около  $300^{\circ}\text{C}$  образуется высокодисперсная смесь  $\alpha\text{Fe}$  и  $\text{Fe}_3\text{C}$  с содержанием углерода в феррите около 0,1 %С. Значительно уменьшаются внутренние напряжения и снижается твердость; в результате образуется отпущенный мартенсит.

Третье превращение начинается при нагреве стали выше  $300^{\circ}\text{C}$  и состоит в полном выделении углерода из твердого раствора и образовании мелкодисперсной смеси из  $\alpha\text{Fe}$  и  $\text{Fe}_3\text{C}$ -троостита. Обособившиеся (потерявшие когерентность) и скоагулированные карбидные частицы имеют зернистую форму.

Дальнейшее повышение температуры отпуска до  $650\text{--}700^{\circ}\text{C}$  (такая термическая обработка называется улучшением) приводит к образованию зернистого перлита с наилучшим сочетанием прочностных свойств и вязкости.

Превращения, протекающие в процессе термической обработки, можно выразить формулой



На рис. 50 показана твердость (теплостойкость) легированной стали ХВГ, быстрорежущей стали Р18 и твёрдого сплава ВК6 от температуры нагрева.

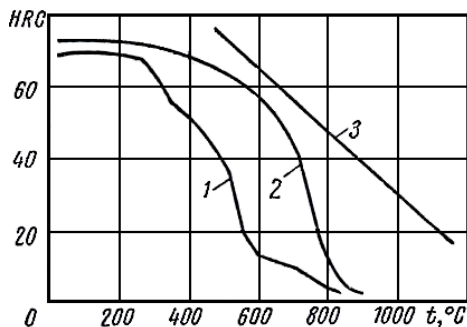


Рисунок 50. Твёрдость инструментальных сталей и сплавов при нагреве: 1 – легированная сталь ХВГ; 2 – быстрорежущая

сталь Р18; 3 – твёрдый сплав ВК6

## 7.2. Основные виды термической обработки

По А.А. Бочвару термическая обработка подразделяется на три группы: собственно термическую обработку (ТО), термомеханическую обработку (ТМО) и химико-термическую обработку (ХТО) [3].

*Термическая обработка.* Термическая обработка (ТО) предусматривает только термическое воздействие на металл или сплав включает: отжиг, закалку, отпуск, старение.

*Отжиг* – это термическая обработка, заключающаяся в нагреве металла, находящегося в результате каких-либо воздействий в неравновесном состоянии до температуры выше или ниже фазовых превращений, выдержке при этой температуре и медленном охлаждении (как правило, с печью). В зависимости от отжигаемого сплава и его состояния отжиг может производиться без прохождения фазовых превращений, таких как гомогенизация однофазовых нержавеющих, жаропрочных сталей, цветных сплавов (алюминиевых, титановых, латуней, бронз и др.), рекристаллизационный отжиг после пластической деформации и отжиг для снятия внутренних напряжений, и называется отжигом 1-го рода. Отжиг, сопровождающийся полиморфными превращениями, называется отжигом 2-го рода. При фазовой перекристаллизации измельчается зерно, устраняется видманштеттова структура, строчечность и другие неблагоприятные структуры. Отжиг 2-го рода по технологии выполнения подразделяется на полный (нагрев и выдержка при температуре выше  $A_{с3}$  для доэвтектоидных сталей), неполный (нагрев выше  $A_{с1}$  и ниже  $A_{сm}$  – для заэвтектоидных сталей) и сфероидизирующий (вариант неполного отжига заэвтектоидных сталей с узким температурным интервалом: 740-750°C – для У7, У8; 750-780°C – для У9-У12; 770-820°C – для легированных сталей) с целью получения зернистого (глобулярного) цементита.

Полный отжиг 2-го рода, когда охлаждение после выдержки при определённой температуре производится на воздухе, называется *нормализацией*. На рис. 51 показаны температуры

нагрева для различных видов отжига.

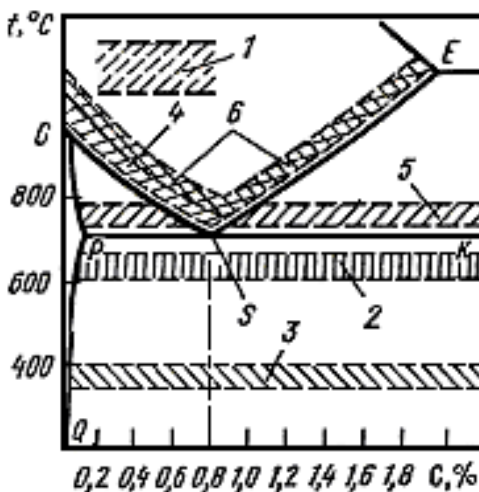


Рисунок 51. Температура нагрева стали при отжиге и нормализации: 1 – диффузионный отжиг; 2 – рекристаллизационный отжиг; 3 – отжиг для снятия внутренних напряжений; 4 – полный диффузионный отжиг (гомогенизация); 5 – неполный отжиг; 6 – нормализация. 1-3 – отжиг 1-го рода; 4-6 – отжиг 2-го рода

*Закалка* – это термическая обработка, заключающаяся в нагреве выше или ниже аллотропических превращений быстрым или изотермическим охлаждением с целью фиксации структуры, характерной для высоких температур, или мартенситным (промежуточным) превращением и образованием мартенсита (бейнита). Закалка с целью фиксации высокотемпературного состояния сплава характерна для однофазных специальных сталей и цветных сплавов. Закалка на мартенсит широко применяется для ТО железоуглеродистых сплавов.

В зависимости от температуры нагрева различают полную и неполную закалку. При полной закалке нагрев осуществляется на 30-50 °С выше линии  $A_{c1}$  и  $A_{cm}$ . После закалки получается мартенситная структура с некоторым количеством остаточного аустенита. При неполной закалке (обычно для заэвтектоидных сталей) нагрев проводят выше  $A_{c1}$ , но ниже  $A_{cm}$ . В нагретом состоянии структура состоит из аустенита и вторичных карбидов.

При ускоренном охлаждении аустенит превращается в мартенсит, а вторичные карбиды остаются без изменения.

Нагрев под закалку может быть объёмным (в камерных и иных печах) и поверхностным (например, токами высокой частоты - ТВЧ).

При закалке максимальную твердость обеспечивают мартенситные структуры.

Минимальная скорость охлаждения, необходимая для переохлаждения аустенита до мартенситного превращения, называется *критической скоростью закали*. В качестве охлаждающих закалочных сред применяют воду, водные растворы солей, масло, воздух, расплавы солей для изотермической или ступенчатой закали, табл. 15.

Таблица 15

Скорость охлаждения в различных закалочных средах, °C/с

Закалочная среда	Интервал температур, °C	
	650-550	300-200
Вода, 18°C (water)	600	270
Вода, 50°C	100	270
10%-ный раствор NaCl в воде	1100	300
10%-ный раствор NaOH в воде	1200	300
Минеральное масло (oil)	100-150	20-50
Полимерная закалочная среда ПК-2	300-550	50-100
Полимерная закалочная среда ВП-3	300-550	50-100

При закалке в изделиях образуются значительные внутренние напряжения, которые могут привести к их короблению и растрескиванию. Причинами возникновения внутренних напряжений при охлаждении являются разница температур по сечению изделия и разница удельного объёма

мартенсита и аустенита. Поэтому при подборе охлаждающей среды необходимо обращать внимание на ускоренное охлаждение в области наименьшей устойчивости аустенита при температуре 650–500°C и медленное охлаждение ниже 300°C (в области мартенситного превращения). С этой целью часто применяют закалку в двух средах: вода – масло; расплавленные соли – воздух или изотермическую закалку в расплавленных соляных ваннах (250–350°C).

Для полного превращения остаточного аустенита в мартенсит применяют обработку холодом (до –70°C).

*Отпуск* – это термическая обработка с целью снятия внутренних напряжений или обеспечения распада закалочных структур (например, мартенсита в различные ферритно-цементитные смеси, превращение остаточного аустенита и др.).

Различают низкий, средний и высокий отпуск, при которых происходит изменение структуры, снижение твёрдости и образование соответствующих структур и механических свойств.

При определённых температурах и медленном охлаждении в сталях появляется отпускная хрупкость 1-го и 2-го рода.

Отпускная хрупкость 1-го рода (необратимая) наблюдается при отпуске сталей в интервале температур 250–400°C и связана неравномерностью распада мартенсита по границам и внутри зерна и более интенсивным выделением по границам зёрен карбидов, делающих границы зёрен более хрупкими. Для устранения хрупкости 1-го рода рекомендуется увеличивать продолжительность нагрева и повышать температуру отпуска выше 400°C. Повторный отпуск при этих температурах не улучшает и дополнительно не снижает ударную вязкость.

Отпускная хрупкость 2-го рода (обратимая) наблюдается при медленном охлаждении после отпуска при 450–550°C; причиной появления этой хрупкости является выделение мелких карбидов, фосфидов и нитридов по границам зерен и их охрупчивание. Мерами борьбы с этой отпускной хрупкостью (2-го рода) является быстрое охлаждение изделий после отпуска (в воде, масле) или использование сталей, легированных молибденом (Mo) и вольфрамом (W).

Обобщающий график различных видов термической обработки представлен на рис. 52.

*Старение* – это процесс выделения дисперсных частиц из

пересыщенного  $\alpha$ -раствора при определённых температурах (от комнатной для алюминиевых сплавов, в интервале 50-150°C – для малоуглеродистой (листовой и котельной) стали; при 500-600°C – для титановых сплавов и от 700 до 950°C – для жаропрочных никелевых сплавов). Старение наиболее широко применяется для упрочнения цветных сплавов и оно подробно рассмотрено выше.

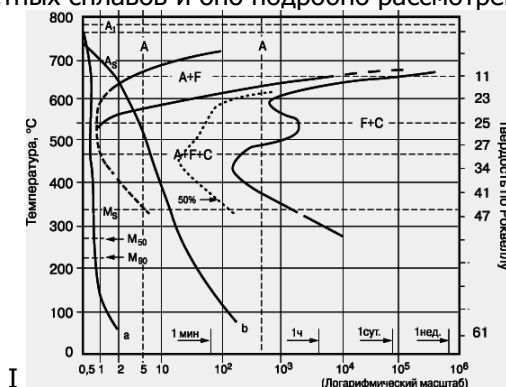


Рисунок 52(1) КРИВЫЕ ЗАВИСИМОСТИ ВРЕМЯ - ТЕМПЕРАТУРА ДЛЯ ПРЕВРАЩЕНИЙ в стали, содержащей 0,4 мас. % углерода и 1,0 мас. % марганца. А - аустенит (гранецентрированная кубическая решетка); F - феррит (твердый раствор углерода в железе с объемно-центрированной кубической решеткой); С - цементит,  $\text{Fe}_3\text{C}$ . MS - температура начала образования мартенсита при охлаждении; M90 показывает завершение процесса превращения на 90%. Кривая а соответствует закалке в воду и представляет только мартенсит; кривая b соответствует закалке в масло и представляет смесь мартенсита, феррита и цементита



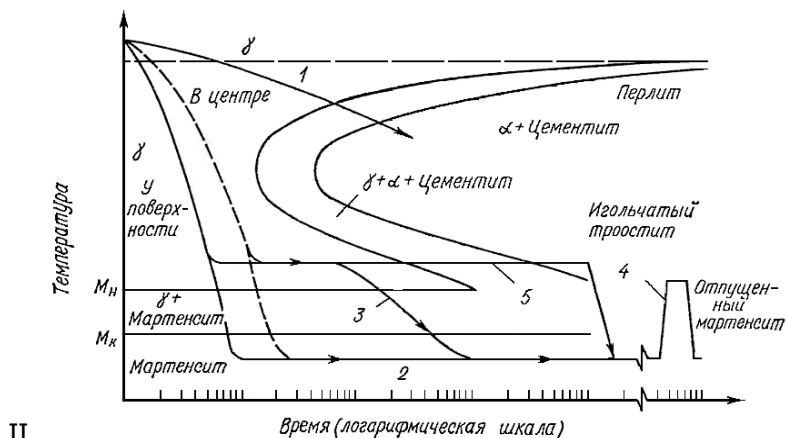


Рисунок 52(II) S – кривые I и превращения при различной термообработке сталей II:

1 – отжиг: происходит обычное превращение аустенита в феррит и цементит; 2 – прямая закалка: мартенсит образуется сначала на поверхности, а затем в центральных зонах, что сопровождается возникновением больших напряжений; 3 – ступенчатая закалка: обеспечивается условие, когда превращение в центре и на поверхности происходит почти одновременно; это устраняет образование закалочных трещин, наблюдаемых при прямой закалке; 4 – отпуск: после прямой или ступенчатой закалки должен следовать отпуск для завершения превращения; 5 – обработка на игольчатый троостит: закалка подавляет образование перлита, но превращение аустенита в феррит и цементит может по-прежнему происходить при температуре, несколько большей  $M_n$ ; в результате образуется игольчатый троостит (бейнит)

### 7.3. Термомеханическая обработка

Термомеханическая обработка (ТМО) - это сочетание термического воздействия и пластической деформации на свойства сталей и сплавов, рис. 53.

Термомеханическая обработка подразделяется на ТМО стареющих сплавов и ТМО сталей, закалённых на мартенсит. При термомеханической обработке значительно повышается прочность, увеличивается пластичность, что повышает сопротивление металла хрупкому разрушению и

увеличивает конструкционную прочность и эксплуатационную надежность изделий.

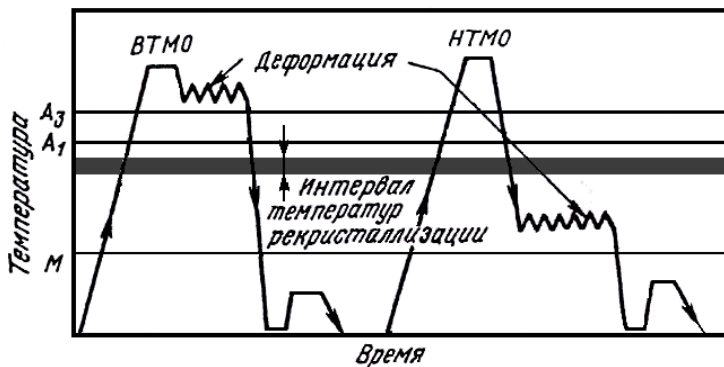


Рисунок 53. График высоко- и низкотемпературной термомеханической обработки

Процессы ТМО состоят из интенсивного наклёпа металла (в области наибольшей устойчивости аустенита) и быстрого охлаждения, при котором мартенситное превращение происходит при повышенной плотности дислокаций, результатом чего является мелкодисперсная структура сплавов.

При высокотемпературной термомеханической обработке (ВТМО) сначала проводится аустенитное превращение при температуре 1150-1200°C, затем подстуживание до температуры  $A_{с3}$ , далее осуществляется пластическая деформация на 25-30% при температуре выше  $A_{с3}$ , после чего идёт охлаждение в масле и отпуск при 100-200°C. В результате ВТМО на конструкционных сталях достигается  $\sigma_B=1800-2200\text{ МПа}$ ,  $\delta=8-12\%$ ,  $KCU=50-90\text{ Дж/см}^2$ , в 2 раза повышается циклическая прочность и другие характеристики металла.

При низкотемпературной термомеханической обработке (НТМО) в начале проводится аустенитное превращение при 1000-1100°C, затем осуществляется подстуживание до температур существования метастабильного аустенита (но не ниже температуры начала рекристаллизации), далее идёт пластическая деформация на 75-90 % этих температурах, после чего производится охлаждение в воде или в масле и низкотемпературный отпуск. Такая НТМО повышает прочностные

свойства  $\sigma_B$  до 2700-3000 МПа.

#### 7.4. Химико-термическая обработка

Под химико-термической обработкой (ХТО) понимают поверхностное насыщение сталей С, N, С+N, В, Cr и другими компонентами при определенных, как правило, повышенных, температурах в химически активных средах. Главной целью химико-термической обработки является создание поверхностного износостойкого слоя, воспринимающего закалку с мягкой, вязкой сердцевиной, хорошо воспринимающей ударные и циклические знакопеременные нагрузки.

Химико-термическая обработка подразделяется на следующие группы:

- диффузионное насыщение неметаллами: цементация, азотирование, цианирование (нитроцементация), борирование и др.;

- диффузионное насыщение металлами: хромирование, алитирование, силицирование и др. (Be, Ti, Zn, Nb, Mo, V, W, Zr, и т. д.);

- диффузионное удаление элементов: обезводороживание и обезуглероживание.

Диффузионное насыщение металлами.

*Цементация* малоуглеродистых и легированных сталей может производиться:

1) в твердом карбюризаторе (древесный уголь определенной фракции с добавкой карбонатов (например,  $\text{BaCO}_3$ ,  $\text{Na}_2\text{CO}_3$ ) при температуре 910-930°C в металлических ящиках без доступа воздуха с протеканием следующих реакций: в смеси  $2\text{C} + \text{O}_2 \rightleftharpoons 2\text{CO}$ ; у поверхности детали  $2\text{CO} \rightleftharpoons \text{C} + \text{CO}_2$ .

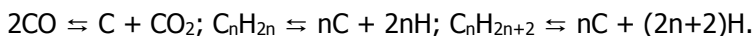
Образовавшийся атомарный углерод адсорбируется на поверхности обрабатываемой стали и деформирует в глубь ее. Роль карбонатов сводится к активизации реакции Белла-Будуара  $\text{C} + \text{CO}_2 \rightleftharpoons 2\text{CO}$  и увеличению выхода CO:  $\text{BaCO}_3 + \text{C} = \text{BaO} + 2\text{CO}$  и  $\text{BaO} + \text{CO}_2 = \text{BaCO}_3$ .

Насыщенный углеродом слой (цементированный) по структуре с поверхности к сердцевине соответствует стали У12, далее – У8, 45 и до исходной структуры цементуемой стали. Такое

плавное снижение содержания углерода обеспечивает прочное соединение цементированного слоя с исходной матрицей.

Цементация в твердом карбюризаторе производится в условиях многономенклатурного мелкосерийного производства и в ремонтных мастерских;

2) газовая цементация в среде углеводородов (природный, светильный газ, газообразные продукты крекинга нефти, газы, полученные в результате пиролиза нефтепродуктов и др.); при нагреве без доступа воздуха окись углерода и углеводороды разлагаются по реакциям:



Образовавшийся атомарный углерод насыщает поверхность стали по описанному выше механизму.

Цементации подвергаются шестерни, валы, валы-шестерни, червяки, втулки, муфты, стаканы, ступицы, крестовины, толкатели и др. После закалки и отпуска твердость цементированного слоя обычно находится в пределах 60-62HRC, механические свойства сердцевины определяются исходной маркой стали (см.табл.5.8).

*Азотирование* – это процесс насыщения поверхности стальных изделий азотом при температуре 480-600 °С в среде аммиака  $\text{NH}_3$ . При азотировании повышается твердость, износоустойчивость, выносливость и коррозионностойкость. Азотированию подвергают детали машин, работающие при высоких температурах, а также в среде отработанных газов (гильзы цилиндров, клапаны, шестерни, валы и др.), изготовленные из легированных сталей, содержащих 0,3-0,4%С; 1,35-1,65%Cr; 0,2-0,3%Mo; 0,7-1,2%Al и образующих устойчивые нитриды (нержавеющие и жаропрочные, инструментальные и штамповые, низко- и высоколегированные конструкционные стали).

Азотирование осуществляется после механической и термической обработки деталей в печах, в которые подается аммиак  $\text{NH}_3$ ; диссоциация протекает по реакции  $2\text{NH}_3 \rightarrow 3\text{H}_2 + 2\text{N}$ .

Атомарный азот N диффундирует в поверхностный слой стальных деталей, образует азотированный слой глубиной от 0,25 до 0,65 мм при концентрации 3-4% N, который при обычной температуре состоит из сплошного слоя  $\varepsilon$  – фазы, слоя  $\varepsilon + \gamma'$ , за которым следует  $\alpha$ -фаза, сопровождаемая  $\gamma'$  – фазой и

дисперсионными нитридами легирующих элементов (AlN, Cr<sub>2</sub>N, MoN и др.).

Твёрдость азотированного слоя в 1,5-2 раза выше цементированного и составляет 1100-1200 HV (по Виккерсу).

После азотирования детали подвергаются шлифовке.

Цианирование – процесс одновременного насыщения стали углеродом и азотом. Наибольшее распространение получило газовое цианирование (нитроцементация), которое осуществляется в смеси, состоящей из 75% цементующего газа и 25% NH<sub>3</sub>. При температуре 800-840°C происходит диссоциация газовой смеси с образованием атомарных C и N; после выдержки в течение 1-6 часов (цианирования) производят закалку изделий; глубина цианированного слоя составляет 0,4-0,6 мм; твёрдость после закалки и низкотемпературного отпуска 60-63 HRC.

Строение цианированного слоя аналогично цементированному, однако на поверхности при повышенном содержании N образуется тонкая (0,01-0,05 мм) полоска карбонитридной ε-фазы [Fe<sub>2</sub>(NC)], а в более глубоких слоях присутствует азотистая γ'-фаза [Fe<sub>4</sub>N].

Различают низко-, средне- и высокотемпературное цианирование.

Низкотемпературное цианирование (550-600°C) применяют для повышения режущих свойств быстрорежущей стали. Продолжительность процесса составляет 60-80 мин, глубина слоя 0,03-0,05 мм; при этом азотирование преобладает перед цементацией.

Среднетемпературное цианирование (800-840°C) используется для получения более глубокого диффузионного слоя, стойкого против износа при небольших удельных нагрузках. Продолжительность процесса от 5 до 90 мин, глубина слоя 0,2-0,5 мм; при этом цементация преобладает над азотированием.

Высокотемпературное цианирование применяют для получения более глубоких слоёв (глубокое цианирование). Процесс ведётся при 900-950 °C в течение 1-6 часов; глубина слоя достигает 0,5-2,0 мм, содержит 1,0-1,2% C и 0,2-0,3% N. Высокотемпературное цианирование заменяет цементацию и протекает значительно быстрее. Цианированный слой по сравнению с цементированным обладает более высокой твёрдостью. Цианирование повышает предел выносливости и

резко снижает чувствительность к напряжениям.

Борирование – процесс насыщения поверхности стали бором. Борирование производят в твёрдых, жидких и газообразных средах.

При твёрдом борировании применяют состав: 50% B<sub>4</sub>C, 49% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и 1% NH<sub>4</sub>Cl. Процесс проводят при температуре 900-1000 °C в течение 10-20 часов; глубина слоя составляет 0,15-0,20 мм.

При электролизном (жидкостном) борировании в расплав Na<sub>2</sub>B<sub>4</sub>O<sub>7</sub> помещают деталь (катод); анодом служит графитовый стержень. Борирование осуществляют при 950-1000 °C в течение 4 часов и получают глубину слоя 0,15-0,30 мм.

Газовое борирование проводят в среде [(H<sub>2</sub>B<sub>6</sub>+H<sub>2</sub>) или (BCl<sub>3</sub>+H<sub>2</sub>)] при температуре 800-1100 °C в течение 0,5-6 часов и получают глубину борированного слоя 0,035-0,20 мм.

Структура и строение борированного слоя включает (с поверхности) борид FeB, далее в глубину – Fe<sub>2</sub>B и борный феррит.

Борирование повышает твёрдость (твёрдость боридов составляет 1500-2200 кгс/мм<sup>2</sup>), сопротивление абразивному износу и коррозии в агрессивных средах.

Диффузионное хромирование. Диффузионным хромированием служит процесс поверхностного насыщения стали хромом, в результате чего достигаются высокие поверхностная твёрдость, сопротивление износу и повышенная коррозионная стойкость, вплоть до температур 800°C. Различают твёрдое, жидкое и газовое хромирование. Наибольшее распространение получило твёрдое диффузионное хромирование. Твёрдая смесь состоит из 60-65% феррохрома; 30-35% глинозёма и 5% HCl или NH<sub>4</sub>Cl. Процесс проводят в печах при температуре 1050-1150 °C в течение 12-15 ч. При насыщении малоуглеродистых сталей образуется α-твёрдый раствор (25-50 %Cr), а при насыщении средне- и высокоуглеродистой стали в поверхностной зоне образуется тонкий (0,02-0,04 мм) слой из карбидной фазы [(Cr,Fe)<sub>23</sub>C<sub>6</sub>] с твёрдостью более 1300 HV.

Алитированием называют процесс поверхностного насыщения стали алюминием. Алитирование повышает окалиностойкость углеродистой стали за счёт образования при высоких температурах прочной оксидной плёнки Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, защищающей углеродистую сталь от окисления. Твёрдое

алитирование деталей проводят в контейнерах со смесью: порошок  $Al$  или  $FeAl$  с добавками  $NH_4Cl$ ,  $Al_2O_3$ , каолина и шамота. Выдержка в течение 4-12 ч при температуре 950-1050 °С обеспечивает глубину слоя 0,10-0,20 мм. Применяют также жидкое алитирование в расплавленном алюминии при 750-800 °С в течение 40-90 мин. Газовое алитирование проводят при 1000 °С в парах  $AlCl_3$  в течение 2 ч на глубину 0,4 мм.

Силицирование – процесс насыщения поверхностного слоя стали кремнием. Силицированный слой обладает высокой кислотоупорностью, жаростойкостью до 850 °С и сопротивлением износу. Силицированию подвергаются детали, работающие на истирание в агрессивных средах.

Газовое силицирование осуществляют при 950-1050 °С в парах  $SiCl_4$ . После окончания процесса детали охлаждают в печи до 500-400 °С, а затем – на воздухе.

Процесс газового силицирования протекает очень быстро; для получения слоя глубиной 1 мм при температуре 1050 °С необходимо 2 часа.

Силицированный слой на поверхности имеет концентрацию 14 % Si и является твёрдым раствором Si в  $\alpha$ -Fe.

Кроме рассмотренных выше процессов хромирования, алитирования и силицирования методом диффузионной металлизации можно также насыщать изделия Be (бериллизация), Ti (титанирование) и др.

Комплексные свойства диффузионного слоя могут быть получены комбинированным двумя или несколькими элементами (например, Cr и Al, Cr и W и т. д.).

Диффузионное удаление элементов. Диффузионное обезводороживание. Ускоренное охлаждение слитков или проката, особенно в интервале температур  $\gamma Fe \rightarrow \alpha Fe$  превращения, приводит к появлению брака по флокенам, то есть появлению трещин. Это явление по одной из гипотез объясняется снижением растворимости водорода с  $7 \cdot 10^{-4}$  % при 1200°С до  $0,5 \cdot 10^{-4}$  % при 500°С, выделением и молизацией его в микропорах и повышением давления в этих микропорах до нескольких сот атмосфер. Эти «напряжённые» микропоры при последующей пластической деформации являются источниками микротрещин. Обезводороживание как метод борьбы с флокенами проводят при температуре 200-600°С в течение 6-20 ч.

Диффузионное обезуглероживание. При нагреве средне- и высокоуглеродистых сталей и чугуна до температур  $A_{c1}$  и  $A_{cm}$  в окислительной газовой или газотвёрдой среде происходит окисление углерода, находящегося в твёрдом растворе, в цементите или в свободном состоянии. Не вдаваясь подробно в механизм и кинетику диффузионно-окислительных процессов, отметим, что происходит удаление (выгорание) углерода с поверхности (и в меньшей степени из сердцевины) изделия. Такой процесс обезуглероживания может привести к браку (пониженной твёрдости) при закалке стали.

$\gamma\text{Fe}(\text{КГЦ})$  отжиг  $\Rightarrow \alpha\text{Fe}(\text{КЦ}) + \text{Fe}_3\text{C}$  (пластинчатый или зернистый)

↘ закалка отпуск ↗  
мартенсит(ОЦТ)

## 7.5. Основы теории и технологии термической обработки цветных сплавов

*Термообработка деформируемых алюминиевых сплавов.* Алюминиевые сплавы, хотя и не имеют полиморфных превращений, очень восприимчивы, и подвергаются различным видам термической обработки [20]. Для упрочнения применяют закалку и старение. Для устранения неравновесных структур и деформационных дефектов строения, снижающих пластичность, применяют отжиг.

*Закалка* алюминиевых сплавов (подверженных дисперсионному твердению) заключается в нагреве до температуры, при которой избыточные интерметаллидные фазы полностью или частично растворяются в алюминии, выдержке при этой температуре и быстром охлаждении до комнатной температуры. В результате закалки получается пересыщенный твердый раствор для сплавов с концентрацией легирующего элемента меньше или равной концентрации  $\text{Sr}$  или пересыщенный твердый раствор и интерметаллиды (в составе эвтектики) для сплавов с концентрацией легирующего элемента больше концентрации  $\text{Sr}$ . Температура нагрева под закалку обычно находится на 20-50 °С ниже линии эвтектических реакций.



Время выдержки при температуре закалки, необходимое для растворения интерметаллидных фаз, в печах с принудительной циркуляцией воздуха составляет 0,5-3,5 ч; время выдержки фасонных отливок доходит до 2–15 ч. Охлаждение заготовок во время закалки осуществляется для деформируемых сплавов в холодной, а для литейных в подогретой до 50–100°C воде. После закалки прочность снижается, а пластичность значительно возрастает.

*Старение* заключается в выдержке закаленных сплавов при комнатной температуре в течение нескольких суток или в течение 10–24 ч при повышенной температуре (искусственное старение). В процессе старения происходит распад пересыщенного твердого раствора, что сопровождается упрочнением сплава. Распад пересыщенного твердого раствора происходит в несколько стадий в зависимости от температуры и продолжительности старения.

При естественном (при 25 °C) или при кратковременном низкотемпературном старении (ниже 100–150 °C) не наблюдается распада твердого раствора с выделением избыточной фазы; при этих температурах атомы перемещаются только внутри кристаллической решетки  $\alpha$ -твердого раствора на весьма малые расстояния и собираются в двумерные пластинчатые образования или диски. Эти образования носят названия «скоплений», «предвыделений» или зон Гинье–Притона (ГП). Зоны ГП в процессе старения претерпевают ряд превращений. В состоянии «предвыделений» они обозначаются как ГП–1, имеют протяженность 3–6 нм и толщину 0,5–0,1 нм и более, менее равномерно распределены в пределах каждого кристалла. В алюминиевых сплавах, легированных медью, дисперсионное твердение происходит за счет выделения  $\text{CuAl}_2$ . Концентрация меди в предвыделениях (ГП–1) меньше, чем в  $\text{CuAl}_2$ , и составляет 54 %. Если сплав после естественного старения кратковременно нагреть (на несколько секунд или минут) до 280–270 °C и затем быстро охладить, то упрочнение полностью снимается, и свойства сплава будут соответствовать свежему закаленному состоянию. Это явление получило название возврат. При возврате предвыделения (ГП–1) вновь растворяются, и атомы меди беспорядочно распределяются в алюминии.

Длительная выдержка при 100°C или несколько часов при 150 °C приводит к увеличению предвыделений (толщина 1–4 нм и диаметр 20–30 нм) с упорядоченной структурой, отличной от  $\alpha$ -твердого раствора, по

концентрации меди, соответствующей  $\text{CuAl}_2$ . Эти зоны называют ГП–2. Они когерентно связаны с основным твердым раствором и создают вокруг себя большое поле напряжений и наиболее сильно упрочняют сплав.

Выдержка в течение нескольких часов при высоких температурах ( $150\text{--}200^\circ\text{C}$ ) приводит к образованию в местах, где располагались зоны ГП–2, дисперсных (тонкопластинчатых) частиц промежуточной  $\theta'$  фазы, не отличающейся по химическому составу от стабильной  $\theta$ -фазы ( $\text{CuAl}_2$ ), но имеющей отличную тетрагональную по сравнению с кубической решеткой  $\theta$ -фазы. При переходе от  $\theta'$ -фазы к  $\theta$ -фазе теряется когерентность с твердым раствором и снижается эффект упрочнения.

Повышение температуры до  $200\text{--}250^\circ\text{C}$  приводит к коагуляции нестабильной  $\theta'$ -фазы и к образованию стабильной  $\theta$ -фазы ( $\text{CuAl}_2$ ). Увеличиваются размеры, число их уменьшается, деформации решетки исчезают, расстояние между образовавшимися частицами увеличивается, что облегчает процесс скольжения при деформации. Это смягчение металла называют перестариванием.

Для других стареющих алюминиевых сплавов механизм старения аналогичен сплаву  $\text{Al-Cu}$ , только у них существуют свои температурно-временные области зонного образования (образования ГП–1 и ГП–2) и фазового ( $\theta'$  и  $\theta$ -фаз) старения.

Наибольшее упрочнение алюминиевых сплавов достигается благодаря выделению  $\text{MgZn}_2$ ,  $\text{Mg}_2\text{Si}$  и S-фазы ( $\text{Al}_2\text{CuMg}$ ), имеющих сложную структуру и состав, отличный от  $\alpha$ -твердого раствора.

*Отжиг* алюминиевых сплавов подразделяется на гомогенизационный, рекристаллизационный и разупрочнительный (после закалки и старения).

*Гомогенизационный отжиг* применяется для устранения дендритной ликвации слитков перед их обработкой давлением. В процессе кристаллизации в слитках наблюдается междендритная ликвация твердого раствора, по границам зерен и между ветвями дендритов выделяются неравновесные хрупкие включения  $\text{CuAl}_2$ ,  $\text{Al}_2\text{CuMg}$ ,  $\text{Mg}_2\text{Si}$ ,  $\text{Al}_3\text{Mg}_2\text{Zn}_2$  и др. В процессе гомогенизации (выдержка в течение 4–40 ч при температурах от  $450$  до  $520^\circ\text{C}$ ) за счет диффузии выравнивается состав твердого раствора, а неравновесные интерметаллиды растворяются. Во время охлаждения (на воздухе или вместе с печью) интерметаллиды выделяются в виде равномерно распределенных мелких вторичных включений. В результате гомогенизации

повышается пластичность слитков и улучшается их обработка давлением.

*Рекристаллизационный отжиг* заключается в нагреве деформированного сплава для снятия наклепа и получения мелкого зерна. У большинства алюминиевых сплавов при степени деформации 50–75 % температура начала рекристаллизации находится в пределах 290–400 °С, температура рекристаллизационного отжига – от 350 до 500 °С с выдержкой 0,5–2,0 ч.

*Отжиг для разупрочнения сплавов*, прошедших закалку и старение, проводят при 350–450 °С с выдержкой 1–2 ч. При этом происходит полный распад пересыщенного твердого раствора и коагуляция упрочняющих фаз.

*Термообработка алюминиевых отливок.* В зависимости от химического состава и условий работы отливки из алюминиевых сплавов подвергают одному из следующих режимов:

1. Искусственное старение (режим T1) проводится при  $175 \pm 5^\circ\text{C}$  в течение 5–20 ч, без предварительной закалки, так как при заливке сплавов АК9ч (АЛ4), АК5М (АЛ5) в сырую песчаную форму или кокиль происходит частичная закалка, достаточная для повышения прочности и лучшей обрабатываемости резанием.

2. Отжиг (T2) при 300 °С в течение 4–10 ч в зависимости от назначения отливок. Отжиг производят для снятия литейных и остаточных после механической обработки напряжений. Повышается пластичность.

3. Закалка и естественное старение (T3, T4). Температура закалки 510–520 °С для сплавов АЛ1, АК7 (АЛ7) и 535–545 °С для сплавов АК9ч (АЛ4), АК7ч (АЛ9), АМ5 (АЛ19) и др. Закалку производят во избежание коробления в горячей воде (40–100 °С). После закалки отливки выдерживают длительное время при комнатной температуре.

4. Закалка и кратковременное (2–3 ч) искусственное старение при температуре 175 °С (T5), а для некоторых сплавов, например, АК6, АК8 (АЛ34) и др., – при 150 °С. При таком режиме процесс старения полностью не завершается, и отливки приобретают повышенную прочность при сохранении достаточной пластичности.

5. Закалка и полное искусственное старение (T6), которое чаще проводят при 200 °С, 3–5 ч. Такой режим старения дает наибольшую прочность и соответственно пониженную пластичность.

6. Закалка и стабилизирующий отпуск (Т7) при 230<sup>0</sup>С для сплавов АК7ч (АЛ9), АК5М (АЛ5), АЛ1, АЛ20 и при 250<sup>0</sup>С для сплава АМ5 (АЛ19) в течение 3–10ч. Этот вид термической обработки используют для стабилизации структуры и объемных размеров отливки и сохранения достаточной прочности.

7. Закалка и смягчающий отпуск (Т8); обычно проводят при 240–260<sup>0</sup>С в течение 3–5 ч. Высокая температура отпуска заметно снижает прочность, но повышает пластичность и стабильность размеров.

## 7.6. Термообработка некоторых цветных сплавов

*Магниевые сплавы.* В литом состоянии магниевые сплавы хрупки из-за образования по границам зерен большого количества неравновесной эвтектики. При гомогенизации (420<sup>0</sup>С, 12–24 ч) неравновесные выделения интерметаллидов рассасываются, значительно повышается пластичность, а также прочность сплавов. Охлаждение на воздухе является для сплавов закалкой, так как фиксируется значительное пересыщение твердого раствора. Максимальные прочностные свойства достигаются после дополнительного искусственного старения при 175<sup>0</sup>С – 16 ч, а при 190<sup>0</sup>С – 4–8 ч.

*Титановые сплавы.* Для титана и его сплавов применяют в основном следующие виды термической обработки: отжиг (450–650<sup>0</sup>С – неполный; 800–950<sup>0</sup>С – полный), закалку (~ 850<sup>0</sup>С), старение (500–600<sup>0</sup>С), азотирование (900<sup>0</sup>С – 50 ч) и термомеханическую обработку. Отливки из  $\alpha$ -сплава ВТ5Л, как правило, подвергают полному или неполному отжигу для стабилизации структуры и снятия остаточных напряжений.

*Латуни.* Отрицательное свойство латуней – это самопроизвольное растрескивание во влажной атмосфере, особенно изделий, подвергнутых наклёпу. Наклёп можно устранить отжигом при температуре 300–400<sup>0</sup>С в течение 1 часа.

Основная термическая обработка латуней – отжиг, который проводят для смягчения материала перед дальнейшей обработкой давлением; температура нагрева под отжиг составляет 600–700<sup>0</sup>С.

*Бронзы.* Основные виды термической обработки бронз – гомогенизация и промежуточный отжиг. Основная цель этих операций – облегчение обработки давлением. Гомогенизацию проводят при 700–750 °С с последующим быстрым охлаждением. Для снятия остаточных напряжений в отливках достаточно 1 ч отжига при 550°С.

Промежуточный отжиг при холодной обработке давлением проводят при температуре 550–700°С.

Для повышения пластичности *алюминиевые* бронзы подвергают нормализации при 600-700°С или закалке от 950°С. Упрочняющая термическая обработка состоит в закалке с 850-900°С в воде и последующем отпуске при 400-600°С в течение 1,5 ч.

После закалки с температур, соответствующих  $\alpha$ -области (~780°С), структура *бериллиевых* бронз представлена пересыщенным  $\alpha$ -твёрдым раствором. В закаленном состоянии бериллиевые бронзы отличаются высокой пластичностью и технологичностью, достаточной для холодной обработки давлением.

Бериллиевые бронзы дополнительно легируют Ni и Ti. После старения при температуре 320-340°С выделяются дисперсные частицы CuBe, TiBe<sub>2</sub>, Cu<sub>3</sub>Ti, упрочняют сплав по дисперсному механизму и значительно повышают прочностные свойства.

*Куниали* упрочняются закалкой (900-1000°С) и старением при 500-600°С до  $\sigma_{\text{в}} \sim 640 \text{ МПа}$ ,  $\delta = 50\%$ . Дисперсионное твердение происходит за счёт выделения фаз Ni<sub>3</sub>Al и NiAl.

## ГЛАВА 8. ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

При разработке и изготовлении продукции важное значение имеет технологичность конструкции.

Под технологичностью конструкции изделия понимают совокупность свойств конструкции изделия, определяющих ее приспособленность к достижению оптимальных затрат при производстве, техническом обслуживании и ремонте для заданных показателей качества, объема выпуска и условий выполнения работ (ГОСТ 14.205-83). К основным технологическим свойствам литейные свойства, обрабатываемость давлением, свариваемость, обрабатываемость резанием [44].

### 8.1. Литейные свойства: жидкотекучесть, усадка, трещиностойчивость

Литейными свойствами называются такие технологические характеристики сплавов, которые непосредственно влияют на качество отливок. Все литейные свойства оцениваются технологическими пробами, т. е. отливками стандартизированных конфигураций и размеров, полученных в определенных технологических условиях (температура заливки, температура формы, скорость охлаждения и др.).

Жидкотекучесть сплавов – это способность сплава течь и заполнять стандартную литейную форму – пробу. Жидкотекучесть сплавов в общем случае определяется:

1. Физико-химическими свойствами сплавов (вязкость, поверхностное натяжение, плотность, теплоемкость, теплота и интервал затвердевания).

2. Теплофизическими и гидродинамическими свойствами литейной формы (теплоаккумулирующая способность, смачиваемость сплавов стенок литейной формы, характер течения металла в литейной форме, газопропускаемость литейной формы и др.).

3. Условиями заливки формы (гидростатический напор, температура и скорость заливки металла).

К наиболее распространенным технологическим пробам на жидкотекучесть относятся: спиральная проба (проба Керри),

представляющая спиральный канал с сечением в виде трапеции (ГОСТ 16438-81), рис. 54; комплексная проба (проба Нехендзи-Купцова) с вертикальным U-образным каналом, отливаемая в металлическую форму с вертикальным разъемом и проба-установка для определения жидкотекучести методом вакуумного всасывания. Так как жидкотекучесть ( $\lambda$ ) определяется на стандартных технологических пробах, то в этом случае факторы, характеризующие свойства литейной формы и условия ее заливки становятся фиксированными. Поэтому в данном случае только состав сплавов будет определять жидкотекучесть.

Жидкотекучесть ( $\lambda$ ) определяется длиной пути, который проходит металл в стандартной технологической пробе. Измеряется в см.

Усадка. Усадкой называется уменьшение объема и линейных размеров отливки в процессе ее формирования, а также с температуры заливки до температуры окружающей среды.

Основу усадки составляет термическое сжатие, которое увеличивается или уменьшается в результате фазовых превращений и изменения растворимости газов.

У ряда сплавов вблизи от температуры ликвидуса наблюдается увеличение объема, называемое предусадочным расширением.

Для оценки технологичности сплавов и разработки технологии получения отливок используется линейная (свободная) усадка  $\varepsilon_l$  и литейная усадка  $\varepsilon_{лит}$  – относительная (в процентах) разность линейных размеров модели и отливки  $\varepsilon_{лит} = (l_{мод} - l_{лит}) / l_{лит}$ , а также объемная усадка  $\varepsilon_v \approx 3\varepsilon_l$  – относительное изменение объема сплава.

Усадочные раковины, пористость. Общее уменьшение объема сплава в процессе усадки отливки дают три составляющие: наружная усадка, усадочная раковина и пористость. Наружная усадка – изменение наружных размеров и объема. Именно этот вид усадки оценивается характеристикой  $\varepsilon_{лит}$ . Усадочная раковина – полость в теле отливки или прибыльной части, образующаяся вследствие некомпенсированной объемной усадки при затвердевании. Размер усадочной раковины зависит от усадочных свойств сплава, условий формирования отливки и технологических условий литья. Усадочная пористость – скопление мелких пустот, возникающих в изолированных микрообъемах отливки, обычно в междоусных

пространствах дендритов, в условиях отсутствия питания жидким расплавом.

Трещиноустойчивость. В процессе формирования отливки и охлаждения до температуры окружающей среды в ней возникает сложное напряженное состояние. По источнику происхождения напряжения подразделяются на усадочные – возникающие в результате сопротивления металла усадке со стороны формы и стержней; термические – возникающие за счет градиента температур по сечению отливки и неравномерного или неодновременного сжатия (расширения) отдельных частей отливки, слоев и структурных зон; фазовые – возникающие в результате различия удельных объемов фаз при фазовых превращениях.

Склонность сплавов к образованию напряжений оценивается различными технологическими пробами, которые представляют собой небольшие отливки, включающие участки с различным (усадочная решетка) или переменным сечением. По окончании охлаждения отливку разрезают, и существующие в ней напряжения вызывают деформацию отдельных ее частей. Деформации измеряют специальными датчиками или непосредственным промером по базовым отметкам. По степени деформации рассчитывают значение напряжений. Размеры и конфигурация проб ГОСТом не регламентируются.

Возникающие в процессе кристаллизации внутренние напряжения могут вызвать появление горячих трещин.



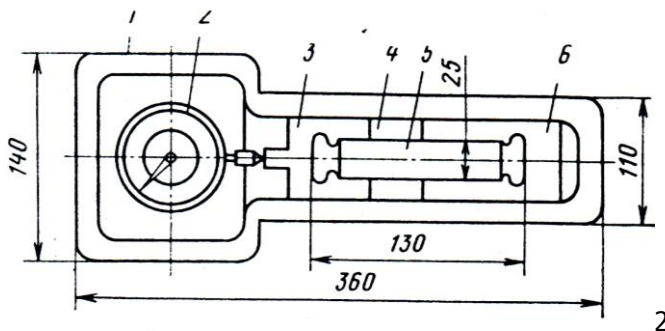
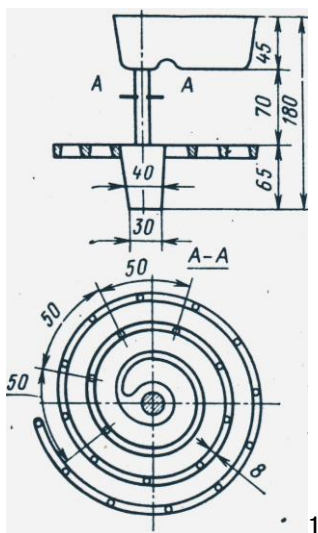


Рисунок 54. Спиральная проба для определения жидкотекучести по ГОСТ 16438 – 81(1) и схема формы для определения линейной усадки цветных сплавов по ГОСТ 16817 – 81 (2):

1 – копус; 2 – индикатор; 3 – подвижный стержень; 4 – формовочная смесь; 5 – образец; 6 – неподвижный стержень

Способность сталей и сплавов сопротивляться образованию горячих трещин при затрудненной усадке в отливках называется трещиностойкостью [47].

## 8.2. Обрабатываемость давлением

Сплавы, предназначенные для получения деталей обработкой давлением, называют *деформируемыми*. Такие сплавы должны обладать *деформируемостью (ковкостью)* – способностью металла обрабатываться давлением при ковке, штамповке, прокатке, т. е. принимать нужную форму под действием удара или давления в нагретом или холодном состоянии без признаков разрушения. Для оценки способности металла пластически деформироваться без нарушения целостности в конкретных процессах обработки металлов давлением определяют технологическую пластичность, или деформируемость, иногда называя её по названию конкретного процесса: штампуемость (проба на выдавливание) – продавливание пуансоном тонкого (толщиной до 2 мм) листового материала между матрицей и прижимом, служит для определения способности металла к холодной штамповке и вытяжке; прокатываемость – продольная прокатка клиновидных образцов или прокатка на клин, служит для приближённого определения максимальных степеней деформации для данного материала; прошиваемость – винтовая прокатка конических или цилиндрических с торможением образцов, служит для приближённого (конический образец) или более точного (цилиндрический образец) определения максимальных обжатий перед носком оправки при прошивке заготовок.

*Ковкость* – способность металлов и сплавов подвергаться ковке и другим видам обработки давлением (прокатке, волочению, прессованию, штамповке). Характеризуется пластичностью и сопротивлением деформации (Большой Энциклопедический словарь). Ковкость — технологическая оценка пластичности металла и пригодности его к обработке давлением в холодном или горячем состоянии. Определение ковкости проводят на литых пробах массой 1 кг. Пробы, отлитые в форме стаканчика, проковывают на квадратный стержень 15x15 мм. Стержень загибают молотком на 180° до соприкосновения сторон. Ковкость считается хорошей, если трещины и другие дефекты отсутствуют. Если на грани пробы появляются незначительные надрезы, вязкость считается удовлетворительной. Сталь непригодна к обработке давлением, если появляются большие надрывы и трещины.

*Способность к глубокой вытяжке* – важнейшее

технологическое свойство для листовой стали и ленты. Такая сталь предназначена для холодной обработки давлением, когда изготавливаются изделия разнообразной формы и назначения. Испытания на глубокую вытяжку проводят вдавливая пуансон в лист до тех пор, пока не появится трещина. Способность к деформируемости листов оценивается по глубине вдавливания пуансона.

*Испытание на осадку* (ГОСТ 8817 – 73) применяется для круглого и квадратного проката (диаметром или стороной квадрата до 30 мм при испытании в холодном состоянии и до 150 мм в горячем) из стали или алюминиевых сплавов с целью определения их способности принимать заданную по размерам и форме деформацию сжатия. Образец для пробы должен иметь диаметр (или сторону квадрата), равный диаметру испытываемого материала. Высота стального образца должна быть равной 2 диаметрам, алюминиевого 1,5, а торцовые плоскости перпендикулярны его оси. Проба состоит в осаживании образца под прессом или молотом до высоты, определяемой величиной деформации. Отсутствие после осадки на поверхности образца трещин, надрывов или излома является признаком того, что образец выдержал пробу.

*Проба на изгиб* в холодном и нагретом состоянии (ГОСТ 14019 – 68) применяется для пластических металлов при толщине пруткового и листового материала  $a$  до 30 мм. Толщин) образца  $a$  должна быть равна толщине материала, а ширина его  $B=2a$ , но не менее 10 мм и длиной  $\sqrt{5a+150}$  мм. Проба на изгиб материалов более 30 мм, а также поковок, отливок и труб производится на образцах методами, предусмотренными соответствующими технологическими условиями на поставку металлов. Различают загибы: на определенный угол  $\alpha$ , до параллельности сторон вокруг оправки (угол  $\alpha = 0$ ) и до соприкосновения сторон образца. Степень нагрева образца должна быть оговорена в технических условиях.

Образцы, выдержавшие испытания, не должны иметь трещин, надрывов, расслоений или изломов. (

### 8.3. Свариваемость

Это – способность металла образовывать сварное соединение и принимать заданный по размеру и форме загиб по месту сварки.

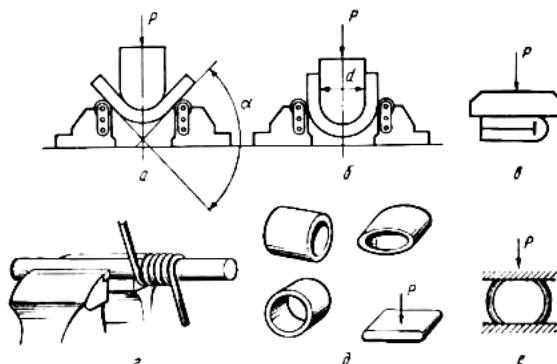


Рисунок 54. Технологические пробы: а – на изгиб на определенный угол; б – на изгиб до параллельности сторон; в – на изгиб до соприкосновения сторон; г – на навивание; д – на сплющивание труб; е – на осадку

Испытание заключается в загибе сварного образца по одному из следующих вариантов: загиб до определенного угла, загиб вокруг оправки до параллельности сторон, загиб до соприкосновения сторон. При отсутствии трещин, надрывов, излома считают, что сталь выдержала пробу. Такую сталь, имеющую сварные швы, можно подвергать пластической деформации (рис. 54).

### 8.4 Обрабатываемость резанием

Обрабатываемость резанием называют способность металла поддаваться обработке резанием. Металлы и сплавы, имеющие высокую твердость, плохо поддаются обработке резанием. Также плохо обрабатываются резанием вязкие металлы с низкой твердостью.

Обрабатываемость определяется такими параметрами как сопротивление резанию (сила резания, мощность), скорость резания, стойкость инструмента и качество обработанной поверхности.

При оценке обрабатываемости используют различные методы:

- метод, при котором скорость резания увеличивают вплоть до разрушения инструмента; достигнутая при этом максимальная скорость резания служит для сравнения сопротивления резанию исследуемых металлов по стойкости инструмента;

- температурный метод, основанный на предположении, что при всех режимах резания стойкость инструмента одинакова;

- метод радиоактивных изотопов, при котором об интенсивности износа судят по степени радиоактивности стружки или заготовки.

Применяют и другие ускоренные испытания, однако наибольшее использование получил метод испытания инструмента на износ, при котором инструмент испытывают на различных скоростях резания, доводят до определенного затупления и определяют стойкость инструмента в минутах. На основании такого исследования устанавливают экономическую скорость резания  $V_э$ , соответствующую так называемой экономической стойкости инструмента  $T_э$ , при которой достигается минимальная стоимость обработки, либо в некоторых случаях минимальную рациональную скорость резания  $V_о$ , соответствующую минимальному линейному износу, т.е. максимальному пути резания

$$L_o = V_o \cdot T_o,$$

где  $T_o$  – стойкость при скорости  $V_o$  в мин.

Часто обрабатываемость металлов оценивают не по абсолютным величинам допускаемых скоростей резания, а по отношению допускаемой скорости резания любого металла к допускаемой скорости резания металла, обрабатываемость которого принимается за эталон. Это отношение называют коэффициентом обрабатываемости.

В табл. 16 приведены значения коэффициентов относительной обрабатываемости  $K_v$  конструкционной стали, установленные при полуставочном точении резцами из стали P18 и резцами, оснащенными твердым сплавом марки T5K10. Обрабатываемость стали определялась по скорости резания, соответствующей 60-мин стойкости резцов при точении с подачей 0,2 мм/об и глубиной резания 1,5 мм без охлаждения. Геометрические параметры режущей части резцов из стали марок P18 и T5K10 соответствовали следующим значениям:  $\gamma = 20^\circ$  (для P18) и  $10^\circ$  (для T5K10),  $\alpha = 8^\circ$ ,  $\phi = 60^\circ$ ,  $\lambda = 0^\circ$ .

Коэффициенты указаны по отношению к углеродистой стали марки 45, скорость резания которой при 60-мин



стойкости резцов для приведенных условий принята за единицу [32].