

МИНОБРНАУКИ РОССИИ

Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение
высшего профессионального образования
«Санкт-Петербургский государственный технологический институт
(технический университет)»
(СПбГТИ(ТУ))

Кафедра теоретических основ материаловедения

**М. М. СЫЧЕВ, В.Н. КОРОБКО, С.В. МЯКИН,
В.В. БАХМЕТЬЕВ, С.П. БОГДАНОВ**

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Учебное пособие
для студентов заочной формы обучения специальности
151.000.00 - Технологические машины и оборудование

Санкт-Петербург
2013

УДК 669.017:620.093

Сычёв М.М. Материаловедение: учебное пособие / М.М. Сычев, В.Н. Коробко, С.В. Мякин, В.В. Бахметьев, С.П. Богданов. – СПб.: СПбГТИ(ТУ), 2013. – 155 с.

В учебном пособии кратко изложены основные закономерности взаимосвязи химического состава и структуры материалов с их функциональными свойствами. Рассмотрены важнейшие современные конструкционные материалы: стали, алюминиевые, и медные сплавы, композиционные материалы.

Учебное пособие предназначено для студентов 3 курса заочной формы обучения специальности 151.000 «Технологические машины и оборудование» и соответствует рабочей программе дисциплины «Материаловедение».

Ил. 47, таблиц 36, библи. 8.

Рецензенты:

1. Санкт-Петербургский государственный университет путей сообщения, зав. кафедрой «Инженерная химия и защита окружающей среды», д-р техн. наук, профессор Л.Б. Сватовская.

2. С.С. Орданьян, д-р техн. наук, профессор, зав. кафедрой химической технологии тонкой технической керамики СПбГТИ(ТУ).

Утверждено на заседании методической комиссии общеинженерного отделения 19.09.2013.

Рекомендовано к изданию РИСо СПбГТИ(ТУ)

Содержание

ВВЕДЕНИЕ	5
1.1 Классификация материалов	6
1.2 Природа химической связи, образование и строение твердых веществ ..	7
1.3 Кристаллизация металлов и сплавов	9
1.4 Диффузионные процессы в металле	13
1.5 Дефекты кристаллической решетки.....	15
1.6 Механические свойства металлов	17
1.7 Наклеп	20
1.8 Двухкомпонентные диаграммы состояния (диаграммы состояния для двойных сплавов)	24
1.8.1 Двухкомпонентная диаграмма равновесного состояния с нерастворимыми друг в друге в твердом состоянии компонентами (образующими механическую смесь)	26
1.8.2 Двухкомпонентная диаграмма равновесного состояния с неограниченной растворимостью компонентов как в жидком так и в твердом состоянии	28
1.8.3 Двухкомпонентная диаграмма равновесного состояния для сплавов с ограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии	29
1.8.4 Двухкомпонентная диаграмма равновесного состояния для сплавов с образованием устойчивого химического соединения.....	31
1.9 Диаграмма равновесного состояния железо-углерод.....	31
1.9.1 Линии и точки на диаграмме	32
1.9.2 Превращения в железоуглеродистых сплавах при медленном охлаждении	34
Контрольная работа №1	36
Пример решения контрольной работы № 1	63
2 Виды термической обработки.....	67
2.1 Закалка	67
2.2 Отпуск	71
2.3 Отжиг	72
2.4 Нормализация.....	72
2.5 Старение или дисперсионное твердение.....	73
2.6 Химико–термическая обработка стали.....	73
3 Конструкционные стали	77
3.1 Углеродистые стали.....	78
3.2 Легированные стали	79
4. Чугуны.....	92

4.1 Белые чугуны.....	92
4.2 Серые чугуны.....	93
5 Инструментальные материалы	97
6 Алюминий и сплавы на его основе	102
6.1 Деформируемые алюминиевые сплавы, не упрочняемые термической обработкой	104
6.2 Деформируемые алюминиевые сплавы, упрочняемые..... термической обработкой	106
6.3 Литейные алюминиевые сплавы	110
7 Медь и сплавы на ее основе	117
7.1 Латунни	118
7.2 Бронзы	122
8 Электротехнические материалы	131
8.1 Материалы высокой электрической проводимости	131
8.2 Припой	132
8.3 Контактные материалы	133
8.4 Сплавы с высоким сопротивлением	134
9 Композиционные материалы	136
10 Неметаллические материалы	141
10.1 Пластические массы	141
10.2 Резины	143
10.3 Клеящие материалы.....	144
10.4 Лакокрасочные материалы	145
Контрольная работа №2	146
Пример выполнения контрольной работы №2	152
Подготовка к экзамену.....	154
Литература.....	155

ВВЕДЕНИЕ

При конструировании и изготовлении машин и приборов, их эксплуатации и ремонте инженер-технолог сталкивается с проблемой оптимального выбора и применения различных конструкционных материалов.

Цель дисциплины «Материаловедение» - дать студентам представление о закономерностях, связывающие состав и структуру материалов с их эксплуатационными характеристиками, а также возможные изменения свойств материалов в процессе их работы. Поэтому важно не только знать конкретные свойства материалов, но и освоить методы и принципы их регулирования.

Дисциплина «Материаловедение» является основой дальнейшего изучения дисциплины «Технология конструкционных материалов».

Данное учебное пособие соответствует программе «Материаловедение» для специальности 220701 «Менеджмент высоких технологий» и предназначено для студентов 3 курса заочной формы обучения.

Для связи с преподавателями кафедры теоретических основ материаловедения СПбГТИ(ТУ) по вопросам, связанным с решением контрольных работ и др.:

Тел. (812) 494-93-97

e-mail: tom-spbgti@narod.ru

Дополнительную информацию можно найти на сайте кафедры по адресу: <http://tom-spbgti.narod.ru/>

1 Материаловедение

Материаловедение – это наука, устанавливающая связь между составом, структурой и свойствами материалов и изучающая закономерности их изменения при тепловых, химических, механических, электрических и других воздействиях. Целью материаловедения является создание материалов с заданными свойствами. Основные задачи материаловедения:

- изучение связи химического состава и структуры материала с его свойствами (физика, химия, физическая химия);
- разработка методов направленного изменения состава и строения материала с целью улучшения комплекса служебных характеристик изделия (технология);
- рекомендации по выбору материалов для конкретных применений (конструирование).

1.1 Классификация материалов

1 Металлы и сплавы, которые подразделяются на:

1.1 Черные металлы и сплавы. К ним относятся сплавы железа с углеродом – стали и чугуны;

1.2 Цветные металлы (Al, Cu, Ti, Zn и др.) и сплавы (дюралюмины, латуни, бронзы и др.);

1.3 Тугоплавкие металлы (Ti, Nb, Mo, W, Ta и др.)

2 Неметаллические неорганические материалы:

2.1 Материалы на основе оксидов (Al_2O_3 , SiO_2 и др.);

2.2 Силикатные материалы (керамика, стекло, вяжущие и др.);

2.3 Тугоплавкие соединения (карбиды, нитриды, бориды и др.);

2.4 Халькогениды (сульфиды, селениды, теллуриды и др.);

2.5 Элементарные материалы (кремний, бор, графит и др.).

3 Неметаллические органические материалы: пластмассы, резина, лакокрасочные материалы. Подразделяются по принципу получения, методу изготовления, типу наполнителя, физико-механическим свойствам связующего вещества, применению.

4 Композиционные материалы:

4.1 На основе неорганических соединений (металлокерамика, стеклокерамика и др.);

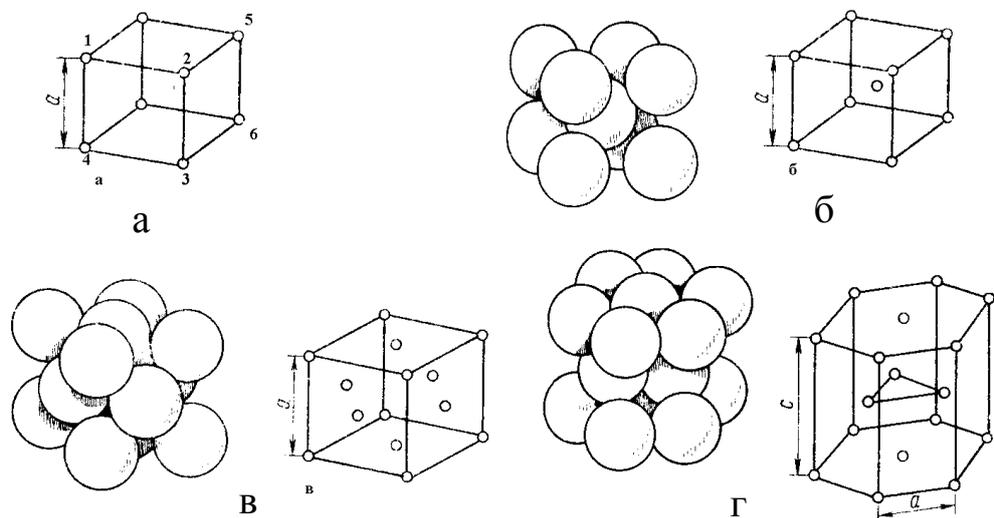
4.2 На основе органических соединений (химволокно и смолы);

4.3 Смешанные композиционные материалы (стеклопластик).

1.2 Природа химической связи, образование и строение твердых веществ

Кристаллические твердые тела имеют определенный, закономерный порядок расположения атомов, образующих в пространстве кристаллическую решетку данного вещества (рисунок 1), в то время как аморфные тела имеют хаотическое, произвольное расположение атомов (стекла, некоторые полимеры, аморфные металлы, кремний, бор, углерод).

Кристаллическая решетка характеризуется координационным числом K – числом атомов, находящихся на наиболее близком и равном расстоянии от данного, а также расстоянием между ближайшими атомами. Координационное число K характеризует плотность кристаллической решетки (плотность упаковки атомов). Некоторые типы кристаллических решеток: простая кубическая (п.к., $K=6$, рисунок 1 а), объемноцентрированная кубическая (о.ц.к., $K=8$, рисунок 1 б), гранецентрированная кубическая (г.ц.к., $K=12$, рисунок 1 в), гексагональная плотноупакованная (г.п.у., $K=12$, рисунок 1 г). Расстояние между ближайшими атомами как правило находится в пределах $1...10 \text{ \AA}$ (\AA – ангстрем, равен 10^{-10} м). При сближении атомов возникают силы притяжения между положительно заряженными ядрами одних атомов и электронами других, а также силы отталкивания между ядрами и между электронами. Силы отталкивания растут быстрее, чем силы притяжения, и атомы при образовании кристалла располагаются на таком расстоянии друг от друга r_0 , когда силы уравниваются. Поэтому, атомы в кристалле занимают строго определенные положения (точнее совершают вокруг них колебания), образуя кристаллическую решетку.



а – простая кубическая; б – объемноцентрированная кубическая; в – гранецентрированная кубическая; г – гексагональная плотноупакованная

Рисунок – 1 Типы кристаллических решеток

В первом приближении кристаллы образуются за счет трех основных типов химической связи – ионной, ковалентной и металлической, хотя обычно существует некоторая комбинация этих типов.

Ионные кристаллы. Кристаллы с ионной связью образуют элементы с сильно различающимися электроотрицательностями (способность атома в молекуле притягивать к себе электроны). Типичные представители – галогениды щелочных металлов (NaCl, CsF). Ионный кристалл в идеализированном представлении состоит из положительно и отрицательно заряженных ионов (например, Na^+ и Cl^-). Устойчивость ионных кристаллов обеспечивается в основном за счет электростатического (кулоновского) притяжения между катионами и анионами. Ионная связь ненаправленная (все ионы взаимодействуют со всеми) и ненасыщенная, поэтому у ионных кристаллов высокие координационные числа, т.е. плотнейшее расположение атомов. Ионные кристаллы хрупкие. Энергия ионного кристалла равна сумме энергий электростатического взаимодействия всех составляющих ее ионов друг с другом. Она зависит от зарядности ионов, межатомных расстояний и типа кристаллической решетки. Взаимное расположение ионов и координационное число ионной решетки определяется соотношением эффективных радиусов составляющих ее ионов.

Ковалентные кристаллы. Ковалентная связь формируется между атомами при обобществлении ими электронов с образованием общей электронной пары. Типичными представителями кристаллов с ковалентной связью являются алмаз и соединения $\text{A}^{\text{III}}\text{B}^{\text{V}}$ и $\text{A}^{\text{II}}\text{B}^{\text{VI}}$ (BN, ZnS). Ковалентная связь направленная, насыщаемая. Ковалентные кристаллы имеют как правило малую плотность, хрупкие и в ряде случаев очень твердые (нитриды, карбиды). Энергия ковалентных кристаллов равна сумме всех энергий разрыва связей между атомами, составляющими кристалл. Длина ковалентной связи зависит от ее кратности, а тип кристаллической решетки и координационное число – от гибридизации.

Металлические кристаллы. Металлическая связь возникает при взаимодействии атомов электроположительных элементов, внешние валентные электроны которых относительно слабо связаны с ядром. При образовании металлического кристалла валентные электроны отрываются от атомов, и металл представляет собой остов из положительно заряженных ионов, между которыми движутся свободные электроны (так называемый “электронный газ”). Металлическая связь ненаправленная и ненасыщенная, поэтому металлы как правило имеют плотноупакованные решетки (г.ц.к, о.ц.к., г.п.у.). Энергия металлического кристалла равна энергии необходимой для перемещения всех коллективизированных электронов в кристалле обратно на уровни, соответствующие свободным атомам. Особенности строения металлов определяют их характерные свойства: высокая электропроводность и теплопроводность за счет большого количества свободных электронов; пластичность (так как электроны не принадлежат конкретным атомам, сдвиг одних атомов относительно других при деформации не вызывает разрыва связей и разрушения металла). Уникальное сочетание высокой прочности с хорошей пластичностью, вязкостью и обрабатываемостью, не встречающееся у других материалов, является причиной широкого использования металлов и сплавов в качестве основного конструкционного материала.

Полиморфные превращения. Полиморфизм – это способность некоторых веществ в зависимости от внешних условий (например, температуры) образовывать различные кристаллические структуры (модификации). В результате полиморфного превращения атомы кристаллического вещества перестраиваются из кристаллической решетки одного типа в кристаллическую решетку другого типа. Полиморфные модификации обозначают греческими буквами α, β, γ , при этом α соответствует самой низкотемпературной модификации. Например, железо ниже температуры 911°C имеет о.ц.к. решетку и обозначается Fe_α . Выше 911°C железо перестраивается в г.ц.к. решетку Fe_γ , которая выше 1392°C вновь перестраивается в о.ц.к. решетку, обозначаемую Fe_δ . При полиморфных превращениях изменяются объем и свойства вещества.

1.3 Кристаллизация металлов и сплавов

Переход металла из жидкого или парообразного состояния в твердое с образованием кристаллической структуры называется *первичной кристаллизацией*. Образование новых кристаллов в твердом кристаллическом веществе называется *вторичной кристаллизацией*.

Процесс кристаллизации состоит из двух одновременно идущих процессов: зарождения и роста кристаллов. Кристаллы могут зарождаться (самопроизвольная кристаллизация) или расти на имеющихся готовых центрах кристаллизации (несамопроизвольная кристаллизация).

Самопроизвольная кристаллизация обусловлена стремлением вещества иметь более устойчивое состояние, характеризующееся уменьшением термодинамического потенциала, называемого *свободной энергией* F :

$$F = U - TS, \quad (1)$$

где U – внутренняя энергия; T – температура; S – энтропия.

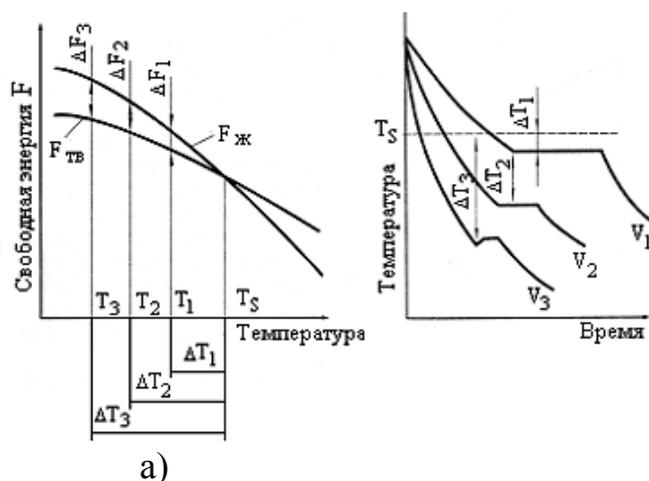
С повышением температуры свободная энергия вещества как в твердом, так и в жидком состоянии уменьшается (рисунок 2 а).

Температура, при которой свободная энергия в твердом и жидком состояниях равна, называется *равновесной*. Кристаллизация происходит в том случае, если $F_{\text{тв}}$ в твердом состоянии будет меньше $F_{\text{ж}}$ в жидком состоянии, то есть при переохлаждении жидкого металла до температуры ниже равновесной $\Delta F = F_{\text{тв}} - F_{\text{ж}} < 0$.

Плавление – процесс, обратный кристаллизации – происходит при перегреве выше равновесной температуры. Разница между реальными температурами плавления и кристаллизации называется *температурным гистерезисом*. Температура, при которой практически начинается кристаллизация, называется *фактической температурой кристаллизации*.

Величиной или *степенью переохлаждения* называют разность между теоретической (T_s) и фактической температурами кристаллизации: ΔT (рисунок 2). Обычная степень переохлаждения металлов, при кристаллизации в производственных условиях колеблется от 10 до 30°C ; при больших скоро-

стях охлаждения она может достигь сотен градусов. Степень перегрева при плавлении металлов обычно невелика (несколько градусов).



а) Влияние температуры на свободную энергию жидкой и твердой фаз;
 б) Кривые охлаждения металла при кристаллизации:
 $V_1 < V_2 < V_3$ (V – скорость охлаждения).

Рисунок 2 – Энергетические условия процесса кристаллизации

У некоторых металлов из-за большого переохлаждения скрытая теплота плавления выделяется в первый момент кристаллизации настолько бурно, что температура скачкообразно повышается, приближаясь к теоретической.

Чем больше скорость охлаждения, тем больше величина переохлаждения. Для того чтобы полностью переохлаждать металл в жидком состоянии, требуются большие скорости охлаждения (миллион градусов в секунду). Металл, не имеющий кристаллическую структуру, можно получить, переохладив его за доли секунды. Такой металл называется *аморфным* или *металлическим стеклом*.

При кристаллизации выделяется теплота. Когда кристаллизуется чистый элемент, отвод тепла, происходящий вследствие охлаждения, компенсируется выделяющейся скрытой теплотой кристаллизации. Поэтому на кривой охлаждения, изображаемой в координатах «температура-время», процессу кристаллизации соответствует горизонтальный участок (рисунок 2 б).

В жидком состоянии атомы вещества вследствие теплового движения перемещаются беспорядочно. В то же время в жидкости имеются сравнительно устойчивые группировки атомов небольшого объема. Эти группировки неустойчивы, распадаются и вновь появляются в разных местах жидкости. При переохлаждении жидкости некоторые из них, наиболее крупные, становятся устойчивыми и способными к росту. Эти устойчивые группировки атомов называются *центрами кристаллизации* (*зародышами*).

Процесс кристаллизации начинается с образования кристаллических зародышей, а затем растет их число и размеры. При переохлаждении сплава ниже температуры плавления во многих участках жидкого сплава образуются кристаллические зародыши, называемые *критическими*. Пока образовавшиеся кристаллы растут свободно, они имеют более или менее правильную

геометрическую форму. Однако при столкновении растущих кристаллов их правильная форма нарушается, так как на этих участках рост граней прекращается, и после затвердевания зерна (кристаллиты) получают неправильную внешнюю форму.

Появление зародышей изменяет свободную энергию. С одной стороны при переходе жидкости в кристаллическое состояние свободная энергия уменьшается, с другой – она увеличивается вследствие появления поверхности раздела между жидкостью и зародышем.

Преобразование произойдет тогда, когда выигрыш в энергии от перехода в более устойчивое состояние будет больше потери энергии, идущей на образование поверхности раздела. Свободная энергия системы определяется как сумма двух членов, характеризующих поверхностную и объемную энергии соответственно:

$$\Delta\Phi = S\sigma - V\Delta F, \quad (2)$$

где S – площадь поверхности; σ - поверхностное натяжение; V - объем; ΔF – разность свободных энергий жидкого и кристаллического состояний, приходящаяся на единицу объема. Подставив в формулу (2) значения S и V , получаем, что по мере увеличения зародыша (сферической формы) свободная энергия $\Delta\Phi$ изменяется следующим образом:

$$\Delta\Phi = 4\pi r^2 n\sigma - 3/4 \pi r^3 n\Delta F, \quad (3)$$

где r – радиус частицы новой фазы; n – число частиц.

Функция $\Delta\Phi$ имеет максимум (рисунок 3). Зародыш будет расти, если его радиус $r \geq r_{кр}$, так как увеличение размера зародыша приведет к уменьшению $\Delta\Phi$. Таким образом, для данной степени переохлаждения имеется некоторый зародыш критического размера $r_{кр}$. Все зародыши большего размера будут центрами кристаллизации, а зародыши меньшего размера окажутся неустойчивыми и вновь рассасываются в жидкости. Критический размер связан с термодинамическими параметрами зависимостью: $r_{кр} = 2\sigma / \Delta F$.

В реальных условиях процессы кристаллизации в значительной степени зависят от имеющихся готовых центров кристаллизации. Такими центрами могут быть твердые частицы разнообразных примесей, стенки формы для литья. Особенно эффективны частицы таких веществ, которые по своему кристаллическому строению похожи на затвердевающий металл. Это сходство проявляется при близком соответствии расположения атомов на определенных плоскостях решеток металла и примеси. Растворенные примеси в

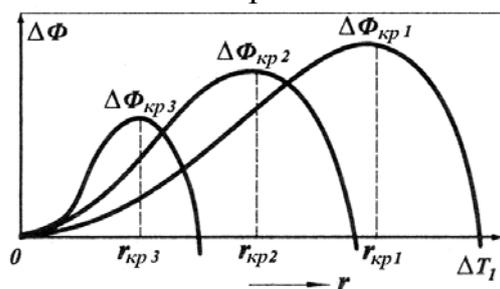


Рисунок 3 – Зависимость $\Delta\Phi$ от r для различных степеней переохлаждения: $\Delta T_3 > \Delta T_2 > \Delta T_1$

металле способствуют увеличению количества центров кристаллизации, если примеси будут поверхностно-активными веществами, понижающими поверхностное натяжение. В этом случае уменьшается критический размер зародыша, что эквивалентно увеличению степени переохлаждения.

Расплавленные металлы, как правило, кристаллизуются без значительного переохлаждения. Для кристаллизации из расплава необходимо выполнить два условия:

- охладить расплав ниже температуры равновесной кристаллизации;
- создать в расплаве один или несколько центров кристаллизации.

Следует создать особые условия, чтобы жидкость затвердела в один монокристалл с идеальной структурой, чаще результатом кристаллизации являются поликристаллы.

Форма зерен, образующихся при кристаллизации, зависит от условий их роста, главным образом от скорости и направления отвода тепла и температуры жидкого металла, а также примесей. В направлении отвода теплоты кристалл растет быстрее, чем в другом направлении. В результате образуется древовидный кристалл, так называемый *дендрит* (рисунок 4 а).

Дендритное строение типично для литого металла. Наибольшая скорость роста кристаллов наблюдается по таким плоскостям и направлениям решетки, которые имеют наибольшую плотность упаковки атомов. В результате вырастают длинные ветви, которые называются *осями первого порядка*. Затем на этих осях появляются, и начинают расти ветви второго порядка и т.д.

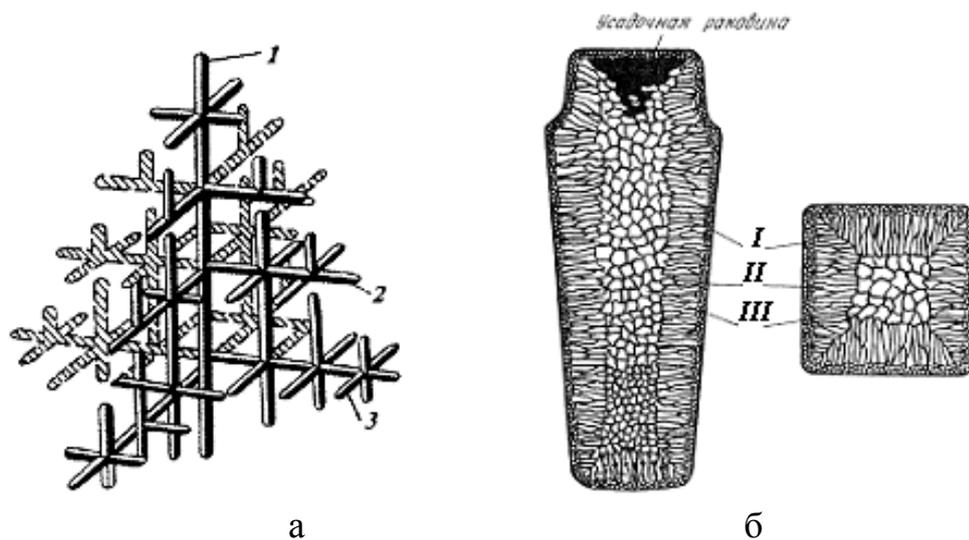
Одновременно идет кристаллизация в участках между осями дендритов. Дендриты растут до тех пор, пока не соприкоснутся друг с другом. После этого окончательно заполняются межосные пространства, и дендриты превращаются в полновесные кристаллы с неправильной внешней огранкой (зерна). На границах между зернами в участках между осями дендритов накапливаются примеси, появляются поры из-за усадки и трудностей подхода жидкого металла к фронту кристаллизации.

Дендритообразование характерно для веществ, мало склонных к переохлаждению и имеющих большую скорость кристаллизации. В противном случае от центров кристаллизации равномерно по всем направлениям растут кристаллические иголки, образуя так называемые сферолиты.

Структура любого слитка состоит из трех основных зон (рисунок 4б).

Первая зона (*I*) – наружная мелкозернистая корка, состоящая из дендритов, образующаяся таковой из-за соприкосновения со стенками изложницы (формы).

Вторая зона слитка (*II*) – зона столбчатых кристаллов. После образования корки условия теплоотвода меняются, градиент температуры в прилегающем слое жидкого металла резко уменьшается и, следовательно, уменьшается степень переохлаждения сплава. В результате из небольшого числа центров кристаллизации начинают расти нормально ориентированные к поверхности корки (то есть в направлении отвода теплоты) столбчатые кристаллы.



1 – ось первого порядка; 2 - ось второго порядка; 3 - ось третьего порядка;
 Рисунок 4 – Схема дендритного роста кристалла (а) и строение слитка спокойной стали (б)

Третья зона слитка (*III*) – зона равноосных кристаллов. В центре слитка уже нет определенной направленности отдачи тепла. В результате в середине слитка, где наблюдается наименьшая степень переохлаждения, образуются равноосные кристаллы больших размеров. При некоторых условиях третья зона полностью исчезает. Структура слитка практически состоит из одних столбчатых кристаллов и называется транскристаллической.

В верхней части слитка, которая затвердевает в последнюю очередь, концентрируется усадочная раковина. Под ней металл получается рыхлым, в нем содержится много усадочных пор. Часть слитка с усадочной раковиной и рыхлым металлом отрезают. Слиток имеет неоднородный состав. Химическая неоднородность по отдельным зонам слитка называется зональной ликвацией. Она отрицательно влияет на механические свойства.

1.4 Диффузионные процессы в металле

Внутреннее строение твердого тела не является статичным, атомы не закреплены неподвижно на своих местах в кристаллической решетке, они непрерывно колеблются и могут перемещаться из своих положений равновесия в узлах решетки. Процесс преимущественной однонаправленности перемещения атомов, в итоге приводящий к макроскопическому переносу вещества, называется диффузией.

Любые процессы зарождения и роста фаз, рекристаллизация, коагуляция и сфероидизация, фазовые превращения в твердом растворе, распад твердых растворов и выделение второй фазы связаны с диффузией атомов.

Диффузия в сплавах представляет собой перенос разнородных атомов, который сопровождается изменением концентрации компонентов в отдельных зонах. Самодиффузией называют перемещение атомов одного и того же типа в чистых металлах или основного компонента – в сплавах.

Диффузия атомов внедрения с малым атомным радиусом, например углерода в решетке железа, осуществляется межузельным путем. Этот процесс довольно легко реализуется благодаря тому, что число внедренных атомов в решетке мало по сравнению с числом межузелий.

Для атомов металлов наиболее вероятен вакансионный механизм диффузии. Атом замещения легко меняет свое положение, если по соседству имеется свободная вакансия. Однако в регулярных узлах решетки число вакансий мало по сравнению с числом атомов, из-за чего диффузия атомов замещения затруднена. Для вакансионного механизма диффузии более благоприятная ситуация, складывается в искаженных узлах решетки: на границах зерен и фаз, а также на дислокациях.

При диффузии по обоим механизмам перемещающиеся атомы, чтобы протиснуться между атомами основного металла, разрушить связи и деформировать решетку, должны преодолеть потенциальный барьер. Для этого атомы должны обладать определенным уровнем энергии активации, который зависит от сил межатомной связи и наличия дефектов кристаллической решетки, облегчающих диффузионные процессы. В частности, необходимый уровень энергии активации по границам зерен вдвое меньше, чем в объеме зерна.

Согласно закону Фика (1855 г.), поток диффундирующего вещества в единицу времени через единицу поверхности пропорционален коэффициенту диффузии D (см²/с) и градиенту концентрации dC/dx :

$$I = -D \cdot \frac{dC}{dx}, \left[\frac{\text{атом}}{\text{см}^2 \cdot \text{с}} \right]. \quad (4)$$

Знак минус в этом уравнении означает, что диффузионный поток направлен по градиенту концентрации, то есть от зоны с большей концентрацией к зоне с меньшей концентрацией диффундирующего элемента.

Коэффициент диффузии, иногда называемый диффузионной подвижностью, определяет скорость диффузии при перепаде концентрации, равном единице, и зависит от химического состава сплава, строения кристаллической решетки, размеров зерен и температуры процесса. Наиболее сильное влияние оказывает температура. С.Аррениус установил экспоненциальную зависимость коэффициента диффузии от температуры:

$$D = D_0 e^{-Q/RT}, \quad (5)$$

где D_0 – экспериментально найденный предэкспоненциальный множитель, зависящий от сил связи между атомами; Q – энергия активации процесса диффузии; R – универсальная газовая постоянная; T – температура, К.

Процесс диффузии неодинаков для разных элементов. Сравнительно легкая диффузия углерода в железе и затрудненная – хрома приводит к тому, что в процесс образования карбидов Cr_{23}C_6 на границах зерен вовлекаются только приграничные атомы хрома. Границы зерен обедняются хромом, что

приводит к межкристаллитной коррозии хромоникелевых аустенитных сталей.

Стабильность структуры и свойств жаропрочных сплавов достигается путем торможения процесса диффузии. Торможение диффузии, подобно торможению дислокаций, создается соответствующей неоднородностью структуры. Торможение диффузионных процессов в литой структуре инструментальных сталей создается при формировании развитого дендритного скелета с термически прочной междендритной фазой карбидов. Неоднородность структуры может затруднять развитие трещин за счет их многократного ветвления и изменения направлений благодаря блокировке на выделениях второй фазы.

1.5 Дефекты кристаллической решетки

Любой реальный кристалл имеет несовершенства строения, т.е. дефекты. По геометрическим признакам дефекты делятся на точечные, линейные, поверхностные, объемные.

Точечные дефекты – это вакансии (узлы решетки, в которых отсутствуют атомы), атомы в междоузлии, а также атомы примесей в узлах или междоузлиях. Точечные дефекты нарушают периодичность расположения атомов в кристаллической решетке на одно или несколько межатомных расстояний.

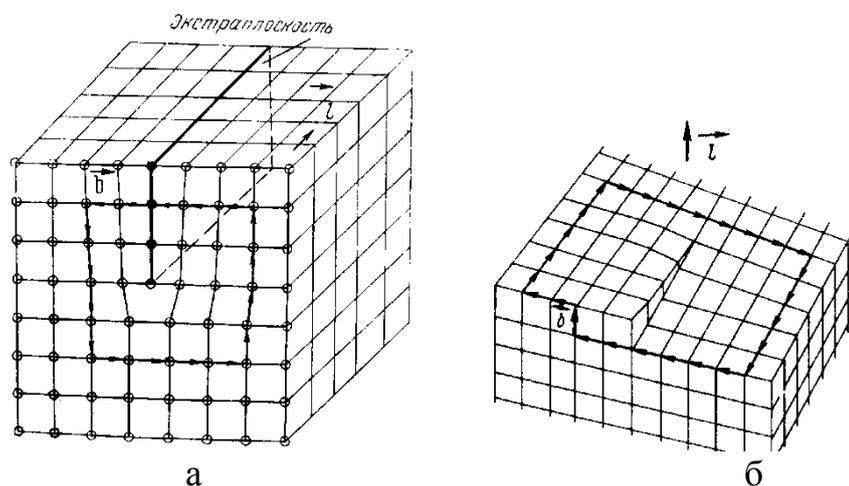
Линейные дефекты имеют малые размеры в двух измерениях и большую протяженность в третьем и называются **дислокациями**. Дислокация может быть прямой (краевая) или изогнутой (винтовая) – рисунок 5. Образуются дислокации в процессе кристаллизации или пластической деформации. Дислокации могут перемещаться, образовывать скопления и исчезать при взаимодействии с точечными дефектами и друг с другом. Вокруг дислокации возникает зона упругого искажения решетки. Важной характеристикой дислокации является их плотность ρ , т.е. суммарная длина дислокаций $\sum L$, приходящаяся на единицу объема кристалла V :

$$\rho = \frac{\sum L}{V}, \quad \frac{\text{см}}{\text{см}^3} \quad . (6)$$

Величина ρ может достигать миллиона километров на см^3 .

Поверхностные дефекты – это границы зерен и поверхность самого кристалла. Они представляют собой переходную зону в 5...10 межатомных расстояний между зернами с разной кристаллографической ориентацией или между зерном и окружающей средой.

Объемные дефекты – это включения другого вещества, крупные трещины, микропустоты (каверны).



а – краевая; б – винтовая дислокация
Рисунок 5 - Дислокации в кристалле

Теоретическая и техническая прочность. Под *теоретической прочностью* понимается сопротивление материала деформации и разрушению в предположении, что кристаллическая решетка не имеет дефектов.

Техническая прочность (реально измеряемая) как правило, значительно ниже теоретической за счет наличия дефектов – в основном дислокаций. Под действием сил сдвига дислокации способны перемещаться. На рисунке 6 показано, как под действием силы сдвига происходит разрыв связи 6-3 и образование связи 6-2, облегчающее сдвиг плоскости 1-2-3-4 относительно плоскости 5-6-7 и приводящее к движению вакансии вправо. Перемещение вакансии способствует пластической деформации кристалла, при которой одна его часть сдвигается относительно другой без разрушения. На рисунке 7 представлена качественная зависимость между прочностью кристалла и плотностью дислокаций. Как видно из рисунка 7, повышение прочности возможно либо созданием бездефектной структуры, либо повышением плотности дислокаций и структурных препятствий, затрудняющих движение дислокаций. Точка 1 – теоретическая прочность кристалла без дефектов. Участок 2 – прочность нитевидных кристаллов (так называемых усов), почти не содержащих дефектов. При дальнейшем увеличении плотности дислокаций прочность падает до некоторого минимального значения на участке 3, соответствующего технически чистым неупрочненным металлам. Затем на участке 4 происходит увеличение прочности сплава за счет того, что образующиеся дислокации ориентированы в различных направлениях в пространстве и мешают друг другу перемещаться.

На этом явлении основаны все основные способы упрочнения металлов и сплавов – легирование, термическая обработка, деформационное упрочнение (наклеп) и др. При плотности дислокаций выше примерно 10^{13} см⁻² (за участком 4) металл становится хрупким и в нем образуются трещины.

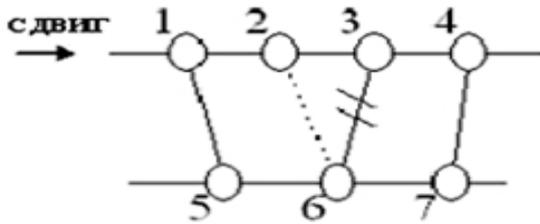


Рисунок 6 – Схема сдвиговой деформации (см. в тексте)

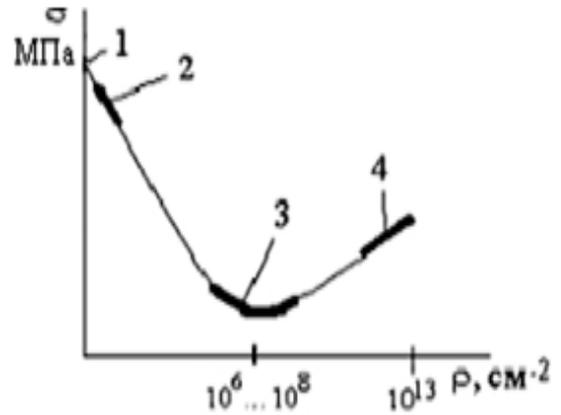
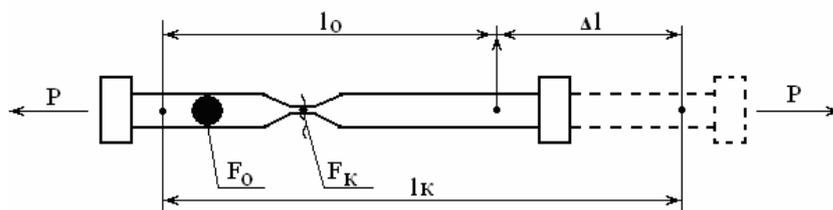


Рисунок 7 – Качественная зависимость прочности материала σ от плотности дислокаций ρ

1.6 Механические свойства металлов

Упругая и пластическая деформация. Из большого количества свойств, которыми обладают материалы, важнейшими для конструкционных материалов являются механические свойства. Под ними понимают характеристики, определяющие поведение материала под действием приложенных внешних сил (статических, динамических, знакопеременных). Характеристики механических свойств определяются при испытаниях материалов на растяжение, сжатие, кручение, ударную вязкость и др., предусмотренных ГОСТами. По полученным характеристикам можно судить о таких свойствах материала как прочность, пластичность, вязкость, твердость и др.

Прочность – свойство материалов сопротивляться разрушению или пластической деформации под действием внешней нагрузки. Наиболее простым и распространенным методом определения прочности материала является испытание его на растяжение (рисунок 8). Концы образца металла круглого сечения зажимают в разрывной машине и подвергают действию растягивающей нагрузки P .



l_0 - начальная длина; F_0 - начальная площадь поперечного сечения; Δl - удлинение; l_k - конечная длина образца в момент разрыва; F_k - площадь поперечного сечения образца в месте разрыва.

Рисунок 8 – Метод определения прочности на растяжение

Диаграмму растяжения можно построить в координатах «нагрузка P – удлинение Δl » или в координатах «напряжение σ – относительная деформация ε ». $\sigma = P/F_0$ а $\varepsilon = \Delta l/l_0 \cdot 100\%$ (рисунок 9).

Под действием нагрузки в материале возникают деформации. Деформацией называется изменение размеров и формы тела, она может быть упругой и пластической. Упругой называют деформацию, влияние которой на форму, структуру и свойства тела полностью устраняется после прекращения действия внешней силы P . На рисунке 9 упругая деформация характеризуется прямолинейным участком OA . При упругой деформации изменяется расстояние между атомами в кристаллической решетке. При снятии нагрузки атомы становятся на прежние места и деформация исчезает.

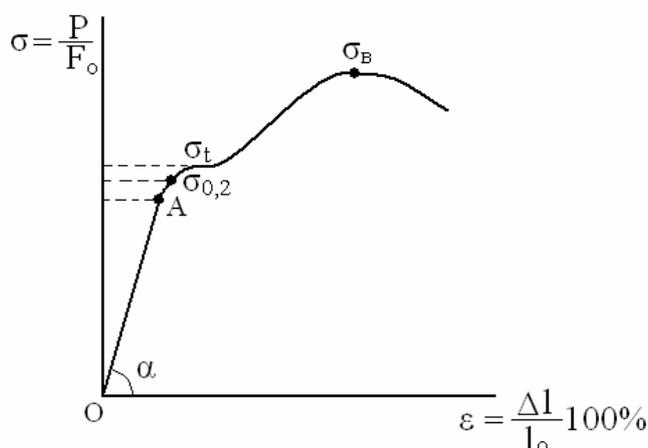


Рисунок 9 - Диаграмма растяжения

Оценить свойства материала в пределах упругих деформаций можно с помощью коэффициента, получившим название модуля упругости E (Гука). Это отношение напряжения к вызванной им деформации:

$$E = \frac{\sigma}{\varepsilon}, \quad [\text{МПа}]. \quad (7)$$

Значение модуля упругости определяется силами межатомного взаимодействия, оно постоянно и характеризует *жесткость* материала. Чем меньшую деформацию вызывает напряжение, тем выше жесткость. Угол α на диаграмме есть геометрическое выражение жесткости и модуля упругости. Чем угол больше, тем выше жесткость материала.

Пластическая деформация наступает, когда напряжение превышает предел упругости (выше точки A) и после снятия нагрузки форма, структура и свойства тела не восстанавливаются полностью, т.е. имеет место остаточная деформация.

На практике напряжение, при котором начинается пластическая деформация, оценивается *пределом текучести* σ_t . Его легко определить, если на диаграмме растяжения имеется площадка текучести (горизонтальный участок). Однако, многие материалы имеют диаграмму растяжения без площадки текучести (медь, латуни, алюминий и др.), тогда за предел текучести принимают напряжение, которое вызывает остаточное удлинение 0,2 % и обо-

значают $\sigma_{0,2}$. σ_t называют физическим, а $\sigma_{0,2}$ условным пределом текучести. Предел текучести используют в качестве одного из показателей прочности материала.

Напряжение, соответствующее наибольшей нагрузке, предшествующей разрушению, называется *временным сопротивлением* (σ_B) или чаще *пределом прочности*, оно измеряется в МПа. На рисунке 9 это максимальная точка на кривой σ - ϵ .

При пластической деформации часть кристалла сдвигается относительно другой части. Если нагрузку снять, то перемещенная часть кристалла не возвратится на старое место, деформация сохранится.

Под *пластичностью* понимают свойство твердых материалов изменять без разрушения форму и размеры под влиянием внешней нагрузки или внутренних напряжений, устойчиво сохраняя образовавшуюся форму и размеры после прекращения этого влияния.

Пластичность материала характеризуется:

- относительным удлинением $\delta = \frac{l_k - l_0}{l_0} 100\%$, (8)

- относительным сужением $\psi = \frac{F_0 - F_k}{F_0} 100\%$. (9)

Способность металла пластически деформироваться является его важнейшим и полезнейшим свойством. Это свойство используется при изготовлении деталей гибкой, вытяжкой, штамповкой и т.д. Большое значение это свойство имеет и для повышения надежности металлических конструкций. Если у материала способность к пластическому деформированию низка, то он в изделиях склонен к внезапным хрупким разрушениям.

Сопротивление материала разрушению при динамических нагрузках характеризует *ударная вязкость*. Ее определяют как удельную работу разрушения призматического образца с концентратором (надрезом) посередине одним ударом маятникового копра: $a_n = A/F_o$ (A - работа разрушения; F_o - площадь поперечного сечения образца в месте концентратора).

Наиболее простым методом испытания механических свойств является измерение твердости. *Твердостью* называют свойство материала оказывать сопротивление деформированию или разрушению при местном воздействии. Различают следующие методы определения твердости вдавливанием: по Бринеллю HB (по диаметру отпечатка шарика – рисунок 10); по Роквеллу (по глубине вдавливания алмазного конуса (HRC, HRA) или закаленного шарика (HRB)); по Виккерсу HV (по диагонали отпечатка алмазной пирамиды с квадратным основанием). Твердость также измеряется методом склерометрии (царапанье поверхности), ультразвуковым методом, динамическими методами и др.

Число твердости по Бринеллю характеризуется отношением нагрузки, действующей на шарик, к площади поверхности отпечатка:

$$HB = \frac{P}{F} = P / \left[\frac{\pi D}{2} (D - \sqrt{D^2 - d^2}) \right], [МПа] \quad (10)$$

где P - нагрузка на шарик, Н; F - площадь поверхности отпечатка, м²; D – диаметр вдавливаемого шарика, м²; d - диаметр отпечатка, м².

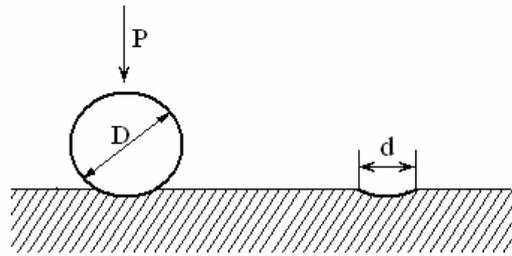


Рисунок 10 – Схема измерения твердости по Бринеллю

Для многих материалов временное сопротивление σ_b и число твердости по Бринеллю HB связаны между собой пропорциональностью, поэтому, измерение твердости позволяет судить о прочности материала.

1.7 Наклеп

Металл в процессе пластического деформирования упрочняется до так называемого временного предела прочности σ_b , затем разрушается. Такое упрочнение называется *наклепом* или *нагартовкой*. Оно может происходить при холодной пластической деформации (растяжении, сжатии, изгибе и т.п.). Так, например, согнуть гвоздь значительно легче, чем выправить. После изгиба металл гвоздя упрочняется, но после многократного перегиба наступает разрушение.

Степень холодной пластической деформации (степень наклепа) можно выразить через коэффициент:

$$f = \frac{F_0 - F}{F_0} 100\%, \quad (11)$$

где F_0 - площадь сечения до деформации; F - площадь сечения после деформации.

При пластическом деформировании увеличиваются прочностные характеристики (HB, σ_b , σ_t) и понижается пластичность δ (ψ) % (рисунок 11).

С увеличением степени деформации предел текучести растет быстрее предела прочности. Обе характеристики у сильно наклепанного металла сравниваются, а удлинение становится равным нулю. Такое состояние наклепанного металла является предельным и металл разрушается. Это явление можно объяснить теорией дислокаций.

Пластическое деформирование приводит к искажению кристаллической решетки, деформации зерен и к увеличению плотности дислокаций. Это вначале приводит к торможению дислокаций и повышению прочности и снижению пластичности, а когда плотность дислокаций возрастет на столько, что многие из них начинают сливаться друг с другом, образуя микротрещи-

ны, материал разрушается (рисунки 7, 11). Путем наклепа твердость и временное сопротивление материала удается повысить в 1,5-3 раза, а предел текучести в 3-7 раз.

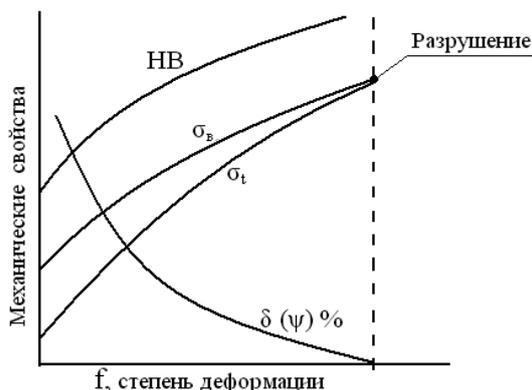


Рисунок 11 – Качественная зависимость между степенью деформации и свойствами низкоуглеродистой стали

Наклеп (нагартовка) находят широкое применение в машиностроении. Создавая наклеп на поверхности материала (обдувкой дробью или накаткой) повышают усталостную прочность изделий. Протягивая проволоку через калиброванное отверстие (фильеру) и создавая наклеп по всему сечению, удастся значительно повысить ее прочность. Этот способ, получивший название волочение, использовался с давних времен при изготовлении музыкальных струн.

Влияние нагрева на структуру и свойства наклепанного металла. В результате наклепа повышается плотность дислокаций до $10^9 - 10^{12} \text{ см}^{-2}$, деформируются зерна (как правило, вытягиваются в направлении деформации). Наклеп приводит металл в структурно неустойчивое состояние.

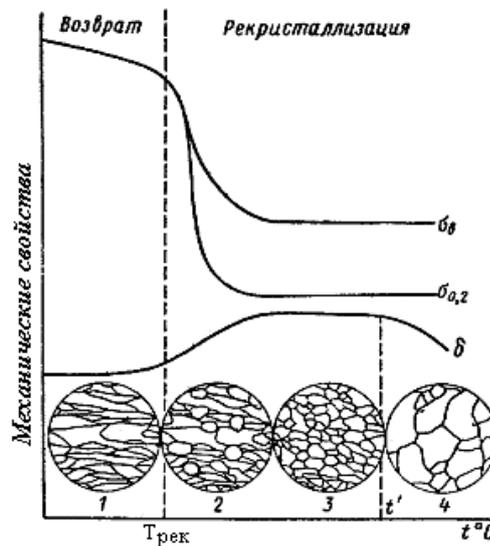
При нагреве в наклепанном металле протекают процессы *возврата и рекристаллизации*. При нагреве до сравнительно низких температур, обычно до $0,2-0,3 T_{\text{пл}}$ ($T_{\text{пл}}$ - абсолютная температура плавления металла) начинается процесс *возврата*, под которым понимают повышение структурного совершенства наклепанного металла: уменьшение вакансий, перераспределение и уменьшение дислокаций, снятие внутренних напряжений, устранение искажения решетки. Заметных изменений под оптическим микроскопом в структуре металла не наблюдается. Прочность и пластичность изменяются незначительно (рисунок 12).

При дальнейшем повышении температуры, до $T_{\text{рек}}$, в деформированном металле образуются и растут зародыши новых зерен с неискаженной решеткой. Старое зерно при этом не восстанавливается. Образование новых зерен с последующим их ростом при нагреве называется *рекристаллизацией*.

Наименьшая температура начала рекристаллизации $T_{\text{рек}}$ называется *температурным порогом рекристаллизации*. Эта температура не является постоянной физической величиной. Она зависит от степени предварительной деформации, величины зерна до деформации, от длительности нагрева и др. факторов.

Рекристаллизация наступает лишь после деформации, степень которой превосходит определенную минимальную величину, называемую *критической степенью деформации*. Критическая степень деформации невелика – для железа и меди ~ 5%, для алюминия ~ 2%.

Температурный порог рекристаллизации составляет некоторую долю от температуры плавления металла: $T_{рек.} = k \cdot T_{пл.}$, где $k = 0,5-0,6$ для сплавов; $k = 0,3-0,4$ для металлов технической чистоты; $k = 0,1-0,2$ для чистых металлов. Это позволяет в первом приближении определить температуру начала первичной рекристаллизации. Заканчивается первичная рекристаллизация образованием новых зерен во всем объеме металла. С повышением температуры и с течением времени происходит слияние и рост зерен. Эта стадия называется *собирательной рекристаллизацией*. Чем выше температура нагрева, тем более крупными окажутся зерна.



1- возврат; 2, 3 – первичная рекристаллизация;
4 - собирательная рекристаллизация.

Рисунок 12 – Влияние нагрева на механические свойства и структуру наклепанного металла

Рекристаллизация полностью снимает наклеп, созданный при холодной пластической деформации. Металл приобретает равновесную структуру с минимальным количеством дефектов кристаллического строения, восстанавливаются все физические и механические свойства.

Для полного снятия наклепа металл нагревают до более высоких температур, чтобы обеспечить высокую скорость рекристаллизации и полноту ее протекания. Такая термическая обработка получила название рекристаллизационный отжиг. Так, для стали температура рекристаллизации 450°С, а рекристаллизационный отжиг проводят при 600-700°С.

При холодной листовой штамповке глубоких сосудов (стаканов, гильз) прибегают к многократным штамповкам и рекристаллизационным отжигам. Так, например, при изготовлении артиллерийской гильзы из листовой латуни

проводят около десяти последовательных штамповок и рекристаллизационных отжигов.

Холодная и горячая обработка. При пластическом деформировании выше температуры рекристаллизации хоть и идет упрочнение металла, но это упрочнение устраняется за доли секунд проходящим процессом рекристаллизации. Такая обработка, при которой нет упрочнения (наклепа), называется *горячей обработкой давлением*. Обработка давлением ниже температуры рекристаллизации, при которой образуется наклеп, называется *холодной обработкой давлением*. Температура рекристаллизации свинца и олова приблизительно равна комнатной температуре. Поэтому при деформации свинца при комнатной температуре не происходит наклепа. Обработку свинца при комнатной температуре следует отнести к горячей обработке, а обработка деталей из стали при 400°C – относится к холодной обработке.

Размер зерна. Металлы и сплавы, имеющие мелкое зерно, обладают повышенной прочностью, пластичностью и высокими упругими свойствами. Размер зерна зависит от химического состава сплава, размера исходного зерна, наличия нерастворимых примесей в сплаве и других факторов. При данной степени деформации с повышением температуры и при увеличении продолжительности отжига размер зерна возрастает. При низких температурах образование рекристаллизационного зерна происходит не сразу, а через некоторый отрезок времени – так называемый инкубационный период $0_1, 0_2$ (рисунок 13).

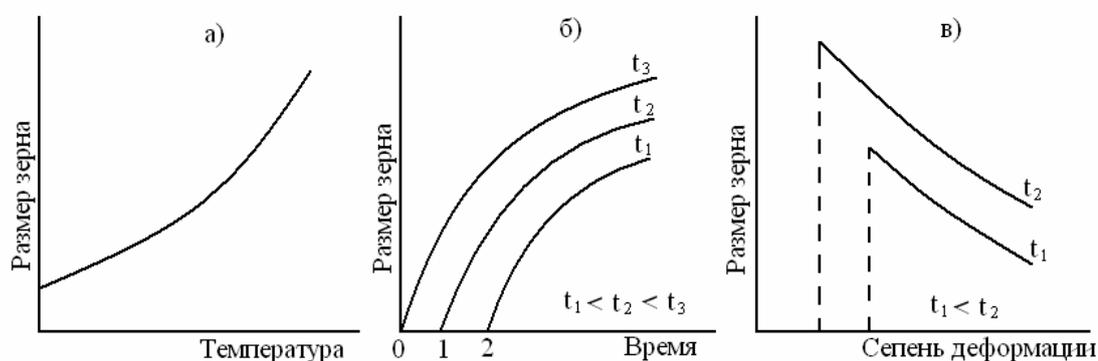


Рисунок 13 – Зависимость величины зерна от температуры (а), продолжительности отжига (б), степени деформации (в)

Величина рекристаллизационного зерна тем меньше, чем больше степень деформации. При высоких степенях деформации скорость образования зародышей зерна выше скорости их роста, что и предопределяет образование мелкого зерна.

Размер зерна существенно влияет на механические свойства материалов. Эти свойства, особенно прочность и вязкость, выше, если металл имеет мелкое зерно. Механизм пластической деформации в большинстве случаев имеет дислокационную природу. Эффективным барьером для движения дислокаций в металлах является межзеренная граница – зернограницное упрочнение. Это объясняется тем, что дислокация не может перейти границу зерна, так как в новом зерне плоскости скольжения не совпадают с плоскостью

движения этой дислокации. Дальнейшая деформация продолжается в результате возникновения новой дислокации в соседнем зерне, поэтому чем мельче зерно (больше протяженность границ), тем выше прочность металла. Влияние среднего размера зерна d на характеристики прочности и усталости пропорционально $\sim d^{1/2}$; так, предел текучести σ_T взаимосвязан с размером зерна формулой Петча-Холла:

$$\sigma_T = \sigma_i + k/\sqrt{d}, \quad (12)$$

где σ_i – внутреннее напряжение, учитывающее сопротивление движению дислокаций; k – коэффициент.

1.8 Двухкомпонентные диаграммы состояния (диаграммы состояния для двойных сплавов)

В качестве конструкционных материалов используют, как правило, не чистые металлы, а металлические сплавы, т.к. они дешевле и имеют более высокие механические и технологические свойства.

Сплав – это вещество, полученное сплавлением двух и более компонентов, и состоящее из одной или нескольких фаз, образующих различные структуры.

Компонент – химически индивидуальное вещество, т.е. вещество которое может быть выделено из системы и существовать вне ее. Компонентами могут быть чистые металлы или неметаллы, а также химические соединения.

Фаза – совокупность гомогенных частей системы, одинаковых по составу, химическим и физическим свойствам, и отделенных от других частей системы поверхностью раздела, при переходе через которую структура и свойства изменяются скачкообразно.

Структура – строение сплава, видимое в микроскоп, т.е. взаимное расположение фаз, их форма и размер (зерна).

В сплаве могут образовываться следующие фазы: расплав (жидкий раствор), твердые растворы, химические соединения, индивидуальные вещества (компоненты).

Твердый раствор – фаза, в которой один из компонентов сплава сохраняет свою кристаллическую решетку, а другой отдает свои атомы в решетку первого. В отличие от химического соединения твердый раствор существует в интервале концентраций компонентов. Обозначают твердые растворы греческими буквами α , β , γ ... Бывают твердые растворы внедрения и замещения.

Твердые растворы замещения и внедрения. Твердые растворы замещения образуются, когда атомы растворенного компонента замещают атомы в узлах кристаллической решетки растворителя (рисунок 14 в). При этом размеры решетки растворителя изменяются. Такие твердые растворы образуются, если размеры атомов металлов, образующих твердый раствор, отличаются не очень сильно. **Твердые растворы внедрения** образуются, когда атомы растворенного компонента внедряются в междоузлия кристаллической

решетки растворителя (рисунок 14 г). Такие твердые растворы образуются, если растворенное вещество имеет небольшой размер атомов (например, водород, азот, углерод).

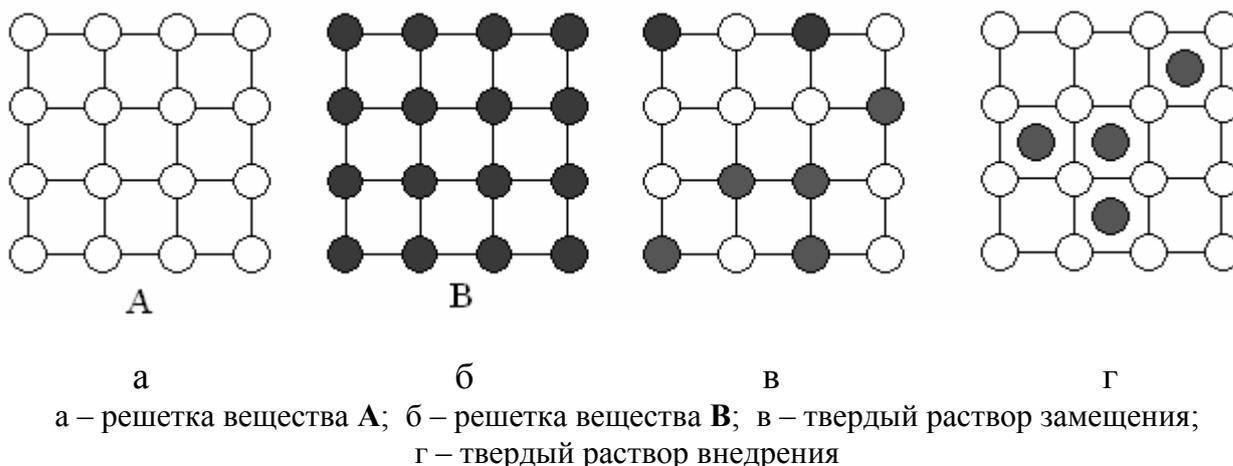


Рисунок 14 – Схема образования твердых растворов

Химические соединения имеют следующие характерные особенности: кристаллическая решетка, отличная от решеток элементов, образующих соединение; кратное весовое соотношение компонентов (A_nB_m); резкое отличие свойств соединения от свойств элементов, образующих соединение. В сплавах встречаются химические соединения металлов с неметаллами – углеродом (карбиды), азотом (нитриды), а также металлов с металлами – *интерметаллиды*.

По структуре в твердом состоянии сплав может состоять из твердого раствора (однофазная система) или из механической смеси двух фаз. *Механическая смесь* образуется, когда нет полной взаимной растворимости компонентов, и может состоять из двух твердых растворов, твердого раствора и химического соединения, а также двух чистых компонентов.

Процесс кристаллизации сплавов наглядно описывается с помощью диаграмм состояния. *Диаграммы состояния* показывают в условиях равновесия фазовый состав сплава (системы) в зависимости от внешних факторов (температура) и соотношения компонентов (состав) и позволяет качественно охарактеризовать многие физико-химические, механические и технологические свойства сплавов. Можно также определить, как изменяется структура сплава, что позволяет направленно регулировать его свойства. Для теоретического анализа диаграмм состояния используется правило фаз Гиббса.

Правило фаз Гиббса. Правило фаз Гиббса – основной закон фазового равновесия – определяет количественную связь между числом фаз в системе Φ , числом компонентов K и числом степеней свободы S , отражающим число возможных вариантов изменений внешних условий (давление, температура, состав фаз) без изменения числа фаз в системе:

$$S = K - \Phi + n \quad (13)$$

где n – число внешних факторов, влияющих на равновесие в системе. При рассмотрении сплавов, находящихся в атмосферных условиях (при ат-

мосферном давлении), такой фактор, как правило, только один – температура. Тогда уравнение принимает вид:

$$C = K - \Phi + 1 \quad (14)$$

По своей сути C – это число независимых переменных, необходимых для описания состояния системы. Например, чистый металл в момент плавления: число фаз равно 2 (расплав и кристаллы металла), число компонентов равно 1, следовательно, число степеней свободы $C=0$. Т.е. в этот момент нельзя изменить внешние факторы (в данном случае один – температуру) без изменения числа фаз в системе: если температуру повысить, останется одна фаза (расплав), если понизить – тоже одна (кристаллы).

Из правила фаз Гиббса вытекает, что в однокомпонентной системе в равновесии может находиться не более двух фаз, а в двухкомпонентной – не более трех. Диаграммы состояния соответствуют равновесному (стабильному) состоянию, которое достигается при очень медленном изменении температуры. Одним из способов построения диаграмм состояния является снятие кривых охлаждения – зависимостей температуры системы от времени при медленном охлаждении. Точки перегиба на кривых охлаждения соответствуют точкам изменения фазового состава на диаграмме. Диаграммы состояния строят в координатах состав (в процентах компонентов А и В) – температура ($^{\circ}\text{C}$). Каждая точка на диаграмме показывает состояние сплава данного состава при данной температуре. При рассмотрении приведенных ниже основных типов диаграмм подразумевается, что компоненты всегда неограниченно растворимы друг в друге в жидком состоянии.

1.8.1 Двухкомпонентная диаграмма равновесного состояния с нерастворимыми друг в друге в твердом состоянии компонентами (образующими механическую смесь)

В этом случае компоненты нерастворимы друг в друге в твердом состоянии и не образуют химического соединения, например Pb и Sb (рисунок 15). По оси ординат отложена температура в градусах Цельсия, а по оси абсцисс – состав сплава, самая левая точка соответствует чистому компоненту А (0% В), а самая правая точка соответствует чистому компоненту В (100% В). Линия АЕВ – *линия ликвидус* – геометрическое место точек начала затвердевания сплава при охлаждении. Линия CED – *линия солидус* – геометрическое место точек конца затвердевания сплава. Точка А – температура плавления компонента А, т.В – температура плавления компонента В. Выше линии ликвидус находится расплав, $\Phi=1$ (жидкость), $K=2$ (А и В), $C=2$, т.е. можно изменять два параметра (состав и температуру) без изменения фазового состава системы.

В области АЕС сплав состоит из кристаллов А и жидкости, а в области ВЕД – из кристаллов В и жидкости; $C=2-2+1=1$ – число независимых переменных необходимых для описания состояния системы. Задав в этих областях температуру, мы можем определить химический состав каждой из фаз (см. далее правило отрезков).

В точке E (и на всей линии CD) сплав затвердевает при одной температуре, а не в интервале. В этой точке находятся три фазы: жидкая и две твердые (кристаллы A и B). Точка в которой начинается и заканчивается кристаллизация двух твердых фаз из жидкого расплава называется точкой *эвтектики*. В этой точке образуется мелкодисперсная механическая смесь кристаллов A и B, которая называется *эвтектикой*. Сплавы данной концентрации называются эвтектическими, левее точки E – доэвтектическими, а правее – заэвтектическими. В точке E (и на всей линии CD) $\Phi=3$ (ж, кр. A, кр. B), $C=2-3+1=0$. Сплав эвтектической концентрации имеет самую низкую температуру плавления.

По фазовому составу сплавы ниже линии ликвидус представляют собой смесь фаз A и B. По структуре доэвтектические сплавы состоят из более крупных кристаллов A и эвтектики (мелкодисперсной смеси кристаллов A и B), эвтектические – из эвтектики, а заэвтектические из более крупных кристаллов B и эвтектики.

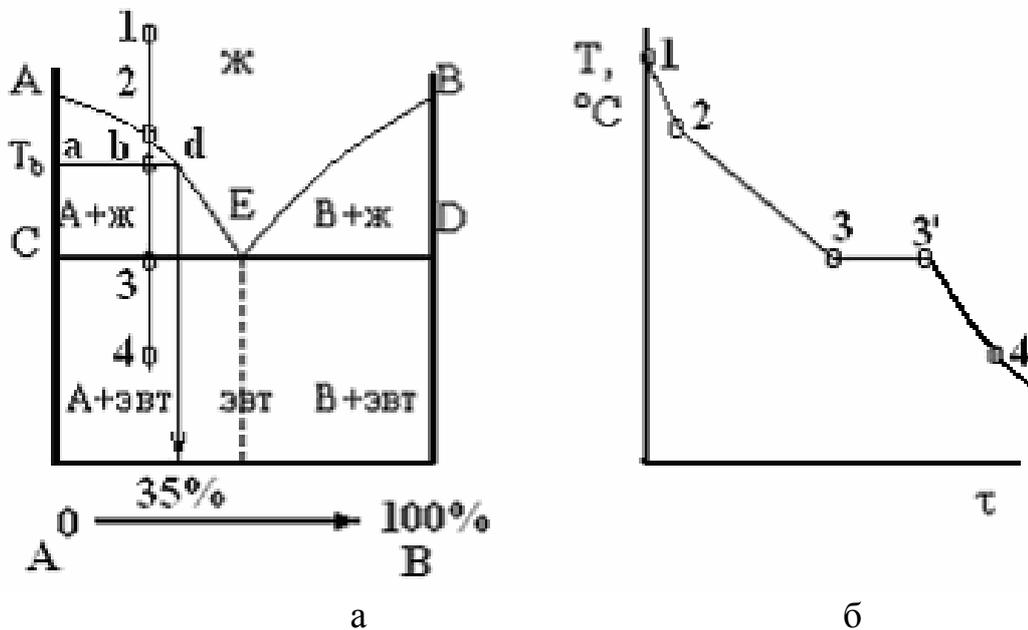


Рисунок 15 – Двухкомпонентная диаграмма равновесного состояния с нерастворимыми друг в друге в твердом состоянии компонентами (а), кривая охлаждения (б)

Справа на рисунке 15 представлена кривая охлаждения для сплава с концентрацией 25% B (соответственно 75% A). От точки 1 до точки 2 идет охлаждение расплава $C=2-1+1=2$. В т.2 начинается кристаллизация кр. A и продолжается до т.3. При этом химический состав расплава изменяется по кривой 2-E. В этой области $C=2-2+1=1$. Участок 2-3 на кривой охлаждения более пологий, т.к. при кристаллизации выделяется тепло и охлаждение идет медленнее. В точке 3 расплав имеет химический состав, описываемый точкой E и из расплава кристаллизуется эвтектика, $C=0$ (фазы – расплав, кристаллы A, кристаллы B). При $C=0$ на кривых охлаждения всегда наблюдаются горизонтальные участки – пока весь расплав не затвердеет, температура не изме-

няется. На участке 3-4 происходит остывание смеси кристаллов А и В. $C=2-2+1=1$, т.е. при любой температуре в данной области химический состав обеих фаз известен – это чистые компоненты А и В.

Правило отрезков (правило рычага) позволяет для двухфазных областей диаграмм состояния определить химический состав фаз, а также весовое соотношение фаз, находящихся в равновесии при данной температуре. Пусть дана точка *b* при температуре T_b (рисунок 15). Проведем через точку *b* горизонтальную линию *ad* до пересечения с линиями диаграммы АС и АЕ. Химический состав жидкой фазы (45% В, 55% А) определяется точкой *d* – пересечение горизонтальной линии *ad*, проходящей через *t.b*, и линии ликвидус АЕ. Состав твердой фазы (кристаллы А) определяется *t.a* – пересечение горизонтальной линии *ad* и линии АС. По мере понижения температуры химический состав расплава изменяется по линии *dE*, а твердой фазы – по линии *aC* (т.е. не изменяется). Количественное соотношение между массой кристаллов А Q_A и массой жидкости $Q_{ж}$ обратно пропорционально соответствующим отрезкам. В *t.b* получим:

$$Q_A / Q_{ж} = bd / ab; \quad Q_A / Q_{общ} = bd / ad; \quad Q_{ж} / Q_{общ} = ab / ad \quad (15)$$

1.8.2 Двухкомпонентная диаграмма равновесного состояния с неограниченной растворимостью компонентов как в жидком так и в твердом состоянии

В этом случае компоненты неограниченно растворимы друг в друге в твердом состоянии и не образуют химического соединения, например Cu и Ni (рисунок 16). А-2-В – линия ликвидус, А-3-В – линия солидус. Точка А – температура плавления компонента А, т.В – температура плавления компонента В. Выше линии ликвидус находится расплав, $C=2-1+1=2$.

В области между линиями ликвидус и солидус в равновесии находятся кристаллы твердого раствора α и расплава, $C=2-2+1=1$ – задав в этой области температуру (например T_b), мы можем определить химический состав расплава и твердого раствора проведя при данной температуре горизонтальную линию. Пересечение с линией ликвидус (*t.a*) даст химический состав расплава $c_{ж}$, а с линией солидус (*t.c*) – химический состав твердого раствора c_{α} .

По мере затвердевания химический состав твердого раствора изменяется по линии В-3, и после затвердевания сплав будет иметь неоднородность по химическому составу – он будет разным для кристаллов, выпавших в начале и в конце кристаллизации. Избавиться от этого можно путем длительного нагрева при температуре близкой к линии солидус, при этом химический состав выравнивается за счет диффузии компонентов. Такая операция называется диффузионный отжиг. Ниже линии солидус существует только одна фаза – твердый раствор α , $C=2-1+1=2$. Как видно из рис.10, на кривой охлаждения в данном случае нет горизонтальных участков, т.к. нет точек с $C = 0$.

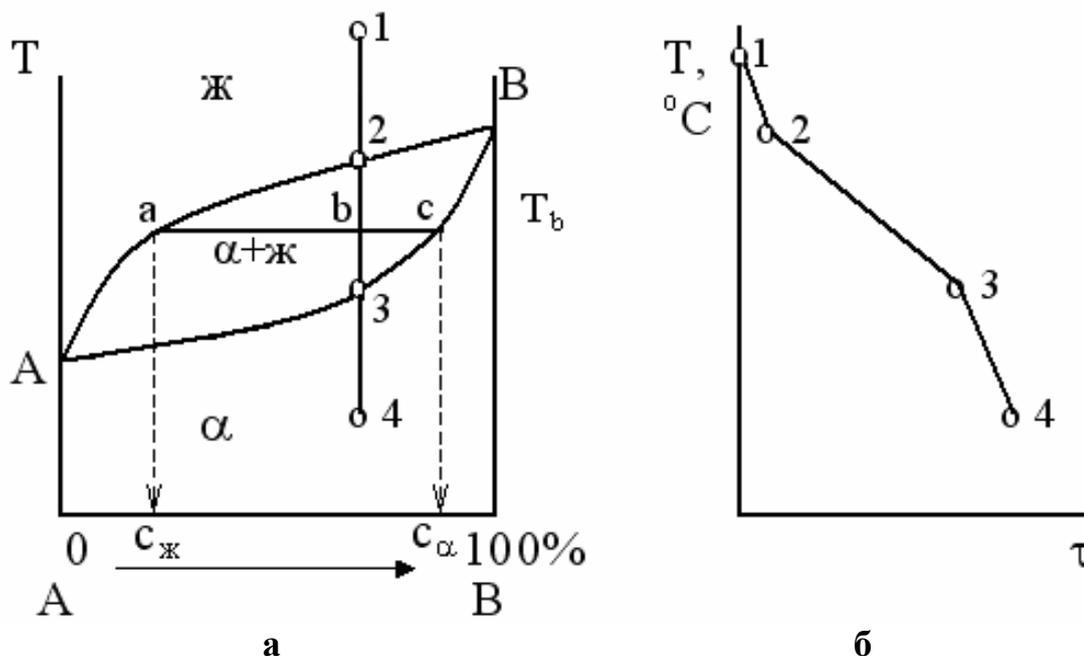


Рисунок 16 – Двухкомпонентная диаграмма равновесного состояния с неограниченной растворимостью компонентов как в жидком так и в твердом состоянии (а), кривая охлаждения (б)

1.8.3 Двухкомпонентная диаграмма равновесного состояния для сплавов с ограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии

В этом случае существует ограниченная взаимная растворимость компонентов друг в друге в твердом состоянии (например Fe и C), и образуется два типа твердых растворов: α – твердый раствор на основе компонента А, β – твердый раствор на основе компонента В (рисунок 17).

АЕВ – линия ликвидус, АСЕДВ – линия солидус. Точка А – температура плавления компонента А, т.В – температура плавления компонента В. В области АЕС сплав состоит из кристаллов α и расплава, а в области ВЕД – из кристаллов β и расплава; $C=2-2+1=1$. Задав в этих областях температуру, мы можем определить химический состав каждой из фаз проведя при данной температуре горизонтальную линию. Состав твердой фазы определяется точкой пересечения горизонтальной линии с линией солидус, а жидкой – точкой пересечения горизонтальной линии с линией ликвидус. В области левее АСF существует только твердый раствор α , в этой области компонент В растворим в компоненте А. АСF – линия максимальной растворимости В в А. В области правее ВDG существует твердый раствор β , в этой области компонент А растворим в компоненте В. ВDG – это линия максимальной растворимости А в В.

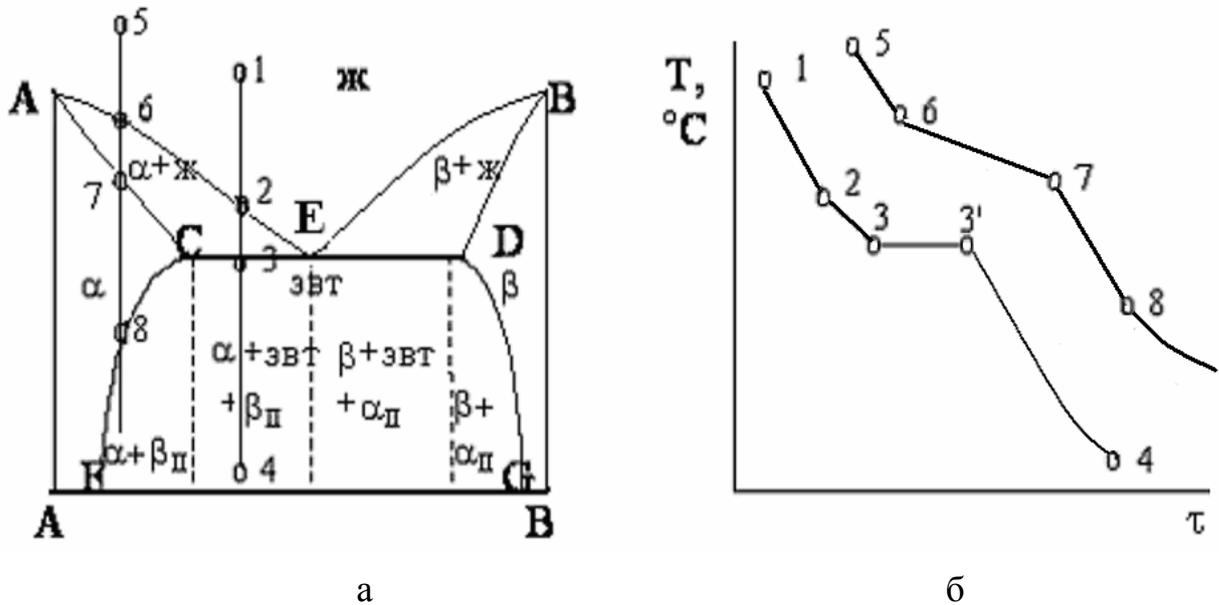


Рисунок 17 - Двухкомпонентная диаграмма равновесного состояния для сплавов с ограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии (а), кривые охлаждения (б)

В области FCEDG существует механическая смесь кристаллов твёрдых растворов α и β . Для всей области $C=2-2+1=1$. Задав температуру в этой области мы, всегда можем узнать состав обеих фаз, проведя горизонтальную линию до пересечения с линиями CF и DG. Химический состав кристаллов α определяется пересечением с линией CF, а химический состав кристаллов β - пересечением с линией DG. Точка E – эвтектическая, в этой точке (а также на всей линии CD) выпадает твердая *эвтектика* – мелкодисперсная смесь α и β . В области под линией CF существует смесь кристаллов α и вторичных кристаллов β . Вторичными они называются т.к. образовались не из расплава, как первичные, а из твердого раствора α . Аналогично в области под линией DG существует смесь кристаллов β и вторичных кристаллов α_{II} . В области под отрезком CE существует смесь кристаллов α эвтектикии β_{II} , а в области под отрезком ED существует смесь кристаллов β эвтектикии α_{II} .

При охлаждении расплава от t_5 до t_6 остывает расплав. В t_6 начинается, а в t_7 заканчивается кристаллизация α . В системе при этом существуют две фазы – α и ж, $C=1$. Задав температуру и проведя горизонтальную линию до пересечения с линиями AE и AC, узнаем химический состав расплава и твердого раствора α соответственно. От t_7 до t_8 остывает твердый раствор α система однофазная, $C=2$. В t_8 достигается максимальная растворимость В в А и из α -твердого раствора вследствие уменьшения растворимости выделяются β_{II} кристаллы, система из однофазной переходит в двухфазную, на кривой охлаждения наблюдается перегиб. Т.к. точек с $C=0$ для данного состава нет, то на кривой охлаждения нет горизонтальных участков.

1.8.4 Двухкомпонентная диаграмма равновесного состояния для сплавов с образованием устойчивого химического соединения

В этом случае компоненты А и В образуют устойчивое химическое соединение A_nB_m , например, Cu и Mg (рисунок 18). AE_1BE_2C – линия ликвидус. DE_1F и GE_2H – линии солидус. Точка А – температура плавления компонента А, т.В – температура плавления химического соединения A_nB_m , т.С – температура плавления компонента В.

В области под линией DF существует механическая смесь кристаллов А и A_nB_m , а в области под линией GH существует механическая смесь кристаллов A_nB_m и В. Для обеих областей $C=2-2+1=1$. Точка E_1 – первая эвтектика, в этой точке (и на всей линии DF) образуется мелкодисперсная механическая смесь кристаллов А и A_nB_m , точка E_2 – вторая эвтектика, в этой точке (и на всей линии GH) образуется мелкодисперсная механическая смесь кристаллов A_nB_m и В.

При охлаждении расплава состава A_nB_m в точке В начнет кристаллизоваться вещество A_nB_m . В этой точке $\Phi=2$ (расплав и кристаллы A_nB_m), $K=1$ (A_nB_m), $C=0$ и на кривой охлаждения присутствует горизонтальный участок.

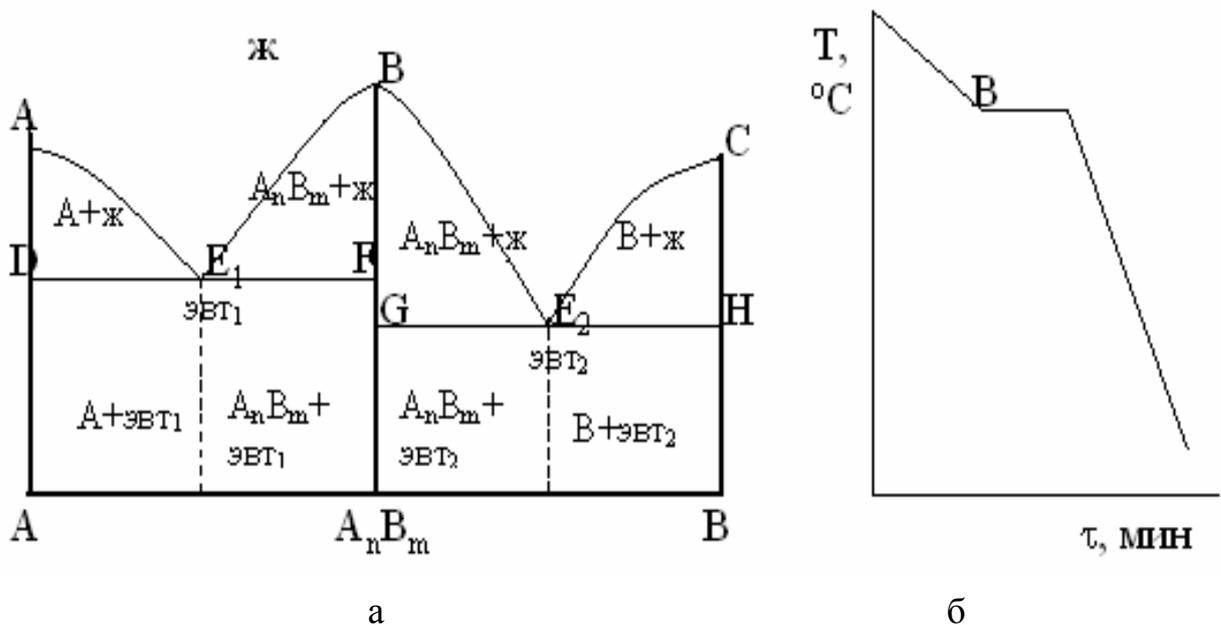


Рисунок 18 – Двухкомпонентная диаграмма равновесного состояния для сплавов с образованием устойчивого химического соединения (а), кривая охлаждения (б)

1.9 Диаграмма равновесного состояния железо-углерод

Эта диаграмма дает представление о структуре медленноохлажденных железоуглеродистых сплавов и является теоретической основой термической обработки этих сплавов. Строится она (рисунок 19) до концентрации углерода 6,67%, соответствующей составу карбида железа (цементит Fe_3C), так как сплавы с более высоким содержанием С из-за хрупкости не применяются.

Компонентами являются железо и углерод. *Железо* – металл серебристо-белого цвета, $t_{пл}=1539$ °С. В твердом состоянии до 911 °С находится в виде Fe_{α} (о.ц.к. решетка), а выше 911 °С – в виде Fe_{γ} (г.ц.к.). С металлами образует твердые растворы замещения, а с неметаллами (С, N, H) – твердые растворы внедрения. *Углерод* – неметаллический элемент, существующий в двух основных полиморфных модификациях: графит и алмаз.

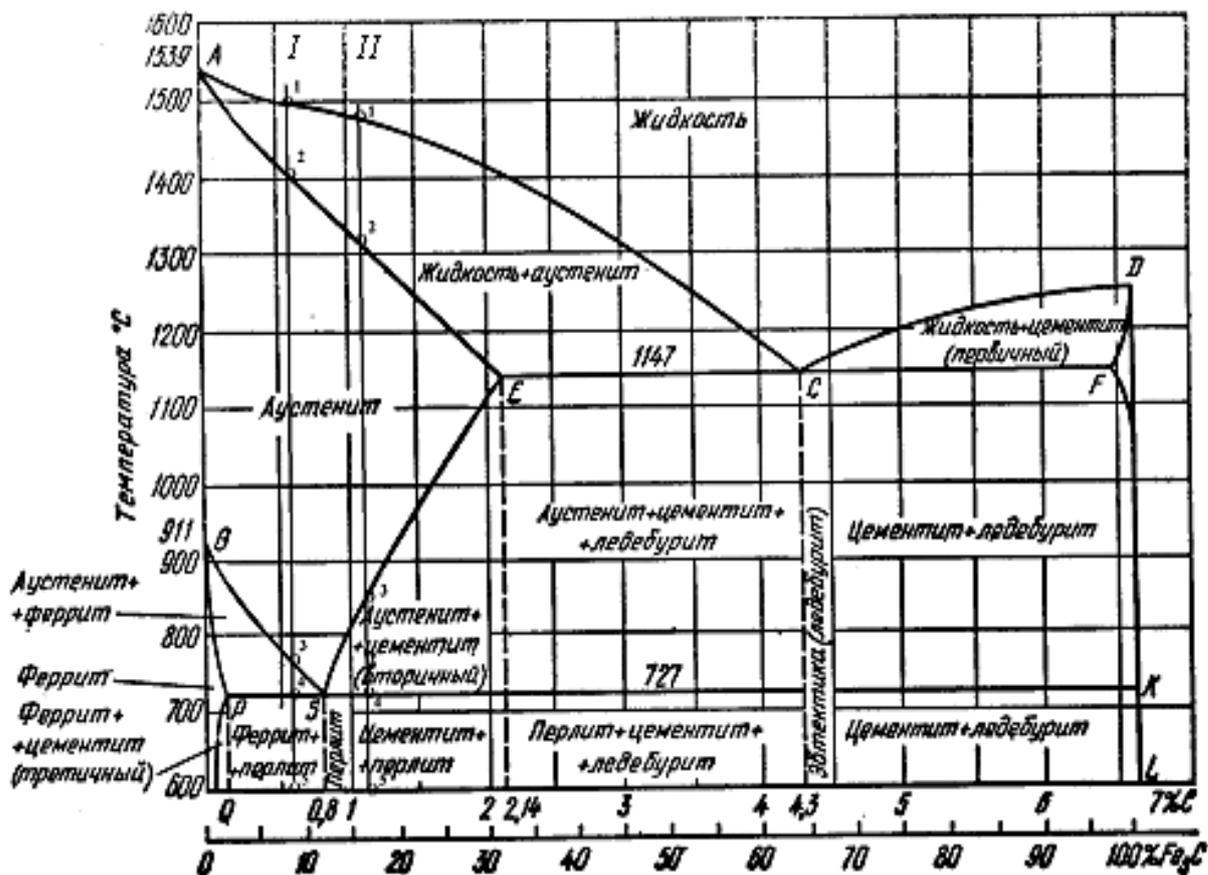


Рисунок 19 - Диаграмма равновесного состояния железо-углерод

Фазами на диаграмме являются железо-углеродный расплав (ж), аустенит (А), феррит (Ф) и цементит (Ц). Аустенит – твердый раствор внедрения углерода в γ железе (Fe_{γ}), пластичен, имеет высокую вязкость и низкую прочность и твердость (НВ 1600-2300 МПа). Феррит – твердый раствор внедрения углерода в α железе (Fe_{α}), пластичен, имеет относительно низкую прочность и твердость (НВ 650-1300 МПа). Цементит – карбид железа Fe_3C , обладает высокой твердостью (НВ 8000 МПа) и хрупкостью.

1.9.1 Линии и точки на диаграмме

ACD – линия ликвидус, $AECF$ – линия солидус. Точка A – температура плавления чистого железа, точка D – температура плавления цементита. Точка C – точка эвтектики. Линия ECF – линия эвтектики. По линии AC из расплава начинает кристаллизоваться аустенит, а по линии CD – первичный цементит. $AGSE$ – область аустенита. SEA определяет зависимость максималь-

ной растворимости углерода в аустените от температуры, точка E определяет максимальную растворимость углерода в аустените (2,14% при 1147°C).

$T. G$ (911°C) – температура полиморфного превращения чистого железа. GS определяет температуру начала выделения феррита из аустенита, а SE – температуру начала выделения вторичного цементита из аустенита. Левее линии GPQ – область феррита. GPQ определяет зависимость растворимости углерода в феррите от температуры, $t.P$ определяет максимальную растворимость углерода в феррите (0,02 % при 727 °C). $T.S$ называется эвтектоидной точкой: в $t.S$ аустенит (0,8% C) распадается на феррит с содержанием углерода 0,02% ($t.P$) и вторичный цементит с содержанием углерода 6,67% ($t.K$). Таким образом в $t.S$ выпадает твердый эвтектоид (по аналогии с эвтектикой) *перлит* – эвтектоидная мелкодисперсная смесь феррита и цементита, содержащая 0,8% углерода. PSK называется линией перлитного превращения, на этой линии весь аустенит претерпевает эвтектоидное превращение в перлит. По мере охлаждения сплава ниже температуры 727°C растворимость углерода в феррите падает в соответствии с линией PQ и составляет при комнатной температуре 0,006 % ($t.Q$). При этом из феррита выделяется третичный цементит.

В точке C из расплава одновременно выпадают кристаллы аустенита с содержанием углерода 2,14% ($t.E$) и кристаллы цементита с содержанием углерода 6,67% ($t.F$). Таким образом в $t.C$ выпадает *ледебурит* – эвтектическая мелкодисперсная смесь аустенита и цементита, содержащая 4,3% углерода. По мере охлаждения сплава ниже температуры 1147°C растворимость углерода в аустените падает в соответствии с линией ES . При этом из аустенита выделяется вторичный цементит. При температуре ниже 727°C аустенит переходит в перлит, и ледебурит состоит из перлита и цементита.

Железоуглеродистые сплавы с содержанием углерода до 0,02% называются *техническим железом*. Железоуглеродистые сплавы с содержанием углерода от 0,02 до 2,14% называются *сталями*. Железоуглеродистые сплавы с содержанием углерода от 2,14 до 6,67% называются *чугунами*. Отсутствие в структуре сталей хрупкой эвтектики делает их ковкими и пластичными. Наличие в структуре чугунов легкоплавкой эвтектики (ледебурит) повышает их литейные свойства, но делает чугун хрупким.

Критические точки. Это точки на диаграмме состояния, соответствующие температурам, при которых в процессе нагревания или охлаждения происходят фазовые изменения в сплаве. Обозначаются критические точки буквой A с индексом. Буква s в индексе ставится при нагревании, а буква r – при охлаждении. A_1 – находится на линии PSK . A_{c1} при нагревании перлит превращается в аустенит, A_{r1} – при охлаждении аустенит распадается на феррит и цементит (превращается в перлит). A_2 – это линия MO , точка Кюри. A_{c2} – при нагревании сплав теряет магнитные свойства, A_{r2} – при охлаждении наоборот приобретает. A_3 – находится на линии GS . A_{c3} – при нагревании заканчивается растворении феррита в аустените, A_{r3} – при охлаждении из аустенита выделяются зерна феррита. A_m – лежит на линии SE . A_{cm} – при на-

гревании заканчивается растворение цементита в аустените, A_{tm} – при охлаждении из аустенита выделяется вторичный цементит.

1.9.2 Превращения в железоуглеродистых сплавах при медленном охлаждении

Рассмотрим превращения в доэвтектоидной стали с 0,6% углерода (кривая I рисунок 19, рисунок 20). В т. 1 из расплава начинает кристаллизоваться аустенит, процесс заканчивается в т. 2. В интервале температур между т. 2 и 3 остывает аустенит с исходной концентрацией углерода 0,6%. В т.3 из аустенита начинает кристаллизоваться феррит. По мере понижения температуры состав аустенита изменяется по линии GS, а феррита – по линии GP.

В т.4 феррит содержит 0,02% углерода (т.Р), а аустенит, содержащий 0,8% углерода, распадается на перлит – смесь феррита (0,02% С, т.Р) и вторичного цементита. При дальнейшем охлаждении растворимость углерода в феррите будет падать по линии PQ и из феррита выделится третичный цементит (рисунок 20).

Рассмотрим превращения в заэвтектоидной стали с 1,2% углерода (кривая II, рисунок 19). До т.3 процесс аналогичен предыдущему. В т.3 из аустенита начинает кристаллизоваться вторичный цементит. По мере понижения температуры состав аустенита изменяется по линии ES. В т.4 имеем цементит и аустенит, содержащий 0,8% углерода, распадающийся на перлит, как было рассмотрено ранее.

Рассмотрим превращения в эвтектическом чугуне, содержащем 4,3% углерода. В точке С образуется эвтектика – ледебурит, состоящий из смеси кристаллов аустенита с 2,14% углерода (т.Е) и первичного цементита (т.Ф). По мере охлаждения растворимость углерода в аустените уменьшается от 2,14% (т. Е) до 0.8% (т. S) и из аустенита выделяется вторичный цементит. В т. S аустенит превращается в перлит, и ледебурит будет состоять из перлита и цементита (рисунок 21).

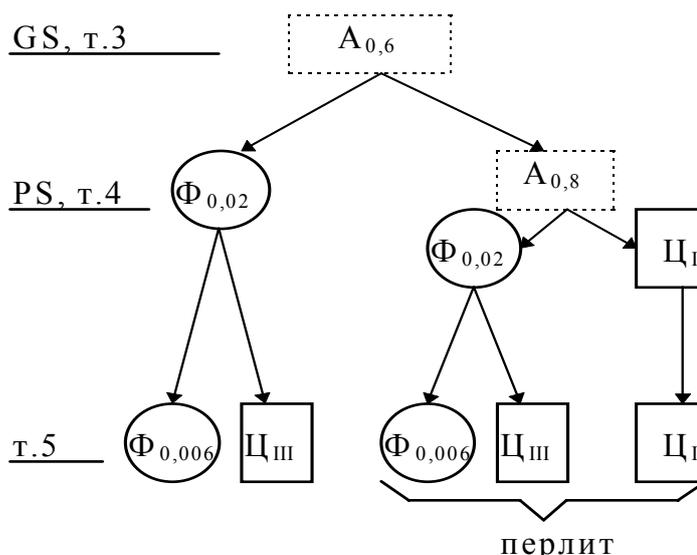


Рисунок 20 – Схема превращения в доэвтектоидной стали при медленном охлаждении

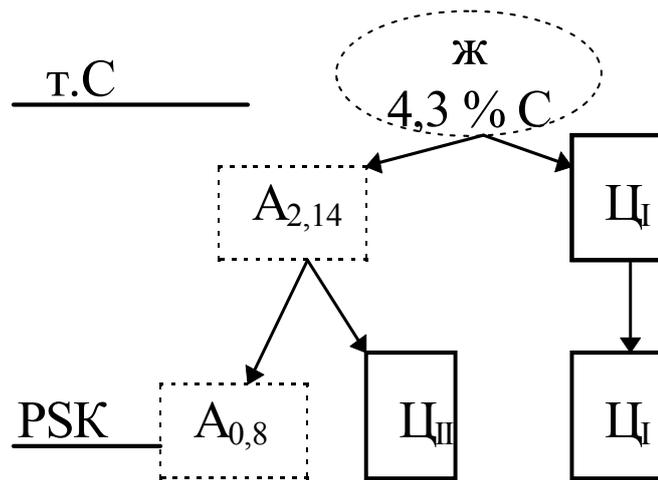


Рисунок 21 – Схема превращения в эвтектическом чугуне при медленном охлаждении

КОНТРОЛЬНАЯ РАБОТА №1

1) Задание

Номер Вашего варианта определяется последними двумя цифрами Вашей зачётной книжки, см. первую колонку в таблице 1.

Таблица 1 - Варианты заданий контрольной работы № 1

Вариант	П.1.1. Номер диаграммы	П.1.3. Химический состав	П.1.4. Структура*	П.1.5. Кривая охлаждения	П.1.6. Число степеней свободы	П.1.9. Кривая охлаждения Fe-C	П.1.10. Правило отрезков Fe-C
01	1	20% В Т=250 ⁰ С	$Q_{(A+B)}=75\%$ $Q_A = 25\%$ Т=100 ⁰ С	10% В	20% В Т=150 ⁰ С	0,5 %С	1000 ⁰ С 750 ⁰ С
02	1	40% В Т=50 ⁰ С	$Q_B=70\%$ $Q_{ж} = 30\%$ Т=350 ⁰ С	50% В.	20% В Т=300 ⁰ С	0,75 %С	1450 ⁰ С 650 ⁰ С
03	1	70% В Т=200 ⁰ С	$Q_{(A+B)}=25\%$ $Q_A = 75\%$ Т=300 ⁰ С	30% В.	5% В Т=300 ⁰ С	0,9 %С	1200 ⁰ С 650 ⁰ С
04	2	10% В Т=350 ⁰ С	$Q_{ж} = 20\%$ $Q_{\beta} = 80\%$ Т=300 ⁰ С	50% В	90% В Т=250 ⁰ С	1,0 %С	1000 ⁰ С 650 ⁰ С
05	2	15% В Т=300 ⁰ С	$Q_{\beta}=30\%$ $Q_{\alpha} = 70\%$ Т=100 ⁰ С	90% В	50% В Т=300 ⁰ С	1,5 %С	850 ⁰ С 650 ⁰ С
06	2	65% В Т=300 ⁰ С	$Q_{ж} = 20\%$ $Q_{\alpha} = 80\%$ Т=300 ⁰ С	20% В	20% В Т=250 ⁰ С	0,3 %С	1500 ⁰ С 750 ⁰ С
07	3	20% В Т=600 ⁰ С	$Q_{\alpha}=50\%$ $Q_{ж} = 50\%$ Т=500 ⁰ С	70% В	50% В Т=300 ⁰ С	2,0 %С	1000 ⁰ С 650 ⁰ С
08	3	80% В Т=400 ⁰ С	$Q_{\alpha}=20\%$ $Q_{ж} = 80\%$ Т=600 ⁰ С	60.% В	80% В Т=600 ⁰ С	2,5 %С	1100 ⁰ С 700 ⁰ С

Вариант	П.1.1. Номер диаграммы	П.1.3. Химический состав	П.1.4. Структура*	П.1.5. Кривая охлаждения	П.1.6. Число степеней свободы	П.1.9. Кривая охлаждения Fe-C	П.1.10. Правило отрезков Fe-C
09	3	50% В T=500 ⁰ С	Q _α =30% Q _ж = 20% T=400 ⁰ С	20% В	20% В T=200 ⁰ С	1,2 %С	1400 ⁰ С 800 ⁰ С
10	4	10% В T=300 ⁰ С	Q _В =60% Q _ж = 40% T=400 ⁰ С	50% В	30% В T=200 ⁰ С	3,0 %С	900 ⁰ С 650 ⁰ С
11	4	50% В T=400 ⁰ С	Q _В =33% Q _(АнВм+В) = 67% T=100 ⁰ С	30%В	20% В T=450 ⁰ С	3,5 %С	850 ⁰ С 650 ⁰ С
12	4	80% В T=500 ⁰ С	Q _А =60% Q _ж = 40% T=500 ⁰ С	10% В	50% В T=400 ⁰ С	6,0 %С	1200 ⁰ С 700 ⁰ С
13	5	10%В T=500 ⁰ С	Q _(А+В) =67% Q _А = 33% T=100 ⁰ С	80% В	20% В T=300 ⁰ С	4,0 %С	1000 ⁰ С 700 ⁰ С
14	5	80% В T=400 ⁰ С	Q _(А+В) =90% Q _В = 10% T=100 ⁰ С	20% В	70% В T=150 ⁰ С	4,5 %С	1000 ⁰ С 650 ⁰ С
15	5	20%В T=400 ⁰ С	Q _В =60% Q _ж = 40% T=400 ⁰ С	30% В	80% В T=100 ⁰ С	0,8 %С	1450 ⁰ С 700 ⁰ С
16	6	30% В T=250 ⁰ С	Q _β =20% Q _ж = 80% T=300 ⁰ С	5% В	90% В T=250 ⁰ С	5,0 %С	1000 ⁰ С 650 ⁰ С
17	6	75% В T=250 ⁰ С	Q _β =60% Q _α = 40% T=100 ⁰ С	75% В	95% В T=250 ⁰ С	5,5 %С	1000 ⁰ С 650 ⁰ С
18	6	50% В T=100 ⁰ С	Q _α = 20% Q _ж = 80% T=300 ⁰ С	30% В	30% В T=300 ⁰ С	0,3 %С	750 ⁰ С 650 ⁰ С

Вариант	П.1.1. Номер диаграммы	П.1.3. Химический состав	П.1.4. Структура*	П.1.5. Кривая охлаждения	П.1.6. Число степеней свободы	П.1.9. Кривая охлаждения Fe-C	П.1.10. Правило отрезков Fe-C
19	7	50% В T=350 ⁰ C	Q _ж =10% Q _α = 90% T=500 ⁰ C	20% В	80% В T=300 ⁰ C	6,0 %C	1000 ⁰ C 650 ⁰ C
20	7	30% В T=300 ⁰ C	Q _ж =60% Q _α = 40% T=400 ⁰ C	70% В	30% В T=300 ⁰ C	2,5 %C	900 ⁰ C 700 ⁰ C
21	7	75% В T=400 ⁰ C	Q _ж =80% Q _α = 20% T=300 ⁰ C	10% В	50% В T=200 ⁰ C	0,4 %C	1000 ⁰ C 650 ⁰ C
22	8	15% В T=450 ⁰ C	Q _{(A+AnBm)}} =33% Q _{AnBm} = 67% T=100 ⁰ C	90% В	50% В T=600 ⁰ C	3 %C	1200 ⁰ C 800 ⁰ C
23	8	35% В T=200 ⁰ C	Q _ж =10% Q _{AnBm} = 90% T=400 ⁰ C	20% В	10% В T=150 ⁰ C	5,5 %C	1200 ⁰ C 850 ⁰ C
24	8	40% В T=450 ⁰ C	Q _ж =10% Q _A = 90% T=450 ⁰ C	80% В	40% В T=300 ⁰ C	2,5 %C	900 ⁰ C 700 ⁰ C
25	9	30% В T=200 ⁰ C	Q _ж =10% Q _B = 90% T=300 ⁰ C	80% В	50% В T=100 ⁰ C	0,4 %C	1450 ⁰ C 750 ⁰ C
26	9	80% В T=250 ⁰ C	Q _A =10% Q _ж = 90% T=250 ⁰ C	10% В	90% В T=100 ⁰ C	0,6 %C	1300 ⁰ C 1000 ⁰ C
27	9	10% В T=200 ⁰ C	Q _A =70% Q _{(A+B)}} =30% T=100 ⁰ C	30% В	50% В T=200 ⁰ C	2,3 %C	1450 ⁰ C 700 ⁰ C
28	10	20% В T=350 ⁰ C	Q _A =20% Q _{(A+B)}} =80% T=150 ⁰ C	95% В	70% В T=300 ⁰ C	3,5 %C	1200 ⁰ C 700 ⁰ C

Вариант	П.1.1. Номер диаграммы	П.1.3. Химический состав	П.1.4. Структура*	П.1.5. Кривая охлаждения	П.1.6. Число степеней свободы	П.1.9. Кривая охлаждения Fe-C	П.1.10. Правило отрезков Fe-C
29	10	70% В T=350 ⁰ C	Q _A =60% Q _ж = 40% T=400 ⁰ C	5% В	30% В T=100 ⁰ C	2,5 %C	1200 ⁰ C 1100 ⁰ C
30	10	80% В T=300 ⁰ C	Q _B =30% Q _(A+B) =70% T=100 ⁰ C	50% В	50% В T=600 ⁰ C	4,5 %C	1000 ⁰ C 700 ⁰ C
31	11	50% В T=350 ⁰ C	Q _α =40% Q _ж = 60% T=300 ⁰ C	90% В	80% В T=250 ⁰ C	5,0 %C	900 ⁰ C 700 ⁰ C
32	11	20% В T=300 ⁰ C	Q _β =20% Q _(α+β) =80% T=200 ⁰ C	30% В	10% В T=200 ⁰ C	6,0 %C	1200 ⁰ C 900 ⁰ C
33	11	50% В T=200 ⁰ C	Q _α =20% Q _(α+β) =80% T=150 ⁰ C	5% В	50% В T=250 ⁰ C	0,3 %C	1500 ⁰ C 750 ⁰ C
34	12	50% В T=250 ⁰ C	Q _α =20% Q _ж = 80% T=300 ⁰ C	90% В	10% В T=300 ⁰ C	1,2 %C	1400 ⁰ C 800 ⁰ C
35	12	60% В T=200 ⁰ C	Q _α =30% Q _ж = 70% T=200 ⁰ C	10% В	50% В T=100 ⁰ C	2,5 %C	900 ⁰ C 700 ⁰ C
36	12	80% В T=350 ⁰ C	Q _α =60% Q _ж = 40% T=250 ⁰ C	30% В	30% В T=300 ⁰ C	5,5 %C	1200 ⁰ C 800 ⁰ C
37	13	70% В T=350 ⁰ C	Q _α =60% Q _ж = 40% T=300 ⁰ C	40% В	50% В T=250 ⁰ C	0,8 %C	1450 ⁰ C 700 ⁰ C
38	13	25% В T=300 ⁰ C	Q _α =20% Q _(α+β) =80% T=200 ⁰ C	5% В	50% В T=300 ⁰ C	1,0 %C	1200 ⁰ C 750 ⁰ C

Вариант	П.1.1. Номер диаграммы	П.1.3. Химический состав	П.1.4. Структура*	П.1.5. Кривая охлаждения	П.1.6. Число степеней свободы	П.1.9. Кривая охлаждения Fe-C	П.1.10. Правило отрезков Fe-C
39	13	90% B T=350 ⁰ C	Q _β =30% Q _(α+β) =70% T=150 ⁰ C	25% B	50% B T=300 ⁰ C	0,3 %C	750 ⁰ C 650 ⁰ C
40	14	50% B T=350 ⁰ C	Q _A =30% Q _ж = 70% T=200 ⁰ C	0% B	50% B T=300 ⁰ C	6,0 %C	1200 ⁰ C 700 ⁰ C
41	14	80% B T=350 ⁰ C	Q _A =20% Q _(A+B) =80% T=100 ⁰ C	20% B	50% B T=300 ⁰ C	3,5 %C	1200 ⁰ C 800 ⁰ C
42	14	10% B T=200 ⁰ C	Q _β =80% Q _ж =20% T=300 ⁰ C	30% B	50% B T=300 ⁰ C	0,4 %C	1000 ⁰ C 650 ⁰ C
43	15	20% B T=250 ⁰ C	Q _α =10% Q _ж =90% T=250 ⁰ C	80% B	10% B T=200 ⁰ C	1,5 %C	1100 ⁰ C 800 ⁰ C
44	15	50% B T=200 ⁰ C	Q _β =50% Q _ж =50% T=300 ⁰ C	30% B	80% B T=300 ⁰ C	6,0 %C	1000 ⁰ C 650 ⁰ C
45	15	70% B T=300 ⁰ C	Q _α =20% Q _(α+β) =80% T=200 ⁰ C	10% B	50% B T=100 ⁰ C	1,0 %C	1200 ⁰ C 750 ⁰ C
46	16	10% B T=300 ⁰ C	Q _{AnBm} = 20% Q _ж =80% T=450 ⁰ C	50% B	5% B T=200 ⁰ C	2,0 %C	1200 ⁰ C 800 ⁰ C
47	16	40% B T=400 ⁰ C	Q _β =60% Q _(AnBm+β) =40% T=300 ⁰ C	90% B	40% B T=600 ⁰ C	0,5 %C	1450 ⁰ C 900 ⁰ C
48	16	50% B T=200 ⁰ C	Q _A =20% Q _(A+AnBm) =80% T=150 ⁰ C	70% B	10% B T=250 ⁰ C	5,0 %C	1000 ⁰ C 650 ⁰ C

Вариант	П.1.1. Номер диаграммы	П.1.3. Химический состав	П.1.4. Структура*	П.1.5. Кривая охлаждения	П.1.6. Число степеней свободы	П.1.9. Кривая охлаждения Fe-C	П.1.10. Правило отрезков Fe-C
49	17	50% В Т=250 ⁰ С	Q _α =10% Q _ж =90% Т=100 ⁰ С	90% В	30% В Т=250 ⁰ С	4,0 %С	1000 ⁰ С 727 ⁰ С
50	17	20% В Т=150 ⁰ С	Q _α =80% Q _ж =20% Т=250 ⁰ С	10% В	80% В Т=200 ⁰ С	0,3 %С	1500 ⁰ С 750 ⁰ С
51	17	70% В Т=350 ⁰ С	Q _α =60% Q _ж =40% Т=250 ⁰ С	20% В	50% В Т=100 ⁰ С	1,2 %С	1400 ⁰ С 800 ⁰ С
52	18	50% В Т=200 ⁰ С	Q _α =50% Q _ж =50% Т=300 ⁰ С	90% В	5% В Т=200 ⁰ С	2,5 %С	900 ⁰ С 700 ⁰ С
53	18	50% В Т=350 ⁰ С	Q _β =60% Q _ж =40% Т=300 ⁰ С	40% В	60% В Т=250 ⁰ С	5,5 %С	1200 ⁰ С 800 ⁰ С
54	18	50% В Т=350 ⁰ С	Q _α =50% Q _β =50% Т=150 ⁰ С	20% В	50% В Т=300 ⁰ С	6,0 %С	1000 ⁰ С 650 ⁰ С
55	19	90% В Т=100 ⁰ С	Q _{AnBm} = 10% Q _ж =90% Т=500 ⁰ С	40% В	20% В Т=300 ⁰ С	1,5 %С	1100 ⁰ С 800 ⁰ С
56	19	30% В Т=500 ⁰ С	Q _β =80% Q _(AnBm+B) =20% Т=200 ⁰ С	60% В	50% В Т=400 ⁰ С	0,4 %С	1000 ⁰ С 650 ⁰ С
57	19	50% В Т=400 ⁰ С	Q _α =20% Q _(A+AnBm) =80% Т=500 ⁰ С	90% В	60% В Т=300 ⁰ С	3,5 %С	1200 ⁰ С 800 ⁰ С
58	20	90% В Т=400 ⁰ С	Q _α =30% Q _ж = 70% Т=300 ⁰ С	30% В	10% В Т=200 ⁰ С	5,0 %С	1000 ⁰ С 650 ⁰ С

Вариант	П.1.1. Номер диаграммы	П.1.3. Химический состав	П.1.4. Структура*	П.1.5. Кривая охлаждения	П.1.6. Число степеней свободы	П.1.9. Кривая охлаждения Fe-C	П.1.10. Правило отрезков Fe-C
59	20	70% B T=300 ⁰ C	Q _A =20% Q _(A+B) =80% T=100 ⁰ C	60% B	50% B T=500 ⁰ C	0,5 %C	1450 ⁰ C 900 ⁰ C
60	20	10% B T=300 ⁰ C	Q _B =80% Q _ж =20% T=350 ⁰ C	90% B	50% B T=100 ⁰ C	2,0 %C	1200 ⁰ C 800 ⁰ C
61	21	50% B T=300 ⁰ C	Q _α =70% Q _ж = 30% T=300 ⁰ C	90% B	40% B T=250 ⁰ C	2,5 %C	1200 ⁰ C 1100 ⁰ C
62	21	90% B T=300 ⁰ C	Q _α =40% Q _β = 60% T=150 ⁰ C	10% B	50% B T=250 ⁰ C	2,3 %C	1300 ⁰ C 1000 ⁰ C
63	21	50% B T=200 ⁰ C	Q _β =70% Q _ж = 30% T=300 ⁰ C	30% B	10% B T=200 ⁰ C	0,4 %C	1000 ⁰ C 650 ⁰ C
64	22	70% B T=500 ⁰ C	Q _α =20% Q _ж =80% T=350 ⁰ C	15% B	50% B T=200 ⁰ C	2,0 %C	1200 ⁰ C 900 ⁰ C
65	22	20% B T=350 ⁰ C	Q _α =80% Q _ж =20% T=400 ⁰ C	50% B	90% B T=600 ⁰ C	6,0 %C	1200 ⁰ C 900 ⁰ C
66	22	20% B T=400 ⁰ C	Q _α =60% Q _ж =40% T=450 ⁰ C	80% B	20% B T=100 ⁰ C	0,3 %C	1500 ⁰ C 750 ⁰ C
67	23	50% B T=300 ⁰ C	Q _α =40% Q _β = 60% T=200 ⁰ C	30% B	10% B T=300 ⁰ C	1,2 %C	1400 ⁰ C 800 ⁰ C
68	23	10% B T=400 ⁰ C	Q _β =70% Q _ж = 30% T=400 ⁰ C	60% B	50% B T=300 ⁰ C	2,5 %C	900 ⁰ C 700 ⁰ C

Вариант	П.1.1. Номер диаграммы	П.1.3. Химический состав	П.1.4. Структура*	П.1.5. Кривая охлаждения	П.1.6. Число степеней свободы	П.1.9. Кривая охлаждения Fe-C	П.1.10. Правило отрезков Fe-C
69	23	70% B T=350 ⁰ C	Q _α =20% Q _ж =80% T=350 ⁰ C	5% B	50% B T=100 ⁰ C	5,5 %C	1200 ⁰ C 800 ⁰ C
70	24	80% B T=350 ⁰ C	Q _A =20% Q _(A+AnBm) =80% T=200 ⁰ C	40% B	50% B T=300 ⁰ C	1,0 %C	1200 ⁰ C 750 ⁰ C
71	24	50% B T=100 ⁰ C	Q _A =30% Q _ж = 70% T=500 ⁰ C	90% B	80% B T=200 ⁰ C	0,3 %C	750 ⁰ C 650 ⁰ C
72	24	10% B T=400 ⁰ C	Q _ж =20% Q _{AnBm} =80% T=250 ⁰ C	35% B	50% B T=100 ⁰ C	6,0 %C	1200 ⁰ C 700 ⁰ C
73	25	50% B T=250 ⁰ C	Q _B =30% Q _ж = 70% T=300 ⁰ C	90% B	50% B T=300 ⁰ C	0,8 %C	1450 ⁰ C 700 ⁰ C
74	25	80% B T=300 ⁰ C	Q _A =60% Q _ж = 40% T=400 ⁰ C	5% B	50% B T=300 ⁰ C	5,0 %C	1000 ⁰ C 650 ⁰ C
75	25	90% B T=350 ⁰ C	Q _A =20% Q _ж = 80% T=300 ⁰ C	70% B	50% B T=300 ⁰ C	0,5 %C	1450 ⁰ C 900 ⁰ C
76	26	90% B T=300 ⁰ C	Q _α =20% Q _ж = 80% T=500 ⁰ C	10% B	80% B T=300 ⁰ C	2,0 %C	1200 ⁰ C 800 ⁰ C
77	26	20% B T=350 ⁰ C	Q _ж =70% Q _β =30% T=400 ⁰ C	90% B	50% B T=350 ⁰ C	6,0 %C	1000 ⁰ C 650 ⁰ C
78	26	90% B T=500 ⁰ C	Q _α =70% Q _β =30% T=200 ⁰ C	30% B	10% B T=300 ⁰ C	1,5 %C	1100 ⁰ C 800 ⁰ C

Вариант	П.1.1. Номер диаграммы	П.1.3. Химический состав	П.1.4. Структура*	П.1.5. Кривая охлаждения	П.1.6. Число степеней свободы	П.1.9. Кривая охлаждения Fe-C	П.1.10. Правило отрезков Fe-C
79	27	50% В Т=350 ⁰ С	Q _α =20% Q _ж = 80% Т=400 ⁰ С	10% В	30% В Т=250 ⁰ С	0,4 %С	1000 ⁰ С 650 ⁰ С
80	27	20% В Т=400 ⁰ С	Q _α =30% Q _ж = 70% Т=300 ⁰ С	15% В	70% В Т=500 ⁰ С	3,5 %С	1200 ⁰ С 800 ⁰ С
81	27	70% В Т=300 ⁰ С	Q _α =80% Q _ж = 20% Т=350 ⁰ С	75% В	50% В Т=100 ⁰ С	0,4 %С	1450 ⁰ С 750 ⁰ С
82	28	90% В Т=300 ⁰ С	Q _α =80% Q _ж = 20% Т=200 ⁰ С	10% В	00% В Т=150 ⁰ С	2,3 %С	1300 ⁰ С 1000 ⁰ С
83	28	40% В Т=200 ⁰ С	Q _β =80% Q _ж = 20% Т=300 ⁰ С	95% В	60% В Т=100 ⁰ С	0,6 %С	1450 ⁰ С 700 ⁰ С
84	28	10% В Т=200 ⁰ С	Q _β =30% Q _α =70% Т=100 ⁰ С	80% В	20% В Т=100 ⁰ С	3,5 %С	1200 ⁰ С 700 ⁰ С
85	29	90% В Т=350 ⁰ С	Q _α =40% Q _ж = 60% Т=200 ⁰ С	5% В	40% В Т=300 ⁰ С	2,5 %С	1200 ⁰ С 1100 ⁰ С
86	29	10% В Т=300 ⁰ С	Q _β =80% Q _ж = 20% Т=300 ⁰ С	50% В	20% В Т=100 ⁰ С	4,5 %С	1000 ⁰ С 700 ⁰ С
87	29	70% В Т=300 ⁰ С	Q _β =30% Q _α =70% Т=100 ⁰ С	60% В	10% В Т=400 ⁰ С	5,0 %С	900 ⁰ С 700 ⁰ С
88	30	55% В Т=500 ⁰ С	Q _α =30% Q _ж = 70% Т=300 ⁰ С	15% В	50% В Т=200 ⁰ С	6,0 %С	1200 ⁰ С 900 ⁰ С

Вариант	П.1.1. Номер диаграммы	П.1.3. Химический состав	П.1.4. Структура*	П.1.5. Кривая охлаждения	П.1.6. Число степеней свободы	П.1.9. Кривая охлаждения Fe-C	П.1.10. Правило отрезков Fe-C
89	30	70% В Т=500 ⁰ С	Q _α =50% Q _ж = 50% Т=350 ⁰ С	20% В	10% В Т=300 ⁰ С	0,5. %С	1450 ⁰ С 900 ⁰ С
90	30	50% В Т=400 ⁰ С	Q _α =80% Q _ж = 20% Т=250 ⁰ С	85% В	20% В Т=200 ⁰ С	2,0 %С	1200 ⁰ С 800 ⁰ С
91	31	50% В Т=500 ⁰ С	Q _α =30% Q _ж = 70% Т=400 ⁰ С	80% В	90% В Т=200 ⁰ С	1,5 %С	1100 ⁰ С 800 ⁰ С
92	31	50% В Т=400 ⁰ С	Q _(AnBm) =60% Q _ж = 40% Т=300 ⁰ С	5% В	50% В Т=100 ⁰ С	0,4 %С	1000 ⁰ С 650 ⁰ С
93	31	50% В Т=350 ⁰ С	Q _(AnBm) =60% Q _α = 40% Т=200 ⁰ С	95% В	20% В Т=600 ⁰ С	0,3 %С	1500 ⁰ С 750 ⁰ С
94	32	85% В Т=350 ⁰ С	Q _α =80% Q _ж = 20% Т=300 ⁰ С	40% В	20% В Т=300 ⁰ С	1,2 %С	1400 ⁰ С 800 ⁰ С
95	32	10% В Т=200 ⁰ С	Q _(AnBm) =50% Q _ж = 50% Т=300 ⁰ С	15% В	80% В Т=300 ⁰ С	2,5 %С	900 ⁰ С 700 ⁰ С
96	32	20% В Т=300 ⁰ С	Q _(AnBm+B) =80% Q _β = 20% Т=300 ⁰ С	30% В	40% В Т=400 ⁰ С	5,5 %С	1200 ⁰ С 800 ⁰ С
97	33	20% В Т=350 ⁰ С	Q _{AnBm} =40% Q _ж = 60% Т=300 ⁰ С	95% В	50% В Т=150 ⁰ С	1,0 %С	1200 ⁰ С 750 ⁰ С

Вариант	П.1.1. Номер диаграммы	П.1.3. Химический состав	П.1.4. Структура*	П.1.5. Кривая охлаждения	П.1.6. Число степеней свободы	П.1.9. Кривая охлаждения Fe-C	П.1.10. Правило отрезков Fe-C
98	33	10% В Т=200 ⁰ С	Q _В =40% Q _ж = 60% Т=400 ⁰ С	70% В	50% В Т=200 ⁰ С	0,3 %С	750 ⁰ С 650 ⁰ С
99	33	50% В Т=300 ⁰ С	Q _(АnВm+α) =30% Q _А = 70% Т=150 ⁰ С	5% В	90% В Т=350 ⁰ С	6,0 %С	1200 ⁰ С 700 ⁰ С
00	33	25% В Т=300 ⁰ С	Q _(АnВm+В) =60% Q _{АnВm} = 40% Т=300 ⁰ С	50% В	70% В Т=100 ⁰ С	0,8 %С	1450 ⁰ С 700 ⁰ С

*Q_(A+B), Q_(A+AnBm), Q_(α+β), Q_(AnBm+B) – означает массу соответствующих эвтетик.

(задания к контрольной работе №1)

- 1.1. Начертить диаграмму под №, соответствующим Вашему варианту (таблица 1, П.1.1), диаграммы изображены на рисунке 22.
- 1.2. Описать превращения по диаграмме, т.е. дать ее название, описать все точки, линии, фазы и структуры, имеющиеся на диаграмме.
- 1.3. Определить при помощи правила отрезков массовое соотношение фаз в точке (таблица 1, П.1.3.), химический состав фаз.
- 1.4. Определить при помощи правила отрезков химический состав сплава по структуре (таблица 1, П.1.4).
- 1.5. Построить кривую охлаждения для сплава (таблица 1, П.1.5.)
- 1.6. Найти число степеней свободы в точке (таблица 1, П.1.6.).
- 1.7. Начертить диаграмму Fe-C (всю).
- 1.8. Описать все линии, точки, фазы и структуры.
- 1.9. Построить кривую охлаждения для сплава с содержанием углерода, указанным в таблице 1 (П.1.10.).
- 1.10. Для данного сплава (таблица 1, П.1.10.) найти массовое соотношение фаз при двух температурах, указанных в таблице 1 (П.1.11.), химический состав фаз.

Диаграмма №1

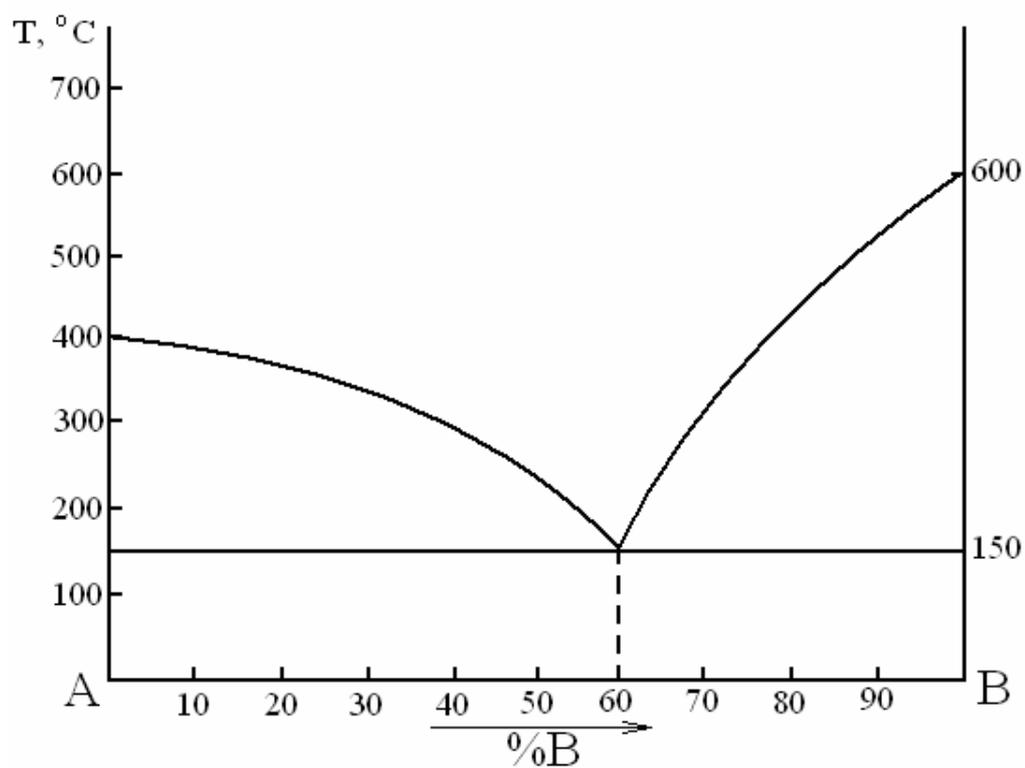


Диаграмма №2

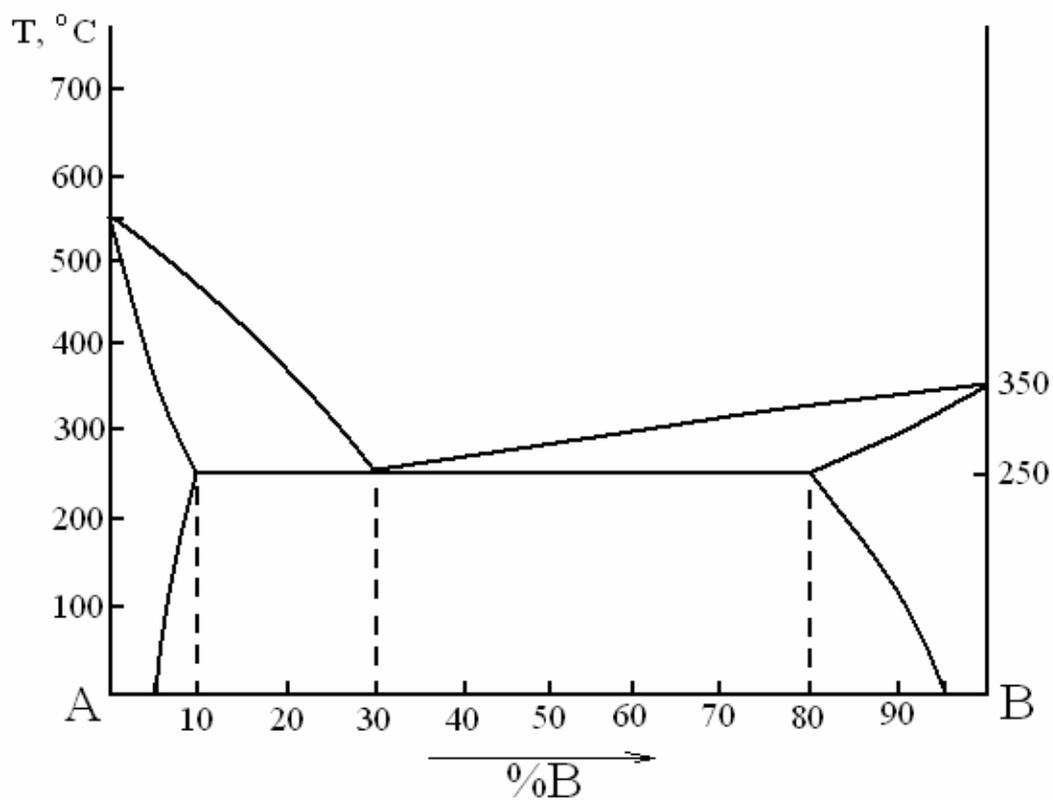


Диаграмма №3

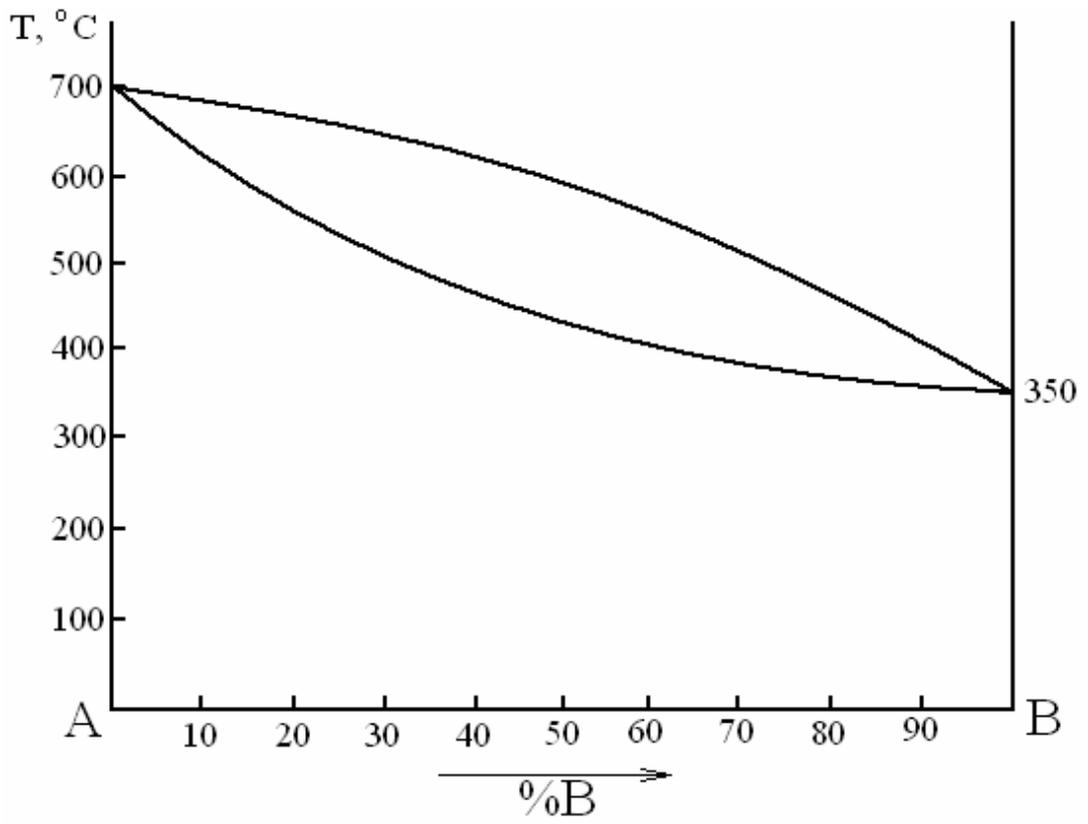


Диаграмма №4

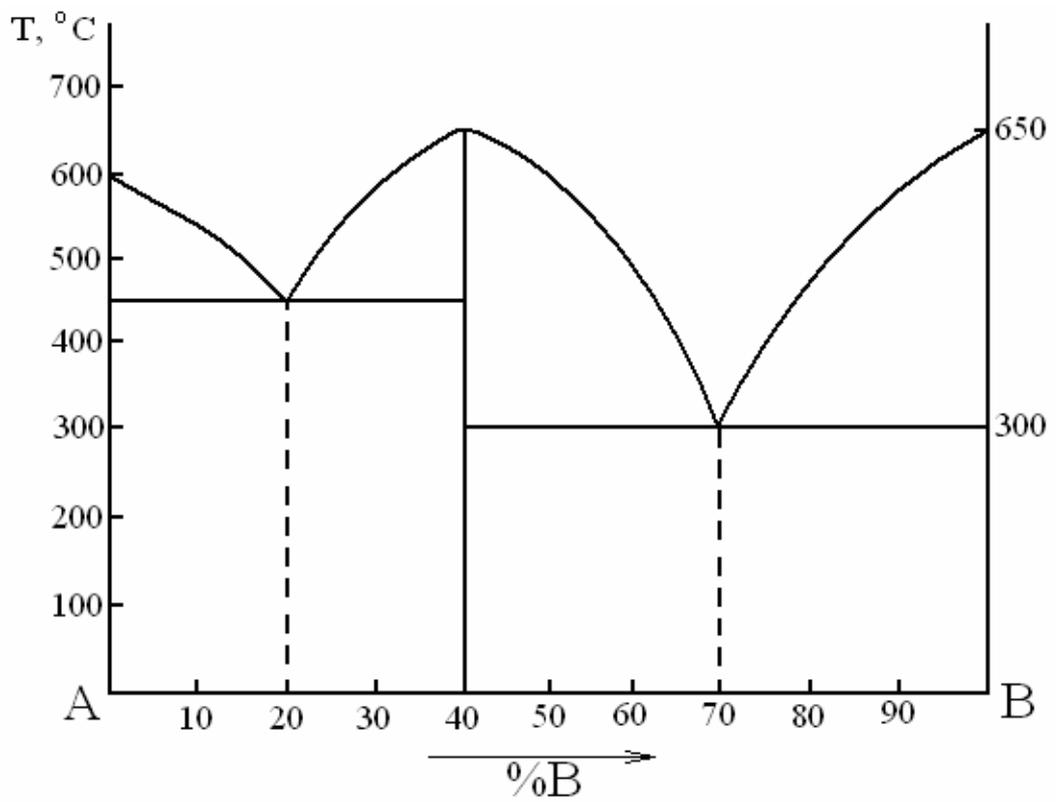


Диаграмма №5

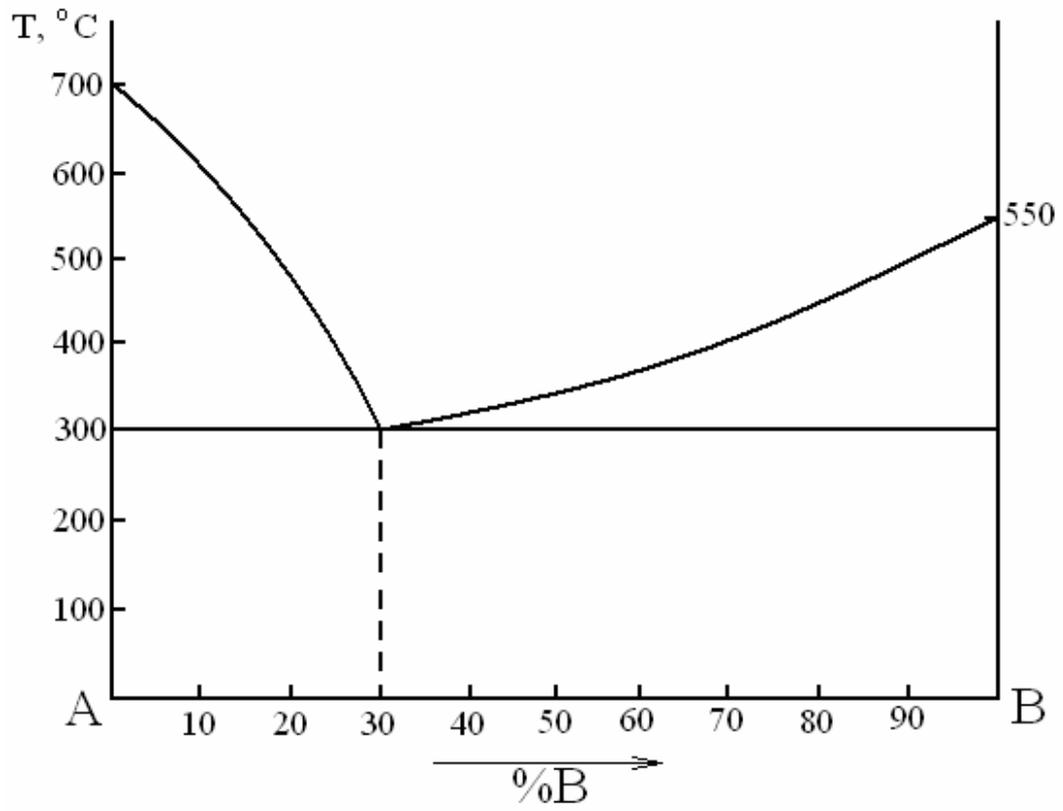


Диаграмма №6

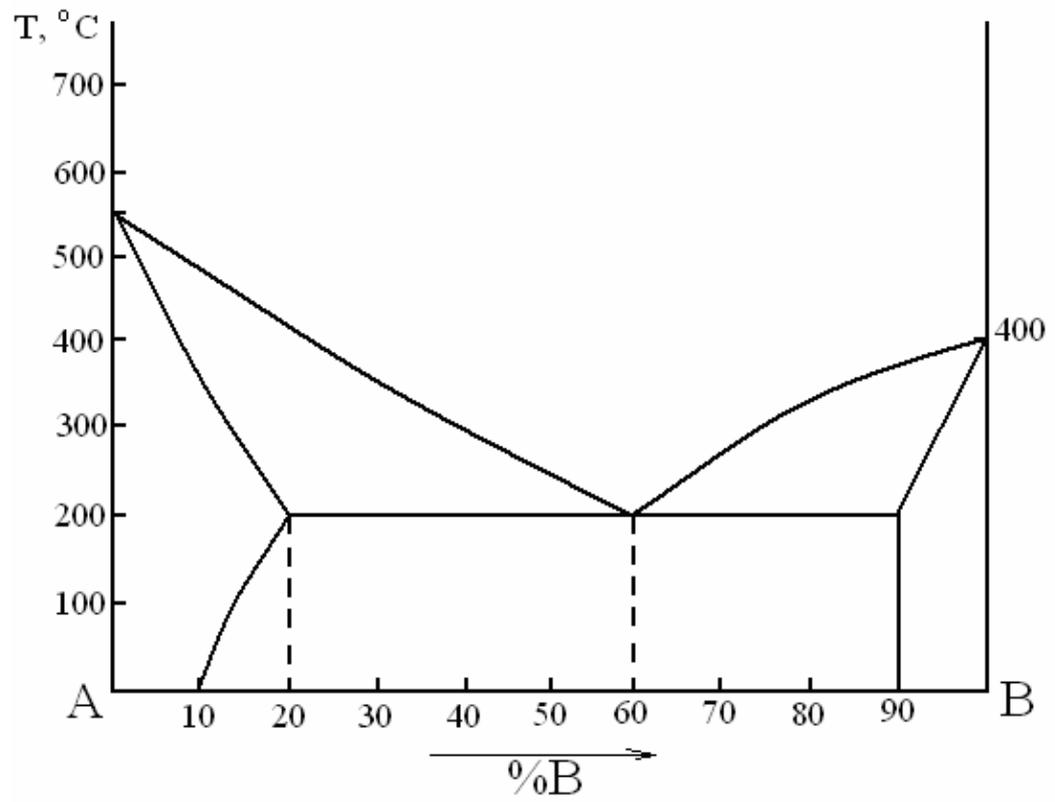


Диаграмма №7

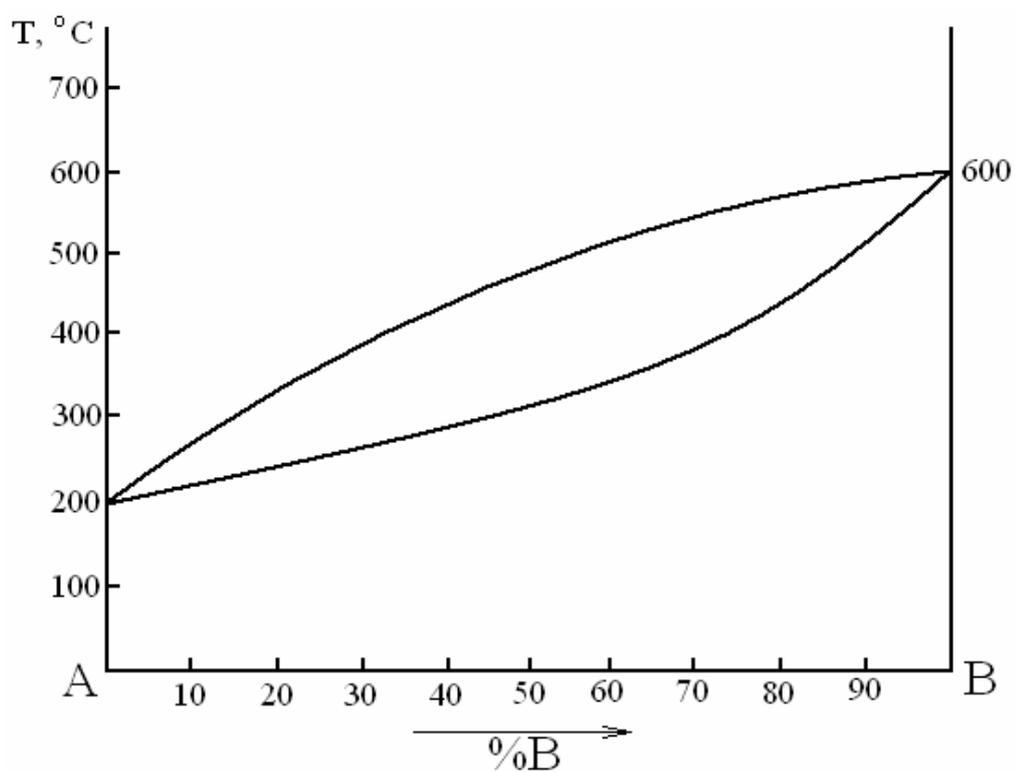


Диаграмма №8

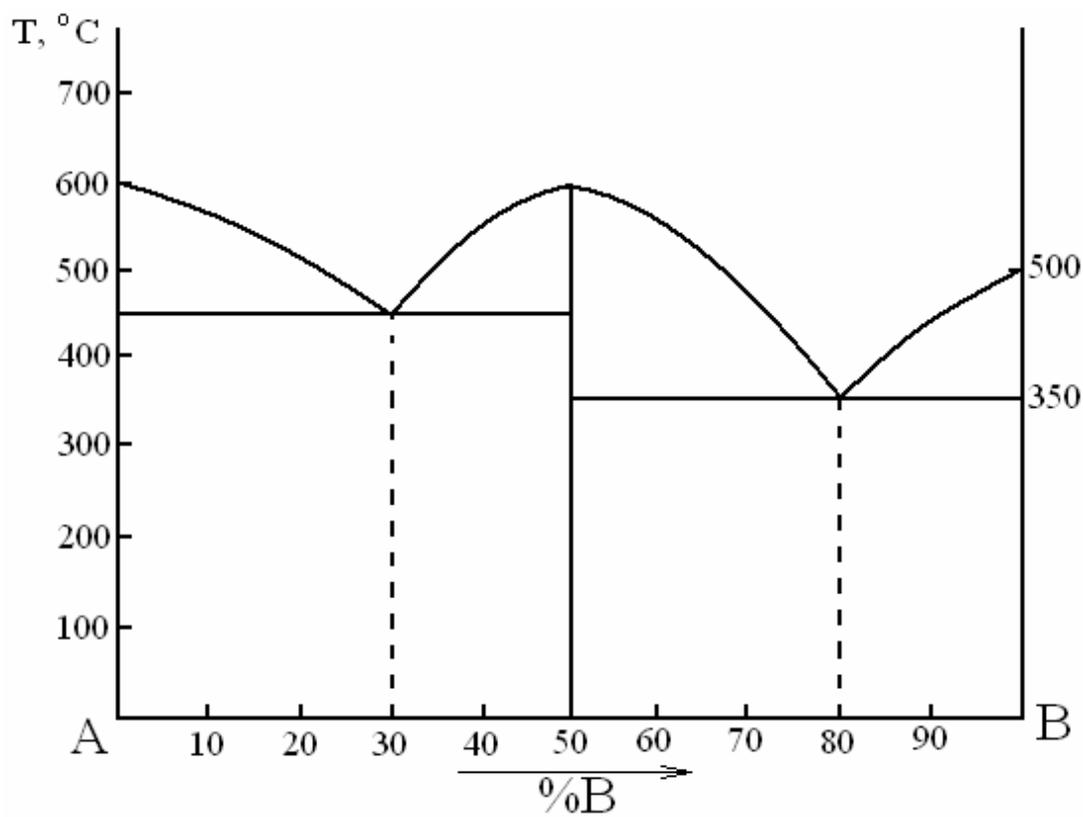


Диаграмма №9

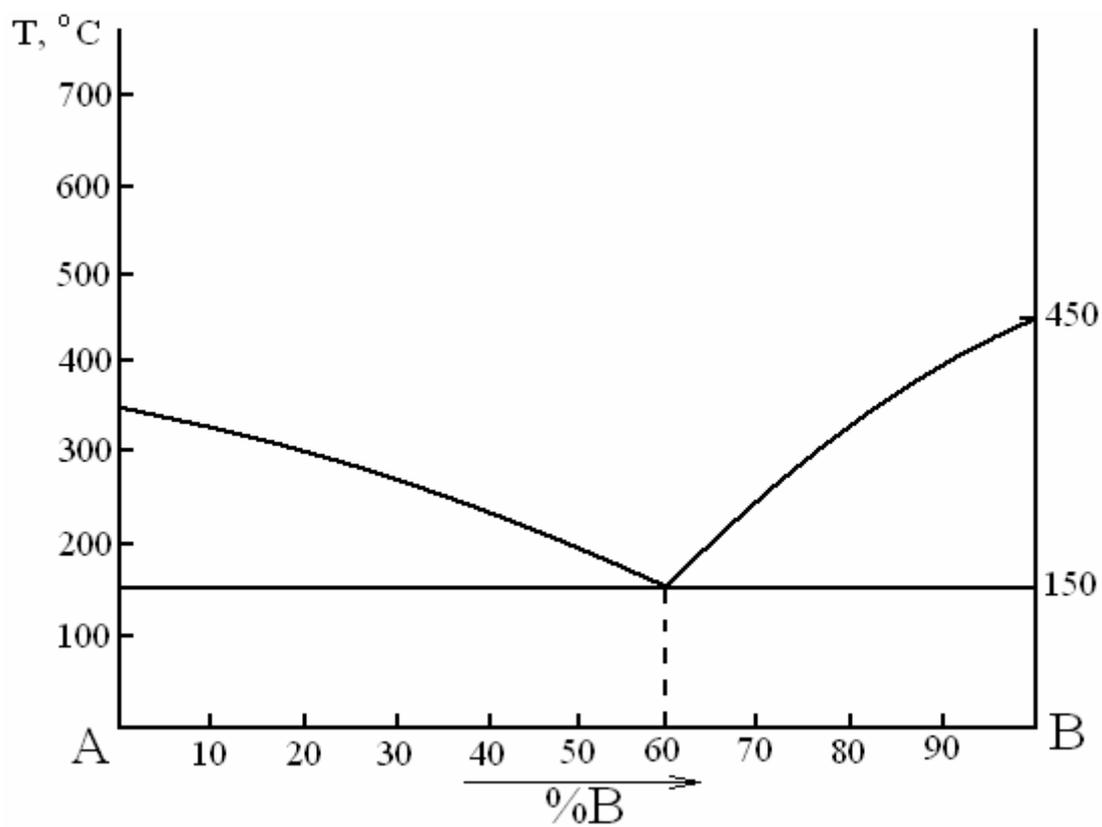


Диаграмма №10

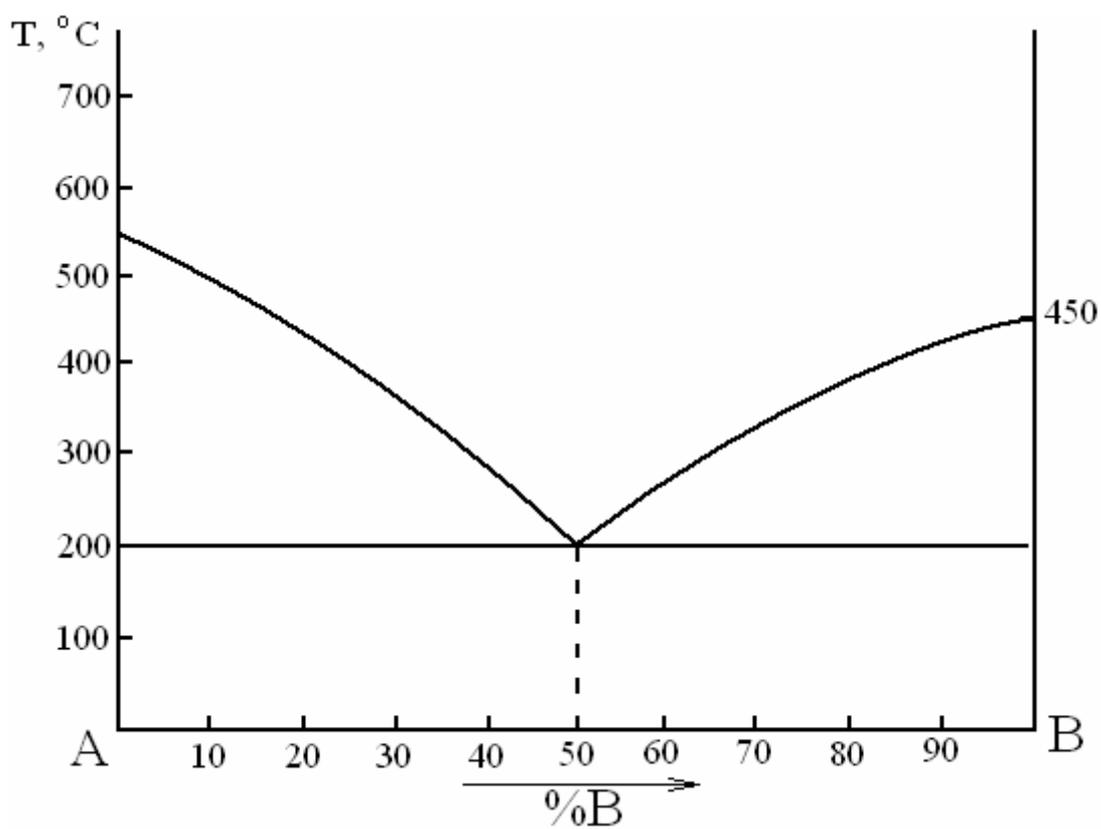


Диаграмма №11

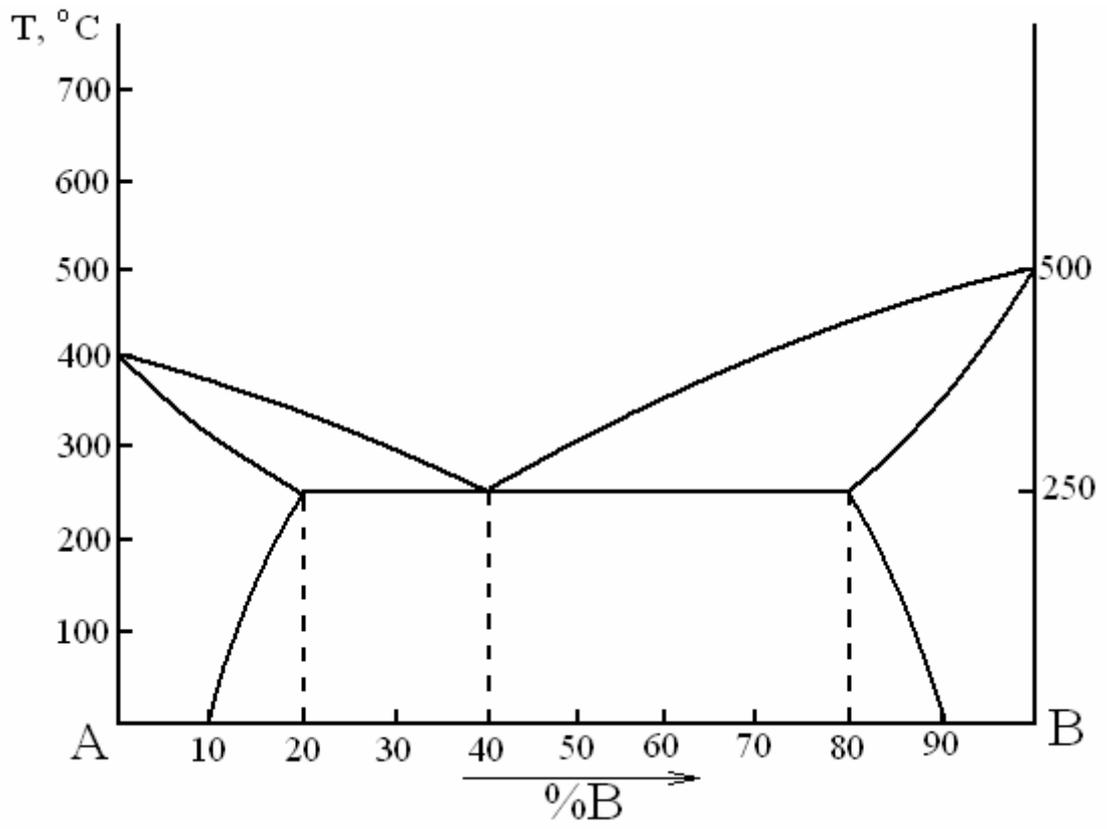


Диаграмма №12

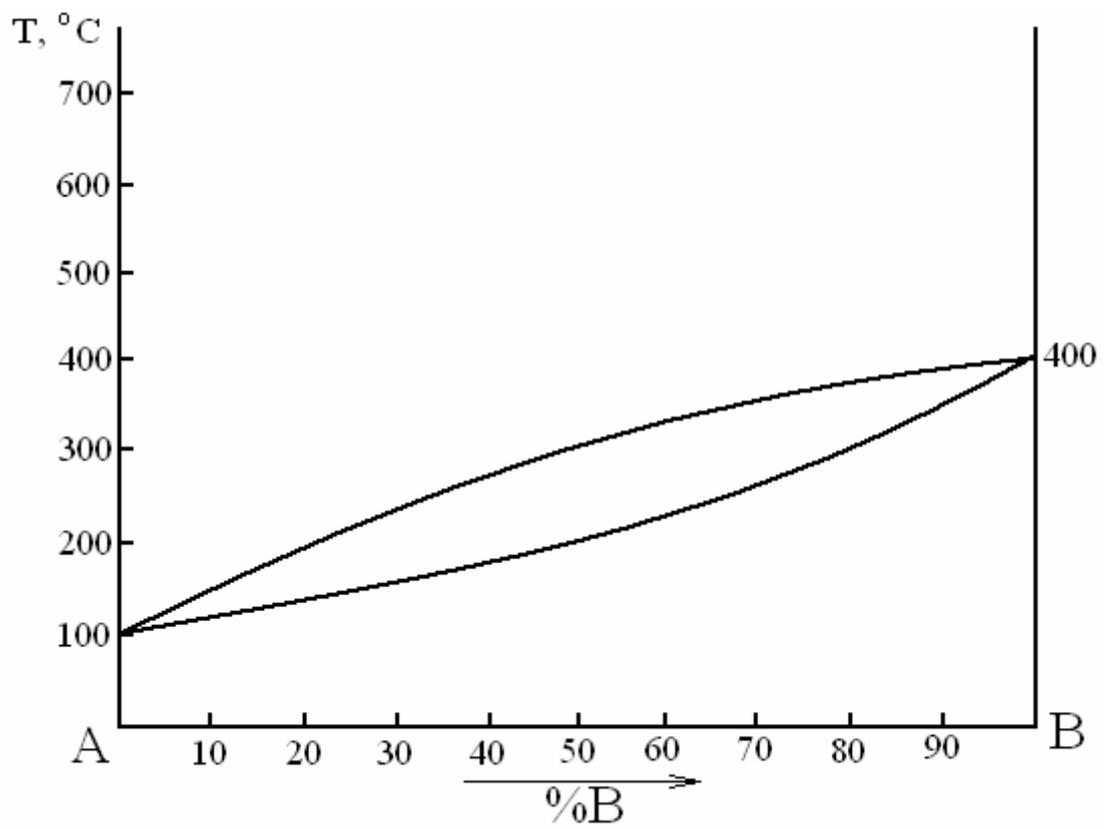


Диаграмма №13

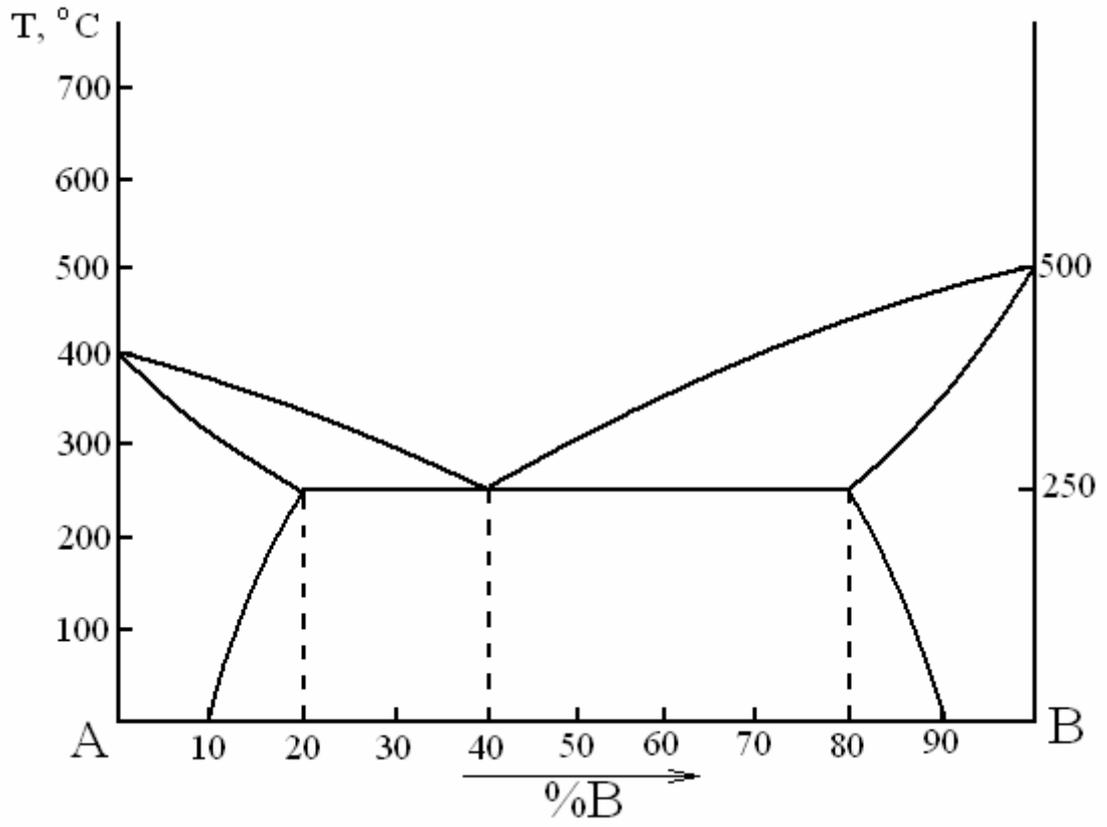


Диаграмма №14

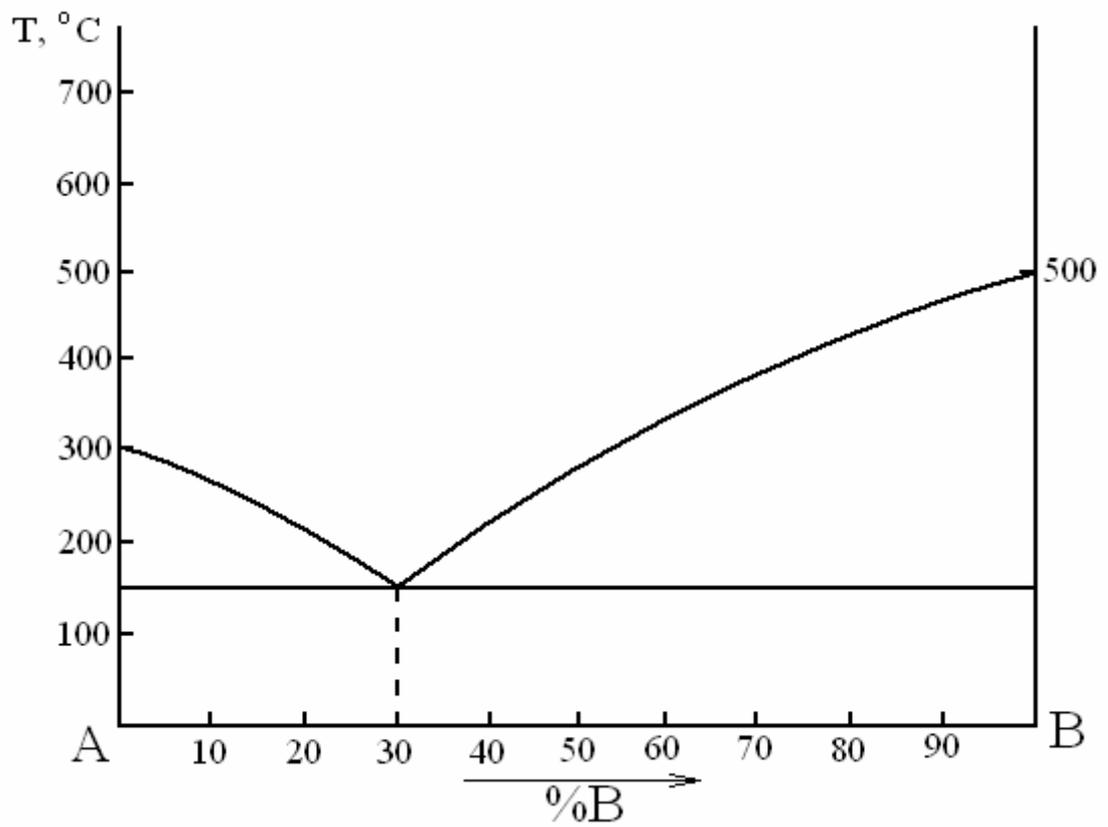


Диаграмма №15

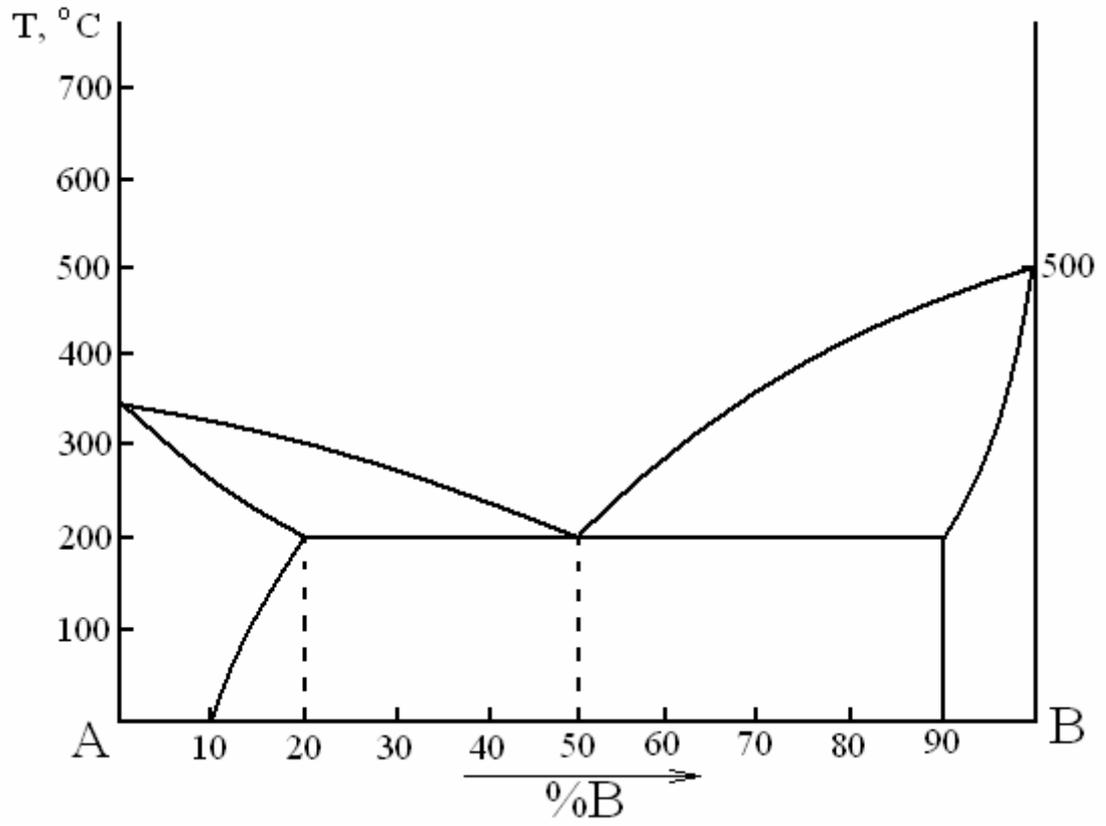


Диаграмма №16

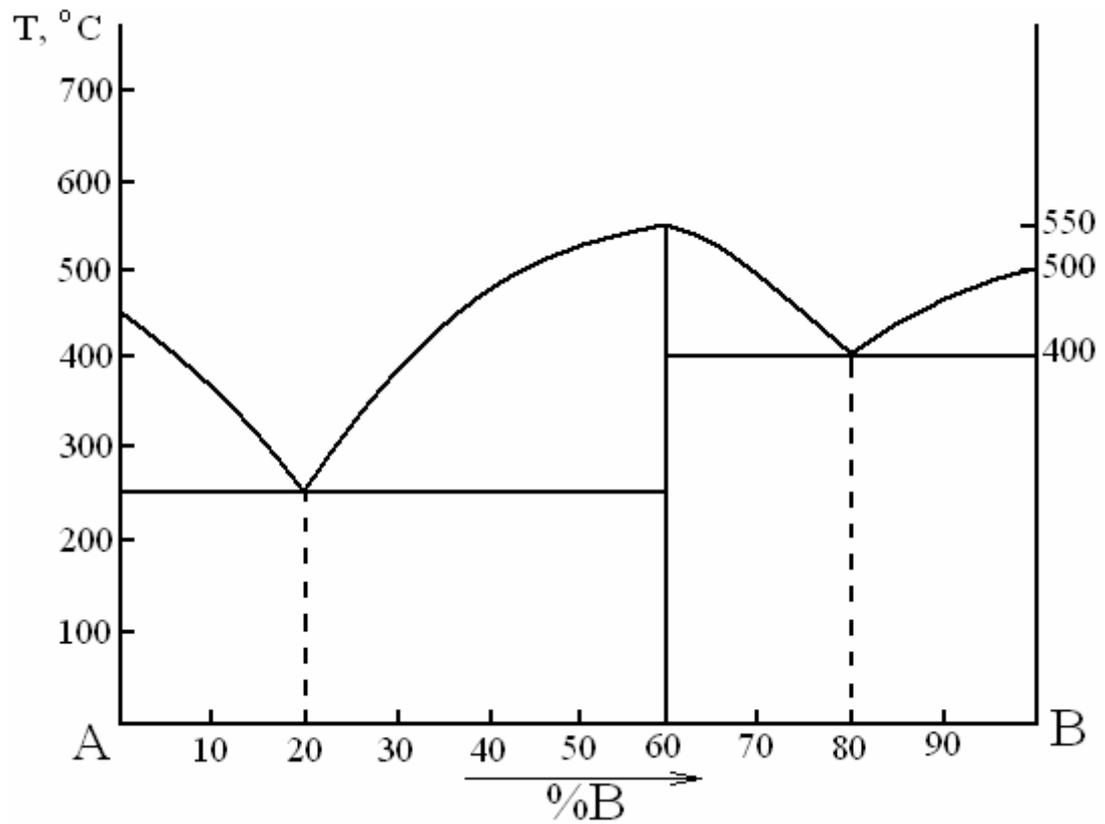


Диаграмма №17

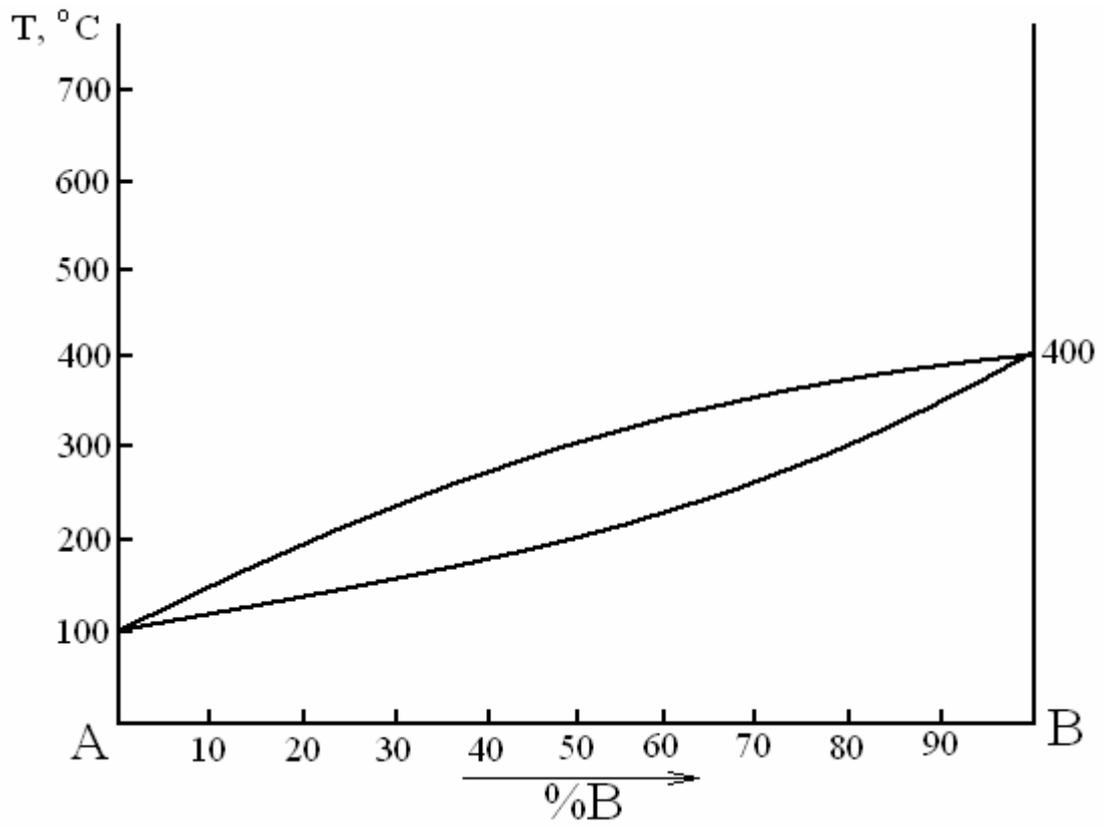


Диаграмма №18

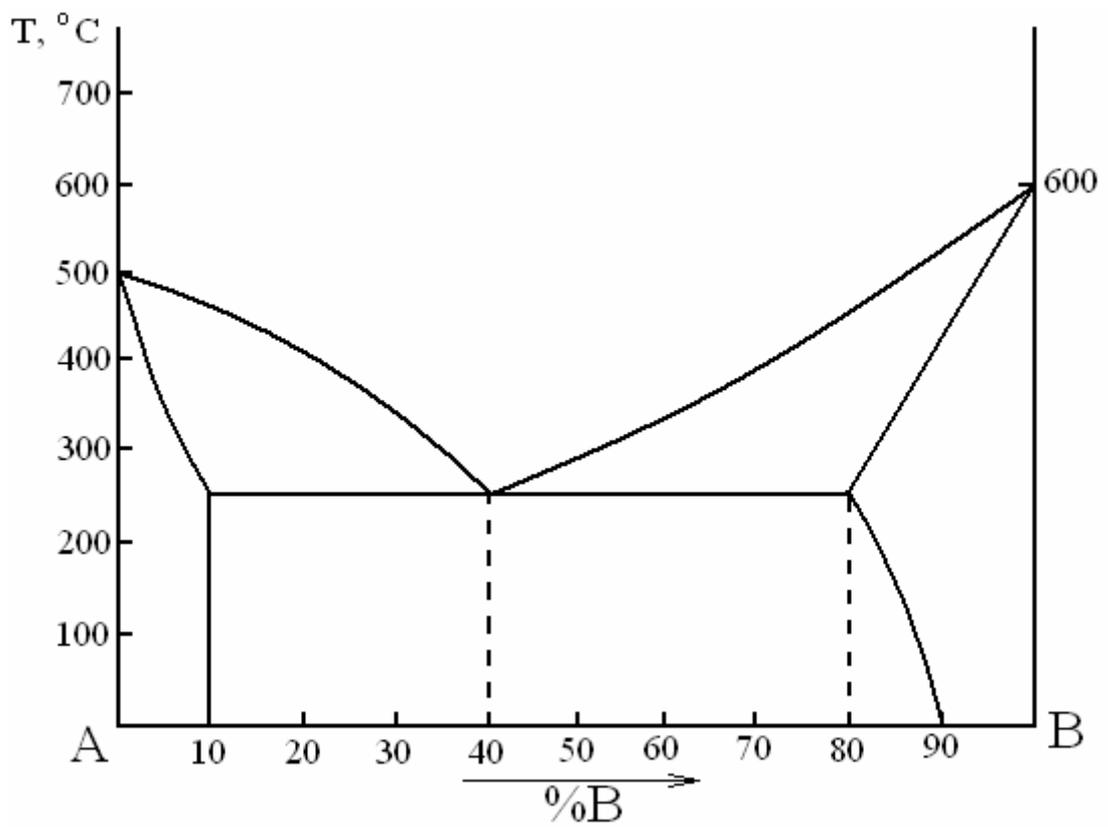


Диаграмма №19

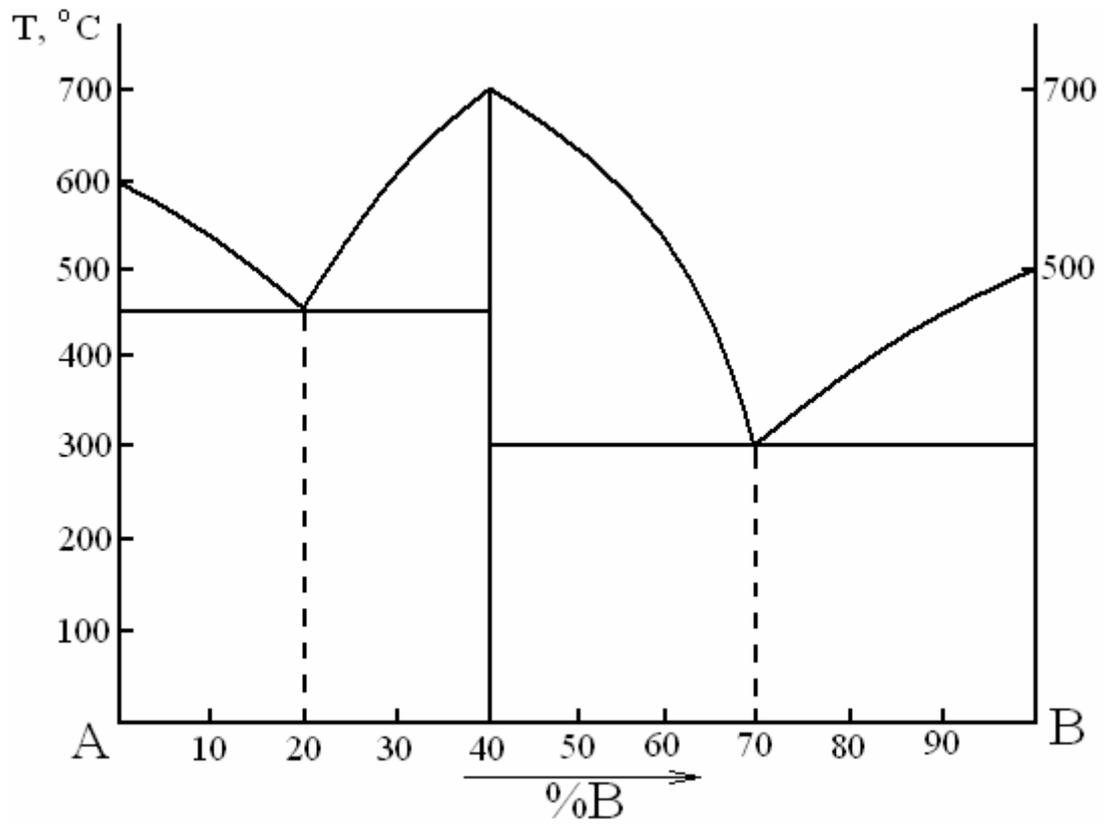


Диаграмма №20

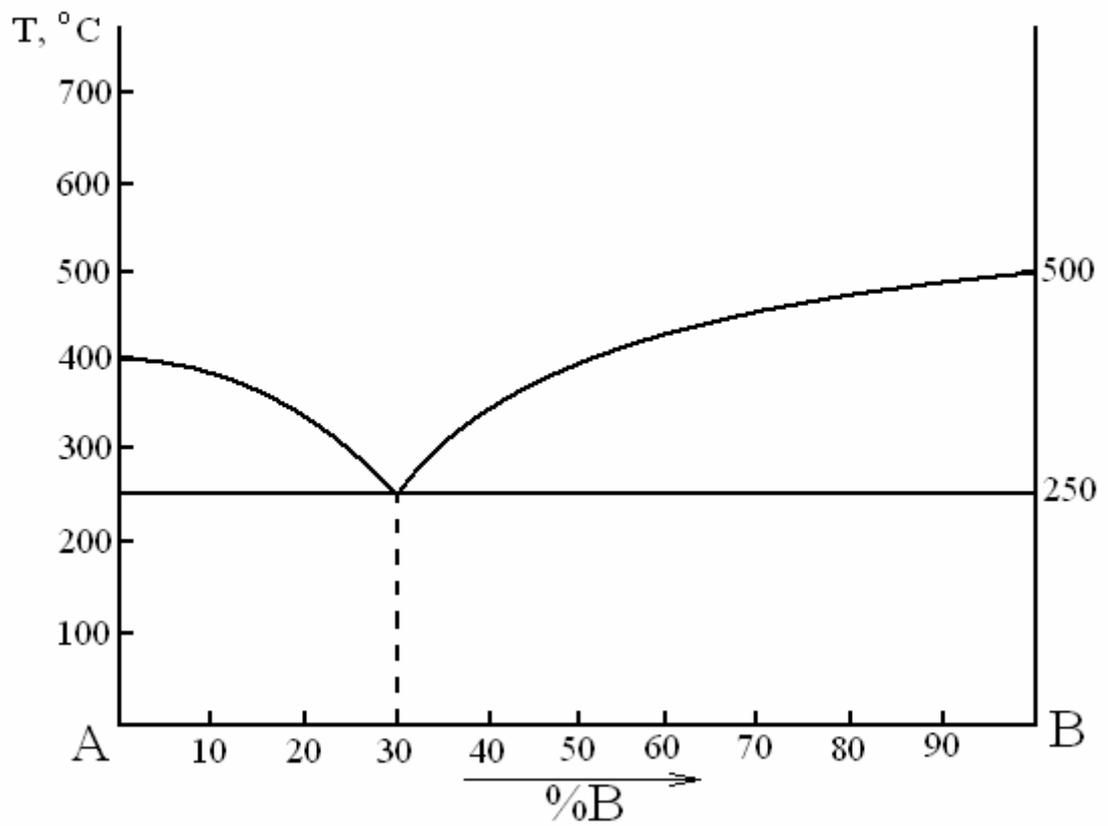


Диаграмма №21

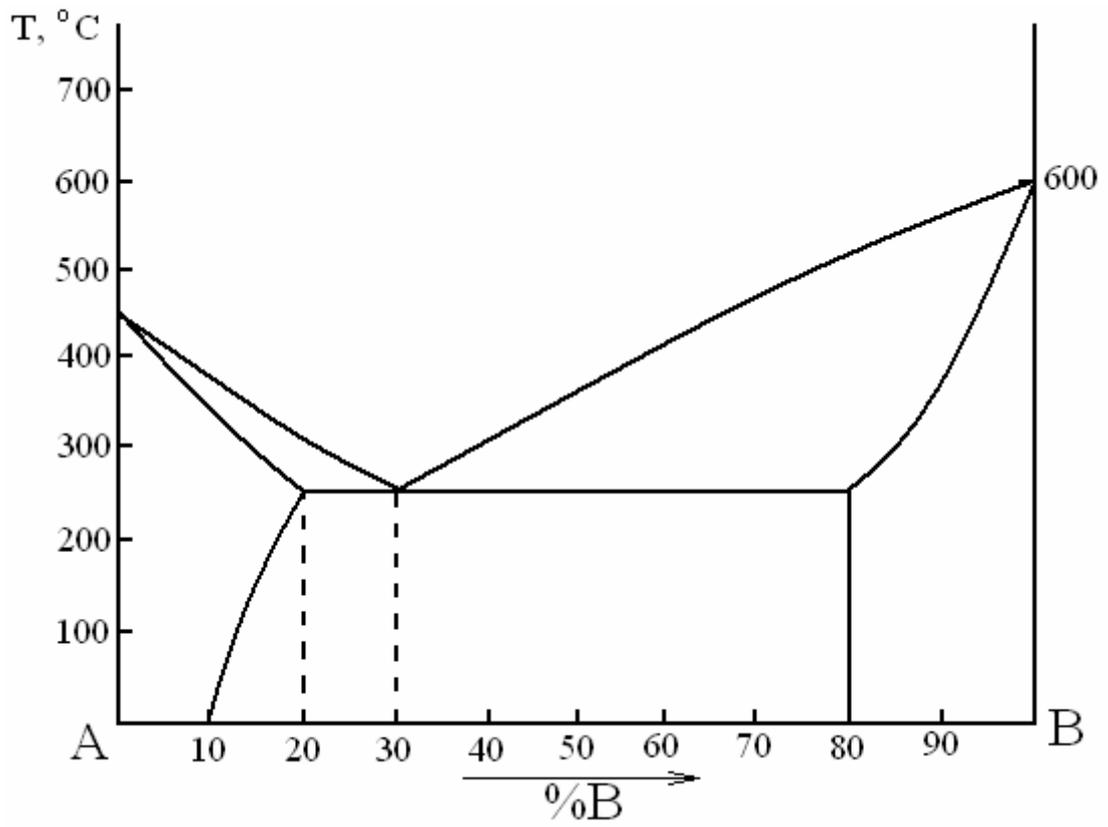


Диаграмма №22

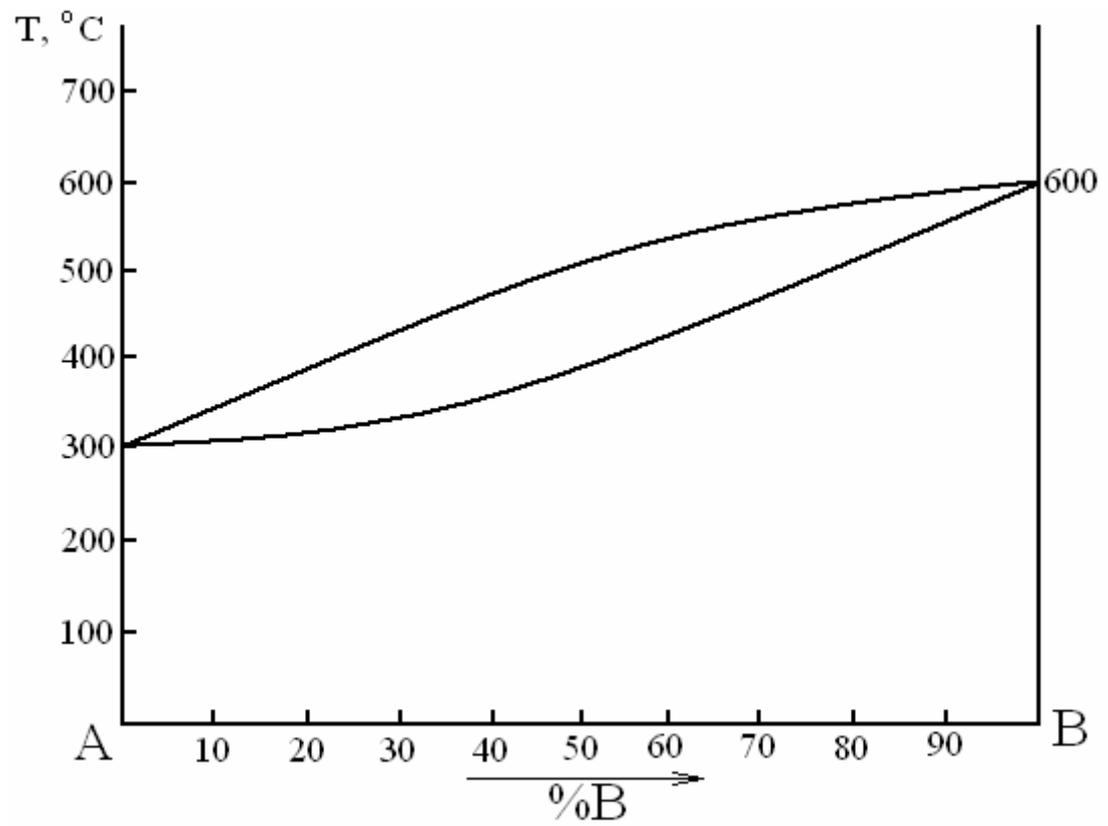


Диаграмма №23

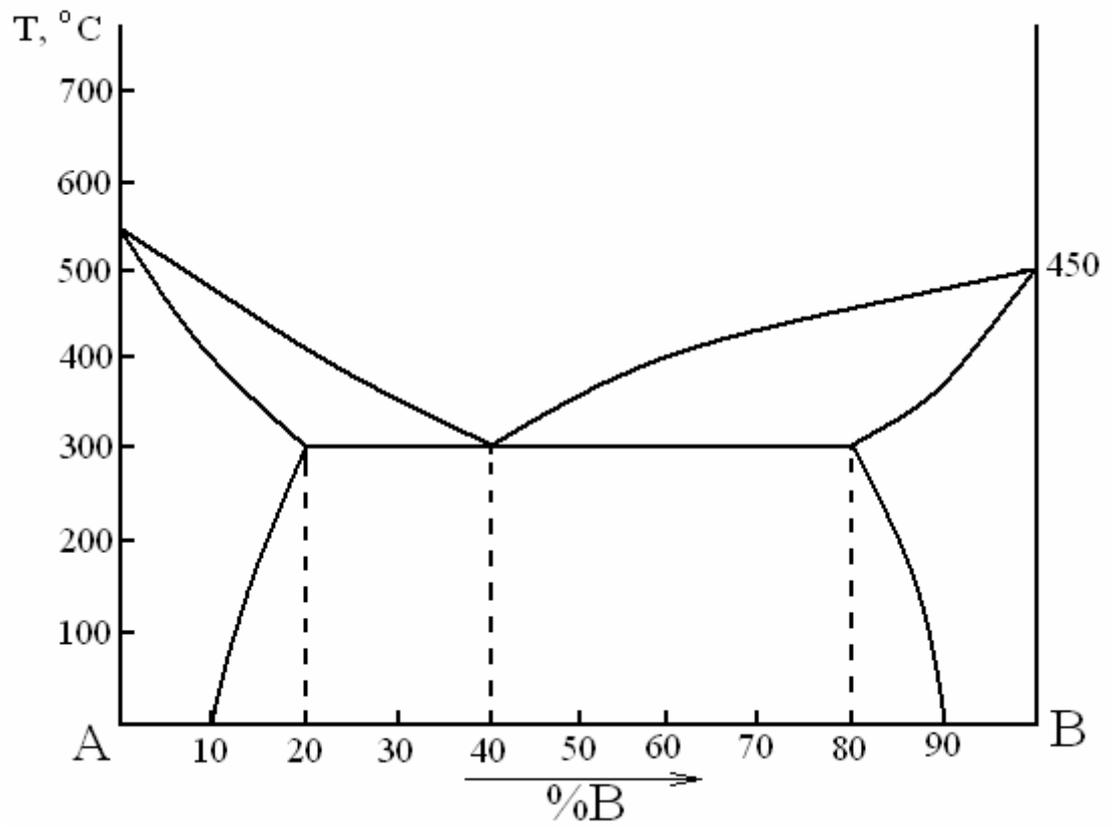


Диаграмма №24

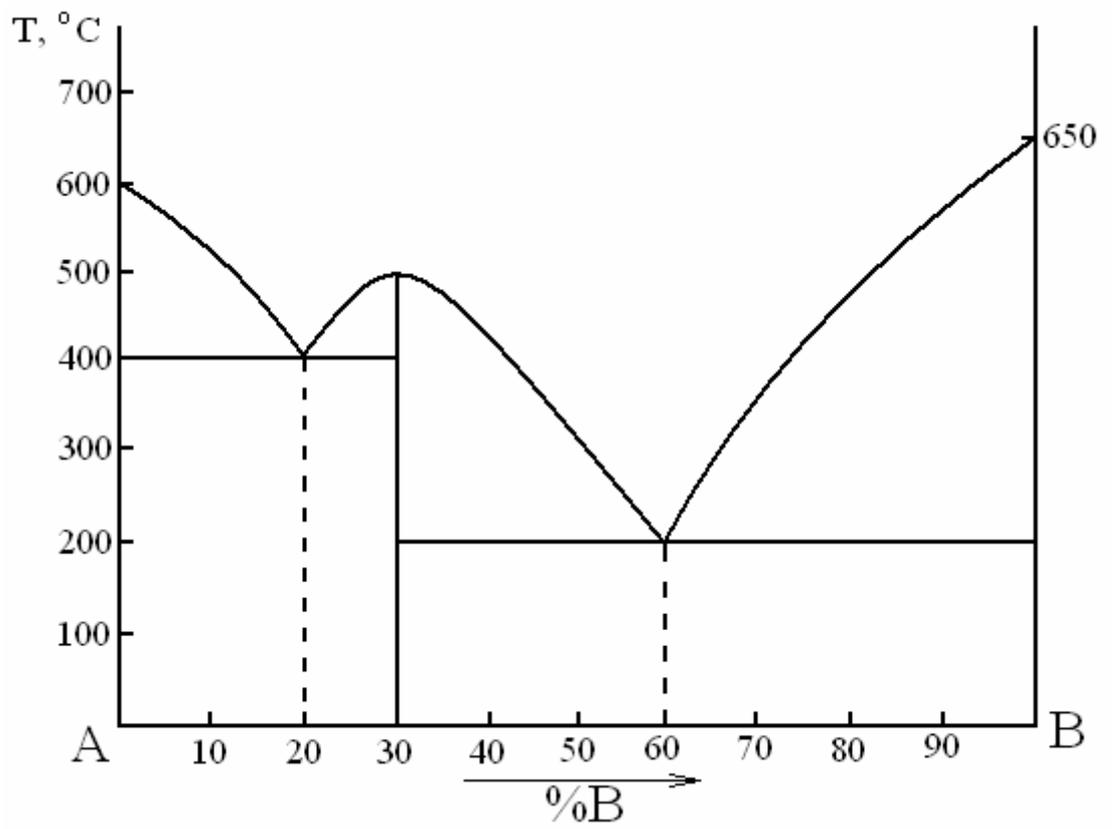


Диаграмма №25

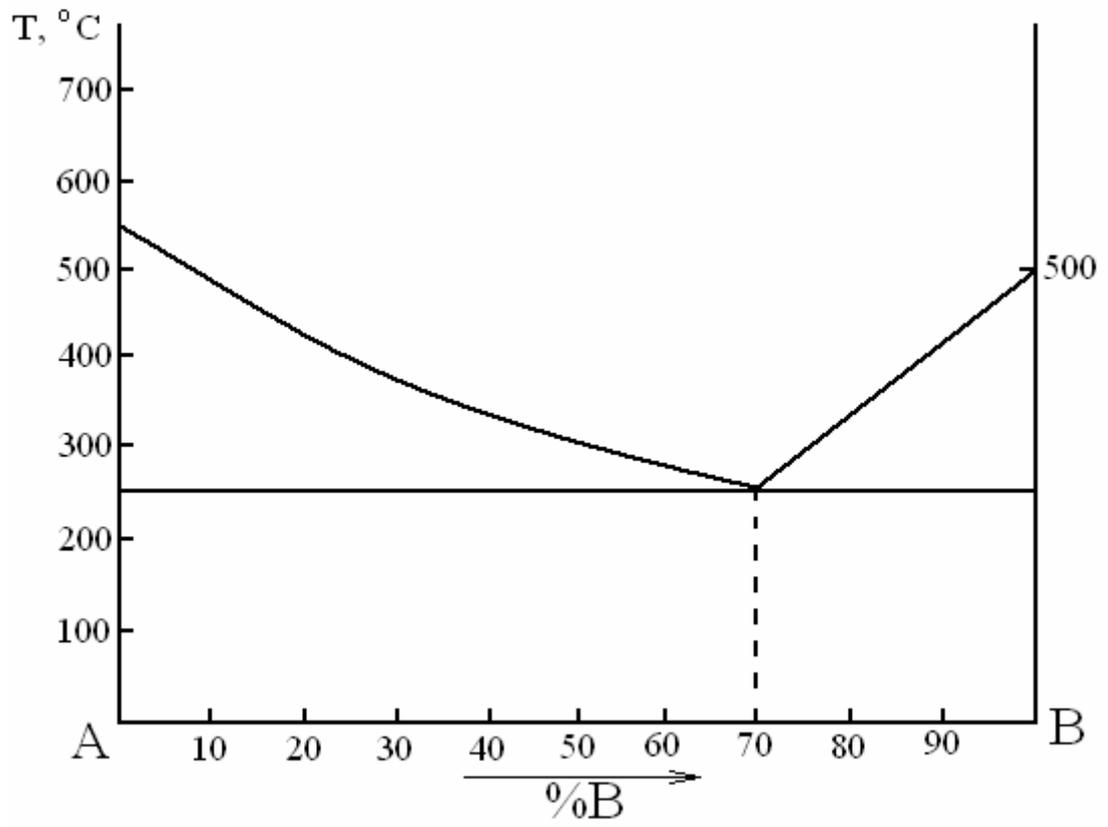


Диаграмма №26

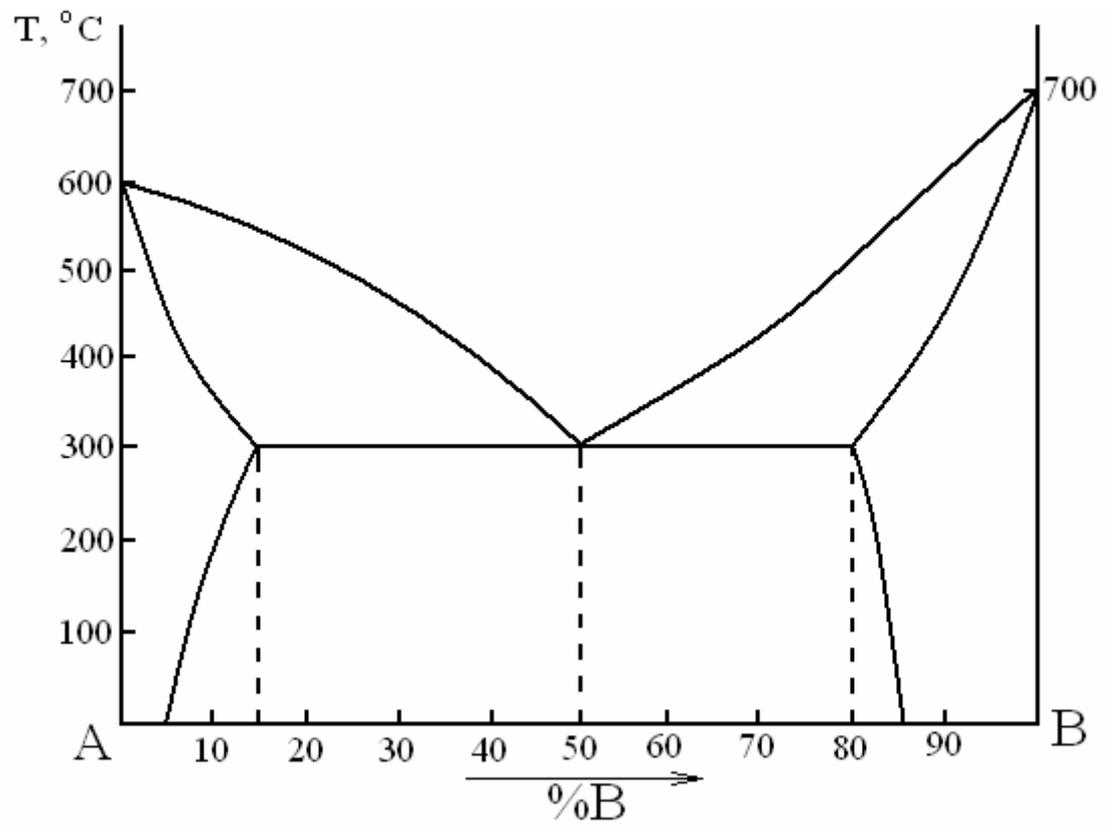


Диаграмма №27

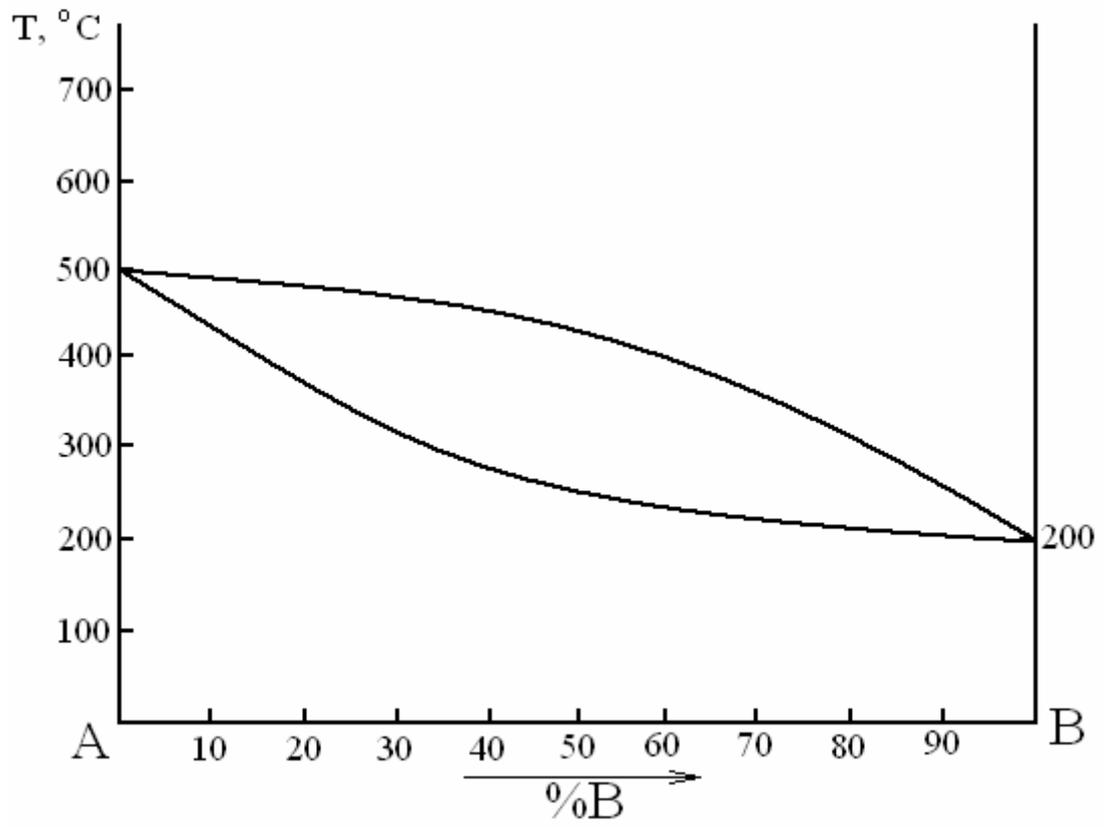


Диаграмма №28

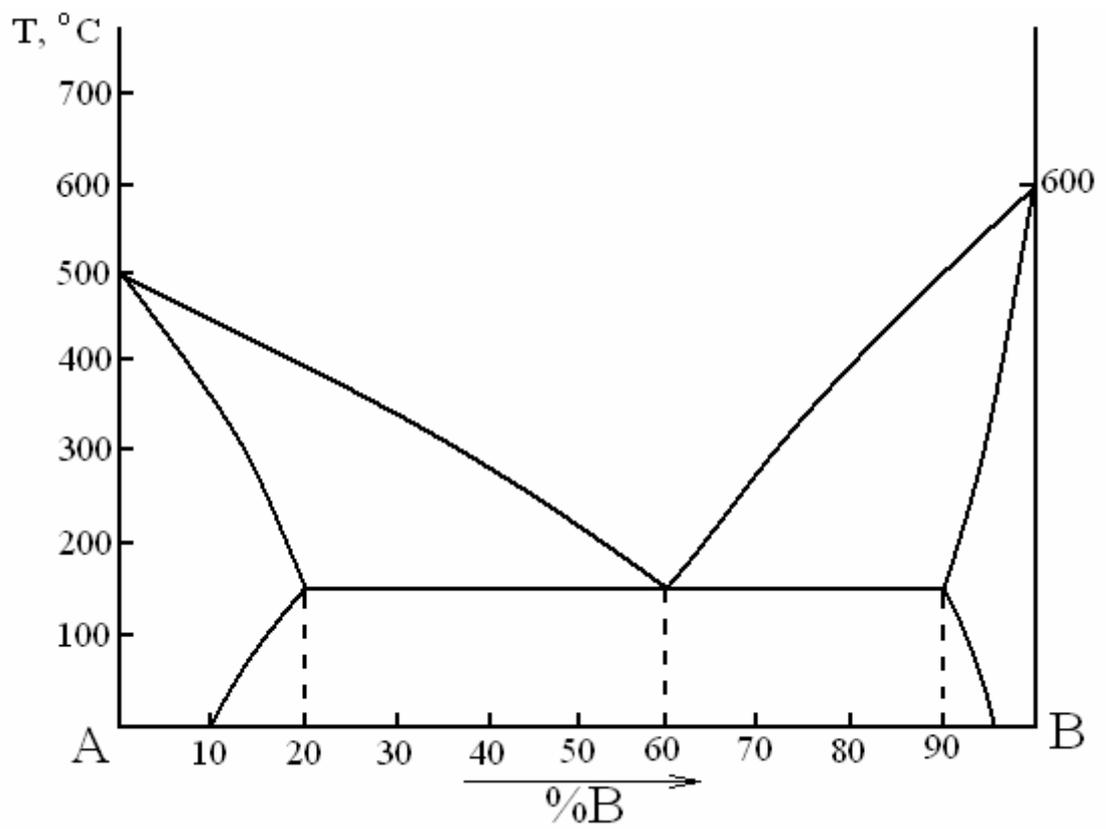


Диаграмма №29

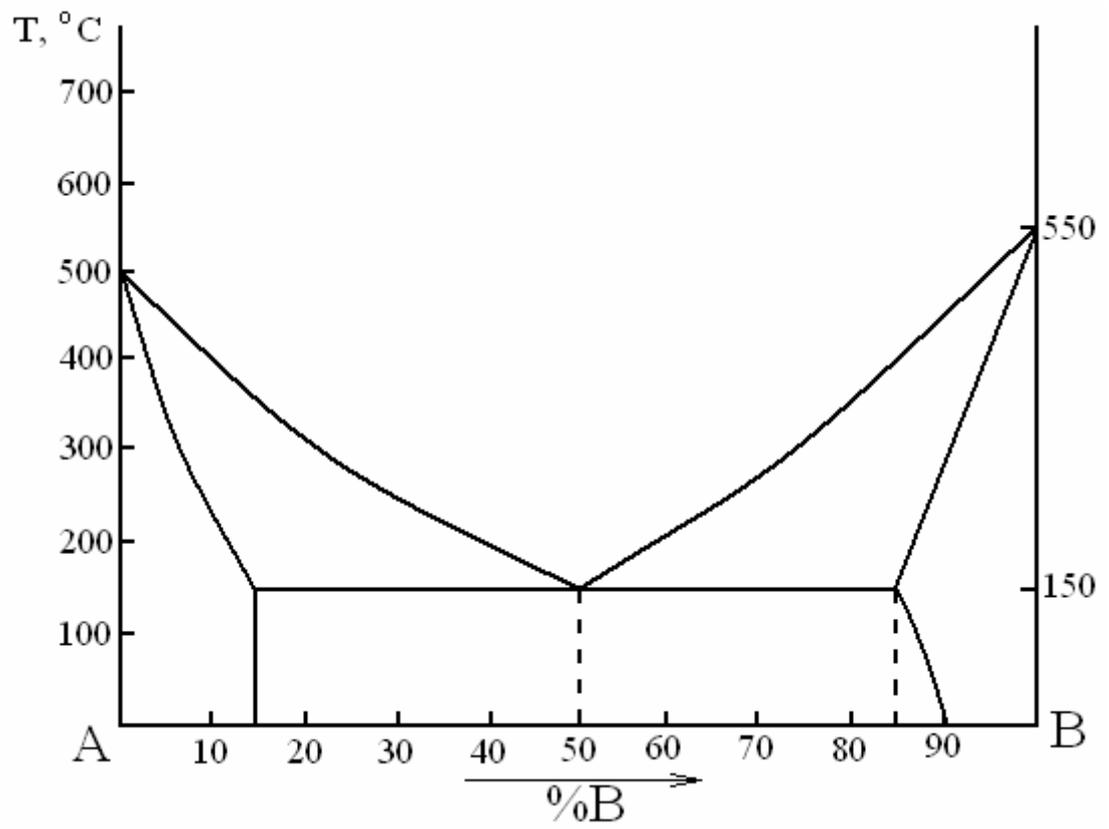


Диаграмма №30

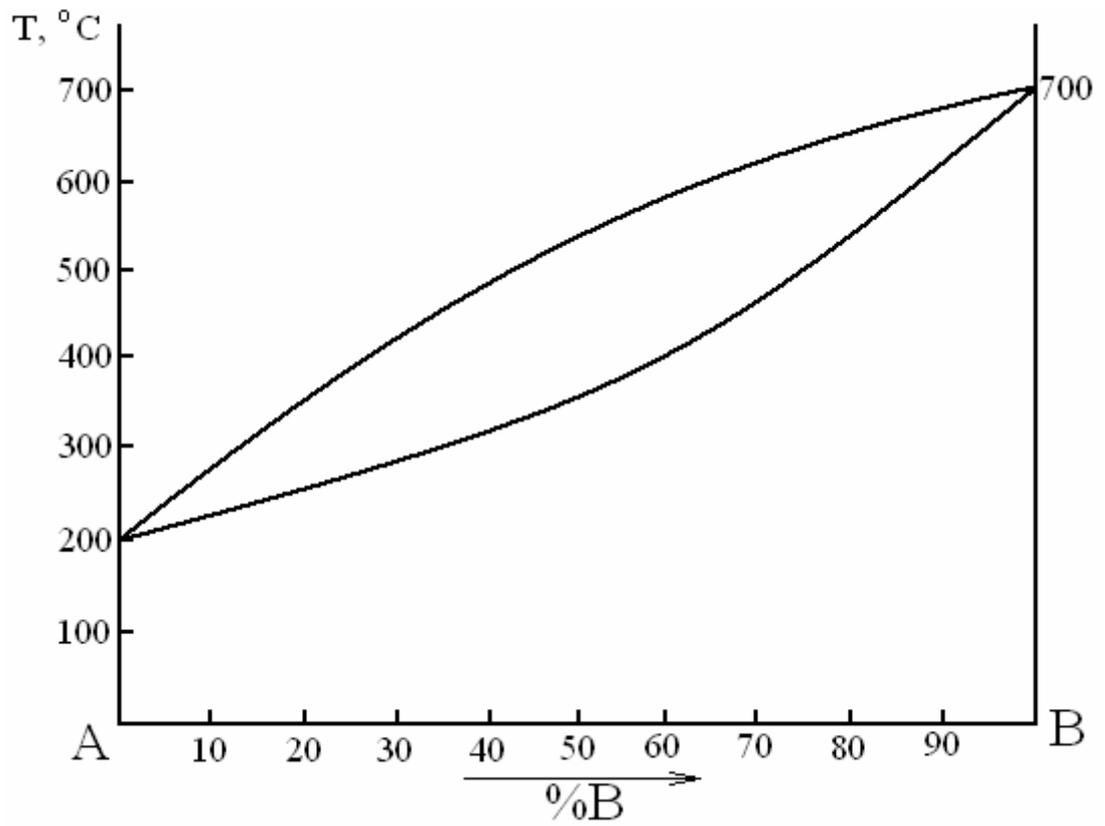


Диаграмма №31

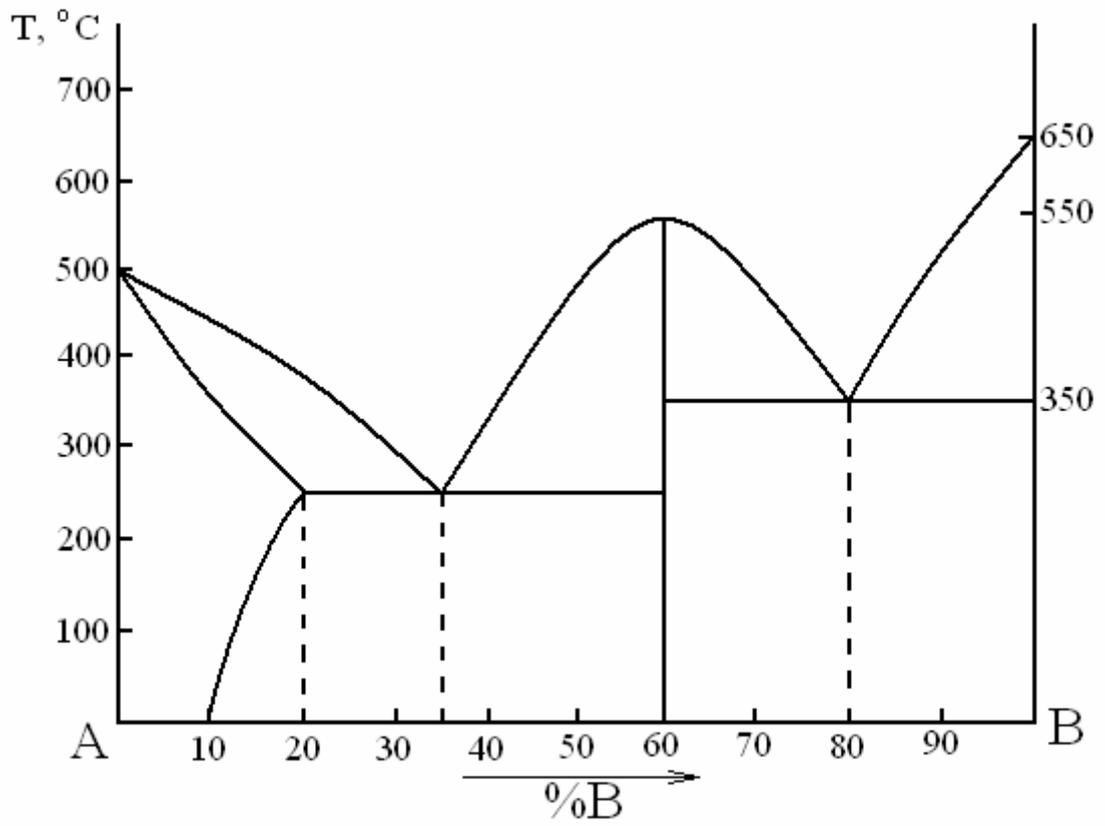


Диаграмма №32

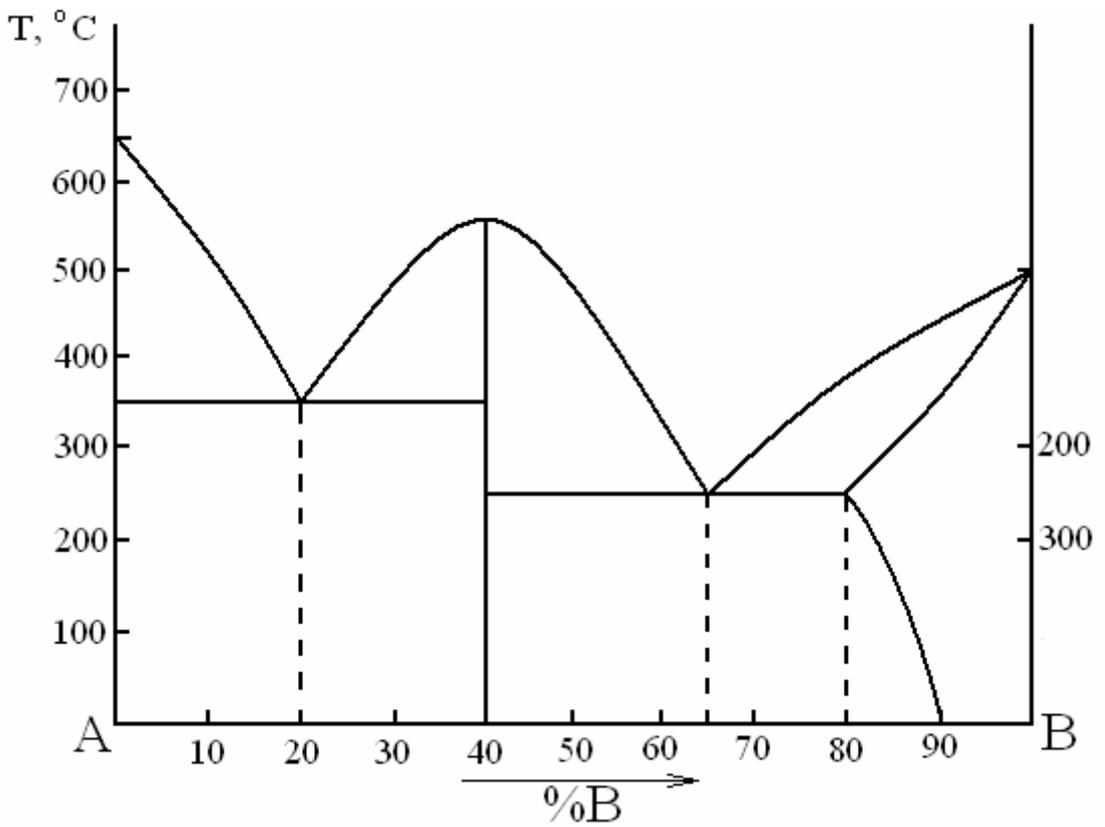


Диаграмма №33

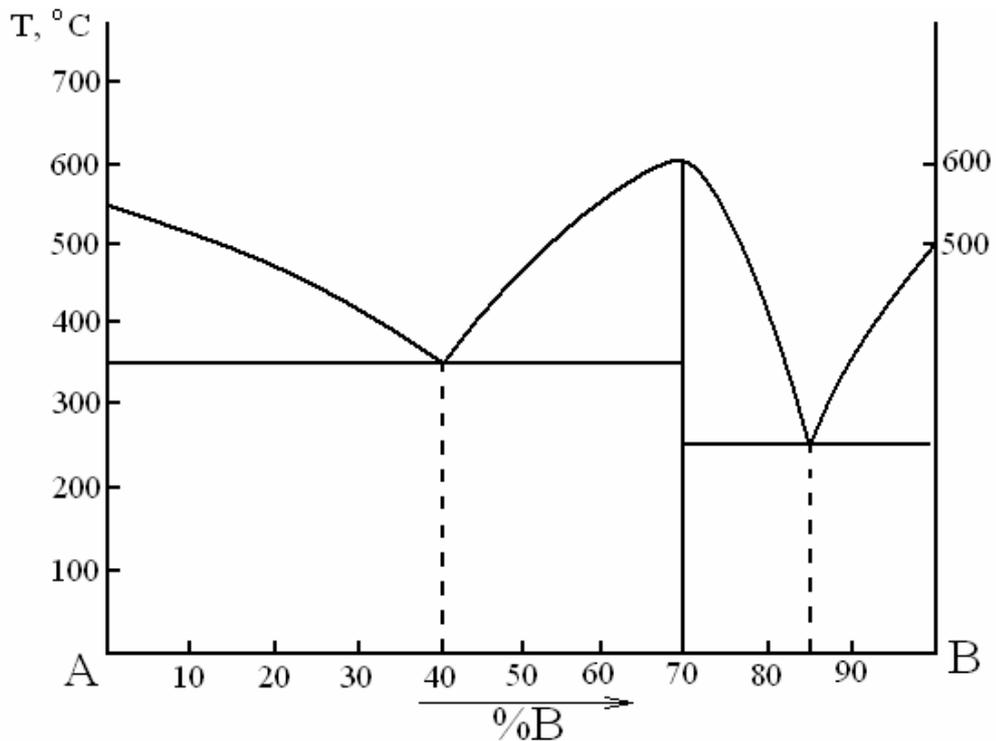


Рисунок 22 – Двухкомпонентные диаграммы состояния

ПРИМЕР РЕШЕНИЯ КОНТРОЛЬНОЙ РАБОТЫ № 1

Пусть дана диаграмма, представленная на рисунке 23 – зарисовываем ее и дальнейшее решение проводим с помощью этого рисунка.

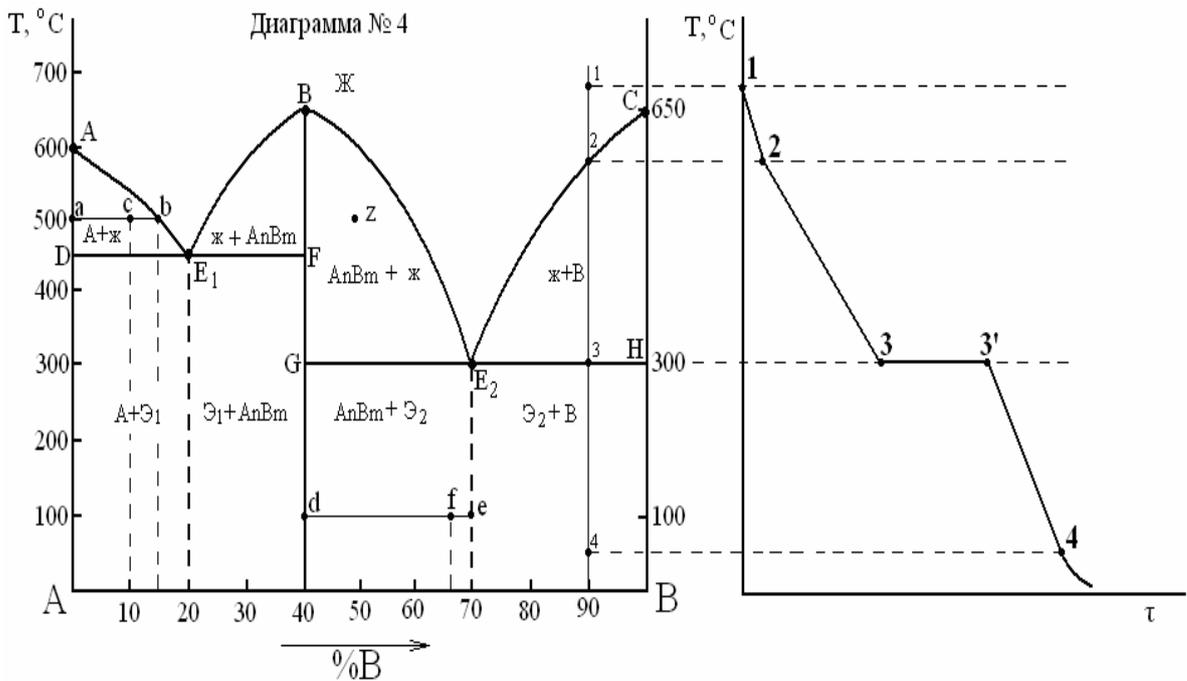


Рисунок 23 – Диаграмма состояния для сплавов с образованием устойчивого химического соединения и кривая охлаждения сплава 90%B+10%A

1.2. Описать превращения по диаграмме.

Название: диаграмма состояния для сплавов с образованием устойчивого химического соединения.

Точки: $(\cdot)A$ – температура плавления компонента А; $(\cdot)C$ – температура плавления компонента В; $(\cdot)B$ – температура плавления химического соединения A_nB_m ; $(\cdot)E_1$ – первая точка эвтектики; $(\cdot)E_2$ – вторая точка эвтектики.

Линии: AE_1BE_2C – линия ликвидус; DF и GH – линии солидус.

Фазы и структуры: **Ж** – расплав компонентов А и В; **А** – кристаллы компонента А; **В** – кристаллы компонента В; **A_nB_m** – кристаллы A_nB_m ; \mathcal{E}_1 – первая эвтектика – мелкодисперсная механическая смесь кристаллов А и A_nB_m ; \mathcal{E}_2 – вторая эвтектика – мелкодисперсная механическая смесь кристаллов A_nB_m и В.

1.3. Определить при помощи правила отрезков структуру сплава в точке. Дано: 10%В, $T=500^\circ C$.

Этим данным соответствует точка **c** на диаграмме (см. рисунок 23). В этой точке две фазы, расплав и кристаллы компонента А, т.е. правило отрезков применимо. Через точку **c** проводим горизонтальный отрезок **ab** до пересечения с линиями диаграммы. Составляем пропорцию и решаем ее измерив длину всех отрезков (буквой **Q** обозначаем массу). При решении необходимо помнить, что при составлении пропорции отрезок, соответствующий данной фазе, это дальний от нее отрезок, т.е. расплаву соответствует отрезок **ac**, а кристаллам А – **cb**. Общая масса – это 100%, и ей соответствует общий отрезок **ab**.

$$\frac{Q_A}{Q_{\text{общ.}}} = \frac{cb}{ab}; \quad \frac{Q_A}{100\%} = \frac{5}{15}; \quad Q_A = \frac{5}{15} \cdot 100\% = 33,3\%, \quad Q_{\text{ж}} = 100\% - 33,3\% = 66,7\%$$

Химический состав расплава описывается точкой **b** (15%В +85%А), а твердой фазы – точкой **a**.

Ответ: $Q_A = 33,3\%$; $Q_{\text{ж}} = 66,7\%$; $C_A = 100\% \text{ А}$; $C_{\text{ж}} = 15\% \text{ В} + 85\% \text{ А}$.

1.4. Определить при помощи правила отрезков химический состав сплава по структуре. Дано: $Q_{AnBm} = 10\%$, $Q_{(AnBm+B)} = 90\%$, $T=100^\circ C$.

Эта задача является обратной задаче 1.3, т.е. нам дано весовое соотношение и надо найти точку на диаграмме, которой оно соответствует. Из данных задачи следует, что в искомой области присутствуют кристаллы A_nB_m и вторая эвтектика – это область под отрезком GE_2 на диаграмме. В этой области проводим горизонтальный отрезок **de** при температуре $100^\circ C$. На этом отрезке существует некоторая точка **f**, которая соответствует условиям задачи, соответственно можно составить пропорцию и решить ее:

$$\frac{Q_{AnBm}}{Q_{\text{общ.}}} = \frac{fe}{de}; \quad \frac{10\%}{100\%} = \frac{fe}{30}; \quad fe=3$$

Т.к. длина отрезка **fe** найдена, можно определить химический состав сплава в точке **f**: 67%В и 33%А

Ответ: $C_{\text{сплава}} = 67\% \text{ В} + 33\% \text{ А}$.

1.5. Построить кривую охлаждения для сплава. Дано: 90%B.

Проводим вертикальную линию для данного химического состава и все точки пересечения этой линии с линиями диаграммы последовательно нумеруем, первая точка должна быть в расплаве – см. рисунок 23. При построении надо помнить, что: 1) если в данной точке начинается кристаллизация, то выделяется тепло и охлаждение идет медленнее (более пологий участок); 2) если число степеней свободы равно нулю, то на кривой охлаждения будет горизонтальный участок. Решение приведено на рис. 23 справа:

(·)1. $C_1 = 2 - 1 + 1 = 2$, т.к. 2 компонента и 1 фаза.

от (·)1 до (·)2 остывает расплав.

(·)2. Начинается кристаллизация компонента В, охлаждение пойдет медленнее. $C_2 = 2 - 2 + 1 = 1$, т.к. 2 компонента и 2 фазы.

от (·)2 до (·)3 кристаллизуется компонент В.

(·)3. Линия эвтектики. Здесь одновременно кристаллизуются компонент В и химическое соединение A_nB_m , т.е. вторая эвтектика, поэтому в равновесии находятся 3 фазы – Ж и кристаллы В и A_nB_m .

$C_3 = 2 - 3 + 1 = 0$. На кривой охлаждения горизонтальный участок 3 3', т.е. температура не меняется, пока весь расплав не превратится во вторую эвтектику.

от (·)3 до (·)4 остывает механическая смесь фаз A_nB_m и В.

(·)4. $C_4 = 2 - 2 + 1 = 1$.

1.6. Найти число степеней свободы в точке. Дано 50%B, $T=500^{\circ}C$.

На рисунке 23 это (·)z. По формуле Гиббса $C = K - \Phi + 1$. У нас 2 компонента, 2 фазы (A_nB_m и Ж), поэтому $C = 2 - 2 + 1 = 1$.

1.7. Зарисовываем диаграмму железо-углерод – см. рисунок 24.

1.8. Описать линии, точки, фазы и структуры.

Задание 2.1 выполняется аналогично заданию 1.1.

1.9. Построить кривую охлаждения для сплава. Дано: 2%C.

Решение показано на рисунке 24, справа.

(·)1. $C_1 = 2 - 1 + 1 = 2$: 2 компонента (Fe и C), 1 фаза (Ж),

от (·)1 до (·)2 остывает железо-углеродный расплав.

(·)2. Появляются первые кристаллы аустенита, на кривой будет перегиб, т.к. идет процесс кристаллизации.

$C_2 = 2 - 2 + 1 = 1$: 2 компонента, 2 фазы (Ж и А).

от (·)2 до (·)3 идет кристаллизация аустенита.

(·)3. Линия солидус, последний момент кристаллизации аустенита. Т.к. кристаллизация закончилась, дальше охлаждение идет быстрее.

$C_3 = 2 - 2 + 1 = 1$: 2 компонента, 2 фазы (Ж и А).

От (·)3 до (·)4 остывает аустенит.

(·)4. Из аустенита начинает выделяться вторичный цементит и охлаждение опять пойдет медленнее.

$C_4 = 2 - 2 + 1 = 1$: 2 фазы (А и Ц).

От (·)4 до (·)5 по линии ES падает растворимость углерода в аустените, кристаллизуется вторичный цементит, охлаждение идет медленнее.

(·)5. Линия эвтектоидного превращения (перлитного) PSK. Аустенит распадается на феррито-цементитную смесь, т.е. в равновесии 3 фазы, на кривой охлаждения горизонтальный участок 5 5', до тех пор, пока не закончится превращение.

$C_5 = 2 - 3 + 1 = 0$: 3 фазы (А, Ф, Ц).

От (·)5 до (·)6 остывает механическая смесь феррита и цементита (структура цементит + перлит).

$C_6 = 2 - 2 + 1 = 1$: 2 фазы.

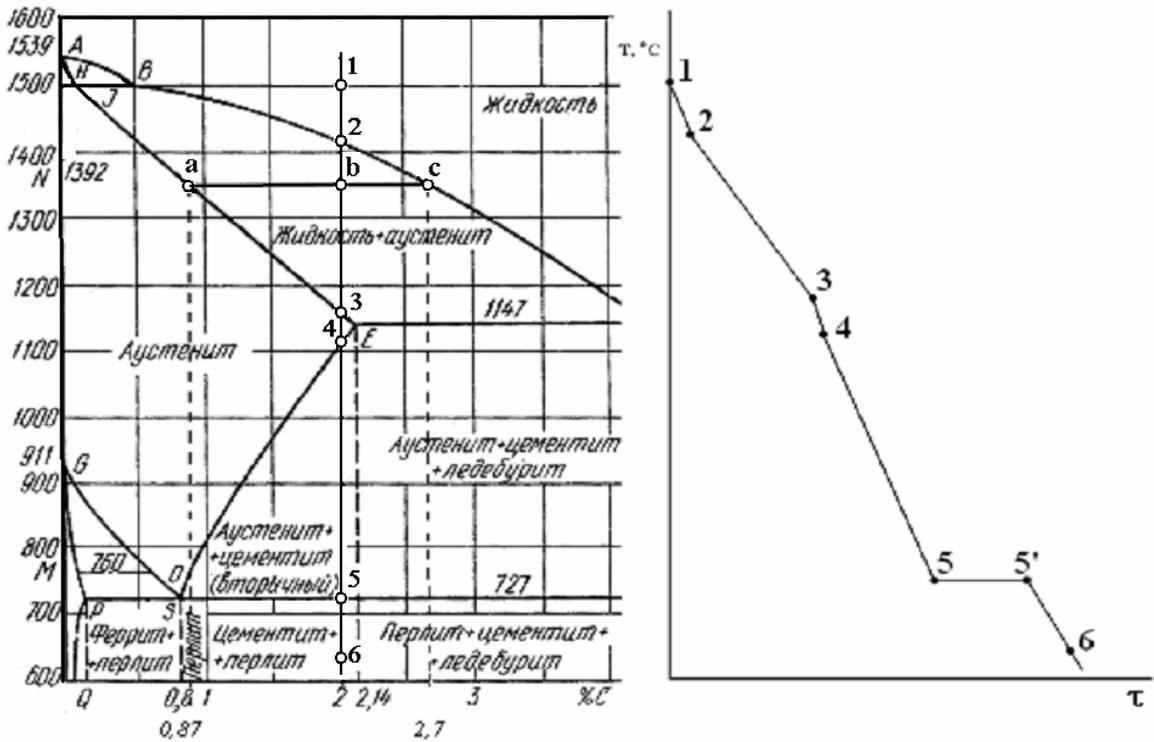


Рисунок 24 – Диаграмма Fe-C и кривая охлаждения для сплава с 2% С.

1.10. Для данного сплава найти весовое соотношение фаз, химический состав фаз. Дано: 2%С, $T = 1350^\circ\text{C}$.

Условиям задания соответствует точка **b** на диаграмме (см. рисунок 24). В этой точке имеются аустенит, химический состав которого описывается точкой **a** (0,87%С) и расплав, химический состав которого описывается точкой **c** (2,7%С) Составляем и решаем пропорцию:

$$\frac{Q_A}{Q_{\text{общ}}} = \frac{bc}{ac}, \quad \frac{Q_A}{100\%} = \frac{2,7\%C - 2\%C}{2,7\%C - 0,87\%C}; \quad Q_A = \frac{0,7}{1,83} \cdot 100\% = 38\%; \quad Q_{\text{ж}} = 62\%$$

Ответ: $Q_A = 38\%$; $Q_{\text{ж}} = 62\%$; $C_A = 0,87\%C$; $C_{\text{ж}} = 2,7\%C$.

Аналогично происходит решение при второй температуре, но при этом необходимо правильно определить какие две **фазы** имеются в данной точке и где на диаграмме слева и справа от данной точки расположены границы существования этих двух фаз.

2 Виды термической обработки

Термическая обработка сплавов. Термическая обработка сплавов – это совокупность операций нагрева, выдержки при заданной температуре и охлаждения с определенной скоростью металлических сплавов, находящихся в твердом состоянии, с целью изменения их структуры и получения необходимых свойств (прочность, твердость и др.), а также снятия внутренних напряжений. Основные виды термической обработки (рисунок 25) – закалка, отпуск, отжиг, нормализация, старение (закалка и старение цветных сплавов будут рассмотрены в разделе «Алюминий и сплавы на его основе»), ХТО. Теоретической основой термической обработки сталей является диаграмма состояния железо-углерод.

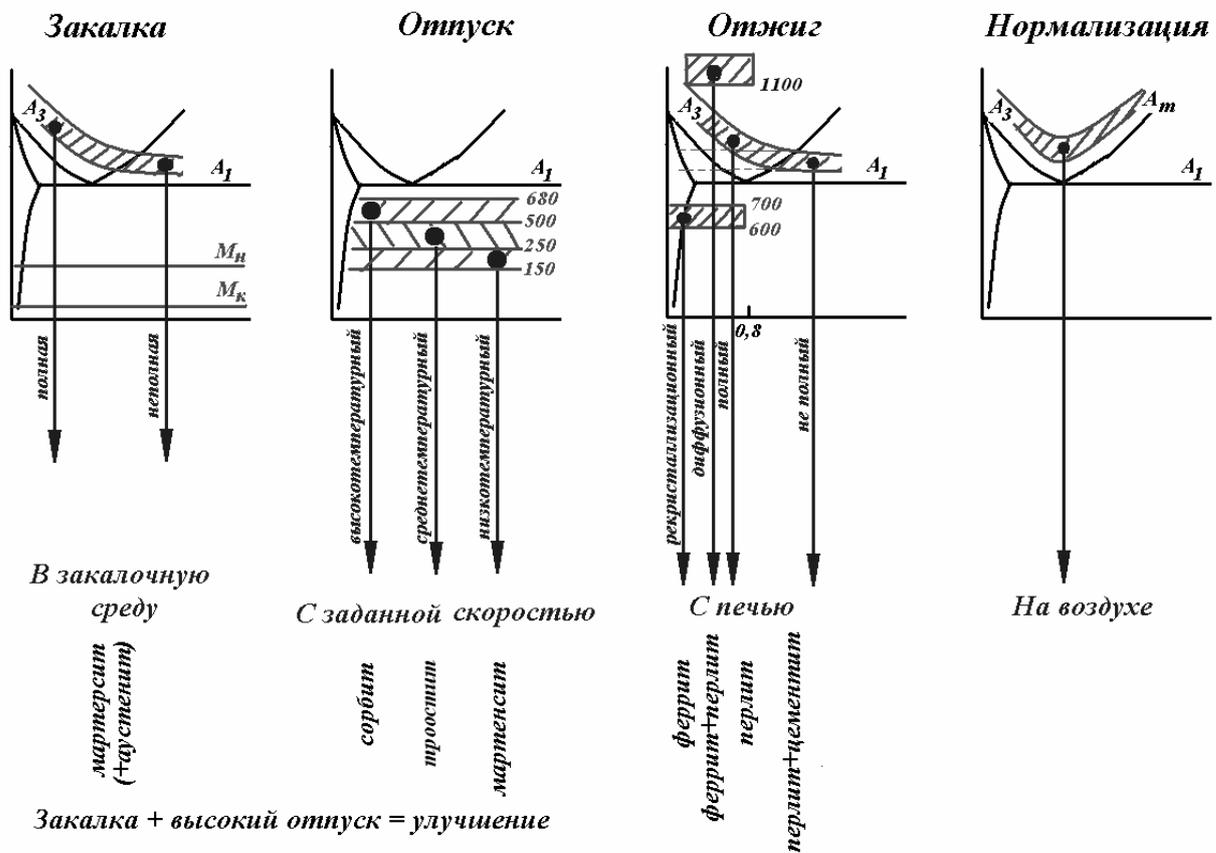


Рисунок 25 – Виды и режимы термической обработки стали

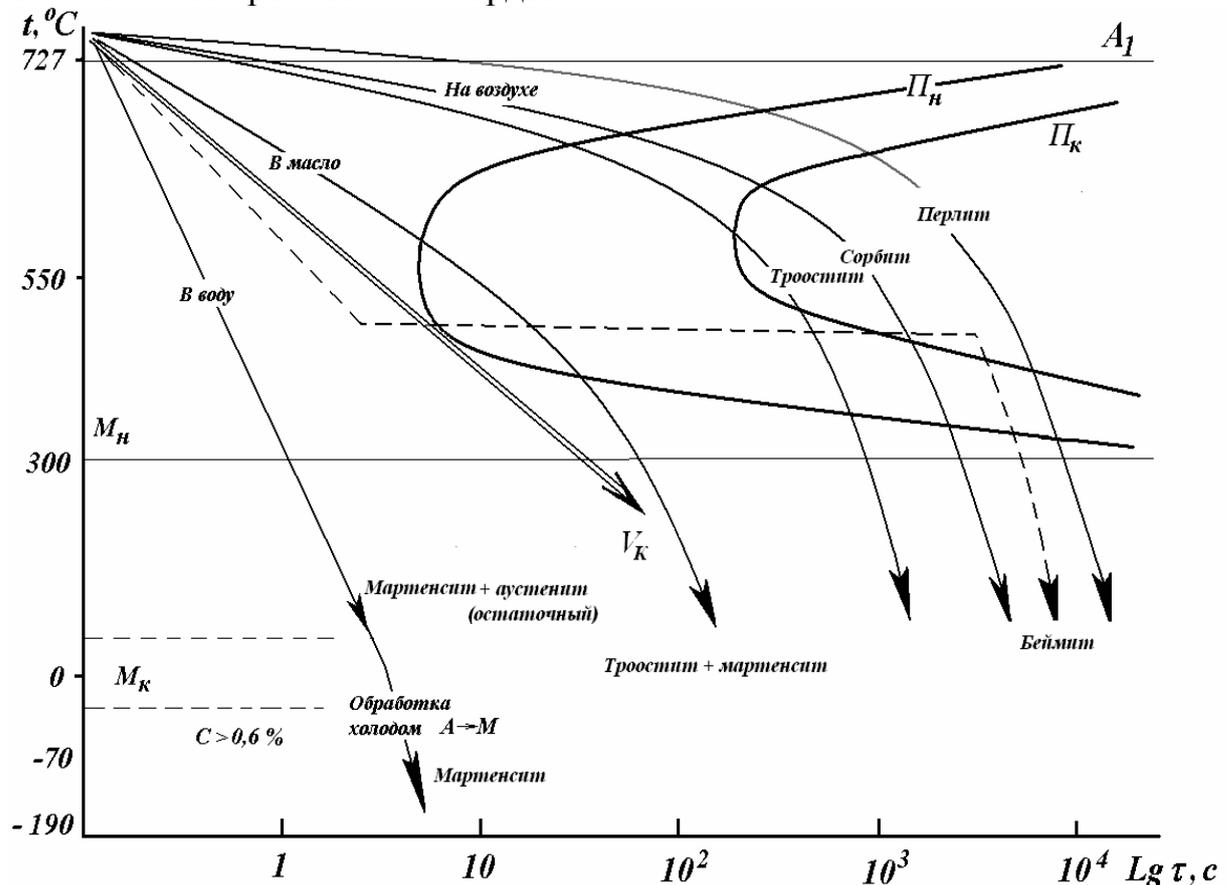
2.1 Закалка

Закалка заключается в нагреве стали до температуры на 30...50°С выше критических точек. Затем следует выдержка при этой температуре для прогрева изделия по всему сечению и быстрое охлаждение. Закалка возможна, если при изменении температуры в сплаве происходят фазовые изменения, и при понижении температуры происходит уменьшение растворимости одного компонента в другом. Целью закалки является получение пересыщенного твердого раствора.

При медленном охлаждении аустенита в нём происходят превращения описанные в разделе 1.9.2. Превращение аустенита в перлит происходит с определённой конечной скоростью и зависит как от температуры, так и от скорости охлаждения. Линии, показывающие температуру начала превращения аустенита в перлит (линия Π_n на рисунке 26) и окончания этого процесса (линия Π_k на рисунке 26) имеют С-образный вид на графике охлаждения.

При малой скорости охлаждения, аустенит распадается на крупнодисперсную смесь феррита и пластинчатого цементита – перлит (размер зёрен 1 – 9 мкм, твёрдость НВ 2500 МПа). При больших скоростях образуются более дисперсные смеси: сорбит (0,1-0,9 мкм, НВ 2600-3000 МПа) и троостит (0,01-0,09 мкм, НВ 3500-4000 МПа).

При быстром охлаждении сплав переходит в неравновесное состояние. В частности, при охлаждении аустенита со скоростью выше некоторой критической получается пересыщенный твердый раствор углерода в α -железе – *мартенсит*, обладающий высокой твердостью (до НВ 6500 МПа), хрупкостью и низкой пластичностью. Углеродистую сталь подвергают закалке для повышения ее прочности и твердости.



- Π_n – линия начала перлитного превращения;
- Π_k – линия конца перлитного превращения;
- M_n – линия начала мартенситного превращения;
- M_k – линия конца мартенситного превращения

Рисунок 26 – Диаграмма превращения аустенита при непрерывном охлаждении

Превращение аустенита в мартенсит начинается при определенной температуре, называемой *температурой начала мартенситного превращения* M_n . Для того чтобы мартенситное превращение протекало, необходимо непрерывное охлаждение аустенита ниже точки M_n . При достижении определенной температуры дальнейшее превращение аустенита в мартенсит прекращается. Эта температура называется *концом мартенситного превращения* M_k . Положение температур M_n и M_k не зависит от скорости охлаждения и определяется химическим составом стали. Чем больше углерода в аустените, тем ниже располагаются эти температуры. Все легирующие элементы, за исключением Co и Al, понижают M_n и M_k . Мартенситное превращение характеризуется высокой скоростью роста зародышей (1000-7000 м/с).

Критической скоростью охлаждения (V_k) называют минимальную скорость охлаждения, при которой избыточный углерод не успевает выделиться из аустенита, и аустенит превращается в мартенсит (рисунок 26).

Наиболее широкое распространение получила *закалка в одном охладителе* – *непрерывная закалка* (линия 1 на рисунке 27). Во многих случаях во избежание закалочных дефектов, для изделий сложной формы, когда необходимо уменьшить деформации применяют другие методы закалки.

Закалка в двух охладителях (линия 2 на рисунке 27) используют для уменьшения скорости охлаждения в мартенситном интервале температур. Вначале деталь погружают в воду и после короткой выдержке переносят в масло. Быстрое охлаждение в воде предотвращает перлитное превращение, а последующее замедленное охлаждение в масле уменьшает закалочные напряжения в мартенситном интервале.

Ступенчатая закалка (линия 3 на рисунке 27) также используется для уменьшения скорости охлаждения в области мартенситного превращения. Нагретое под закалку изделие быстро погружают в ванну с горячей средой (например, расплав олова и свинца, расплавы солей), температура которой на 20 – 30°C выше точки M_n . Затем после некоторой выдержки охлаждают на воздухе или в масле. При этом происходит выравнивание температур по сечению изделия при выдержке в горячей среде. После этого мартенситное превращение происходит при медленном охлаждении и по всему объёму, что уменьшает закалочные напряжения. Ступенчатая закалка также более проста в исполнении, чем закалка в двух охладителях. Основным недостатком ступенчатой закалки является малая скорость охлаждения в горячей среде, поэтому применение её к углеродистым сталям ограничено изделиями небольшого сечения (до 8 – 10-ти мм толщиной).

Изотермическая закалка – проводится также как и ступенчатая закалка, но в данном случае предусматривается более длительная выдержка выше точки M_n . При такой выдержке происходит распад аустенита на бейнит – смесь феррита и игольчатого цементита (рисунок 26). При такой структуре достигается высокая прочность при достаточной вязкости. В качестве охлаждающей среды, применяют расплавленные соли (KNO_3 , $NaNO_3$) и щёлочи (NaOH, KOH) в интервале температур 150 – 500°C.

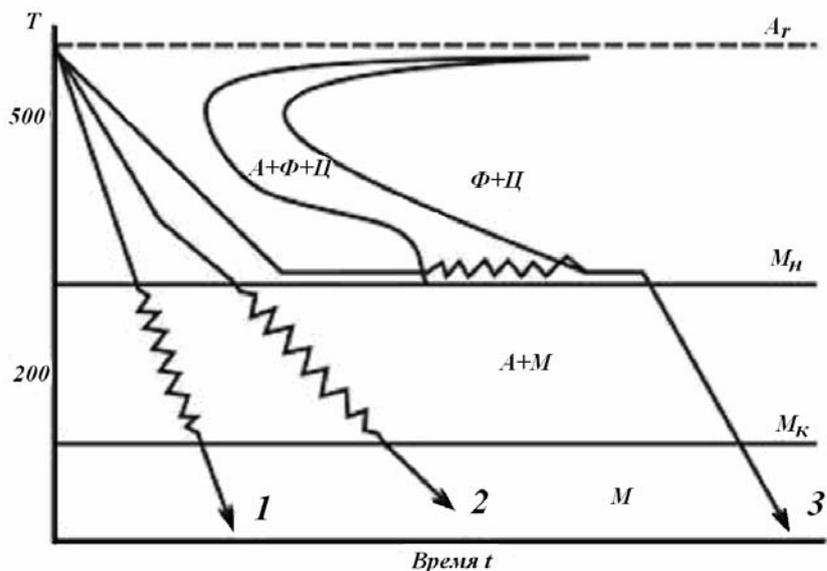


Рисунок 27 - Режимы закалки

В закалённой стали всегда присутствует остаточный аустенит, который понижает твёрдость, износостойкость, а в результате самопроизвольного превращения в мартенсит при работе в условиях низких температур, приводит к изменению размеров. Для уменьшения количества остаточного аустенита проводят обработку холодом. Обработка холодом даёт эффект, когда точка M_K лежит ниже нуля, для этого обычно используют смесь сухого льда (твёрдый CO_2) со спиртом. Обработку холодом необходимо проводить сразу после закалки, так как в случае выдержки при комнатной температуре остаточный аустенит стабилизируется и эффект обработки снижается.

На практике часто возникает необходимость получать стальные детали, обладающие высокой твёрдостью и износостойкостью не по всему сечению, а лишь в отдельных частях, как правило - на поверхности. Для этого используются специальные методы закалки:

закалка с самоотпуском. Изделие выдерживают в закалочной ванне не до полного охлаждения. За счёт тепла, накопленного его внутренним объёмом, закалённая (охлаждённая) его часть вновь разогревается до необходимой температуры отпуска. Это позволяет сочетать в изделиях высокую твёрдость и вязкость (молотки, зубила и т. д.).

поверхностная закалка. Этот вид закалки состоит в том, что осуществляется быстрый разогрев поверхностных слоёв детали, а после охлаждения твёрдый и износостойкий наружный слой сочетается с вязкой сердцевиной. Это обеспечивает изделию высокую динамическую прочность.

В зависимости от температуры нагрева стали различают полную закалку и неполную.

Полная закалка состоит в нагреве стали выше критической точки A_{c3} на $30...50^\circ C$, а *неполная* – выше критической точки A_{c1} на $30...50^\circ C$. Доэвтектоидные стали подвергают только полной закалке. Если доэвтектоидную сталь нагреть до температуры выше A_{c1} но ниже A_{c3} , то получится феррито-аустенитная смесь, которая после закалки даст феррито-мартенситную смесь,

имеющую меньшую твердость чем мартенсит (т.к. феррит имеет низкую твердость). Заэвтектоидные стали подвергают неполной закалке, после которой получается мартенсито-цементитная смесь, имеющая высокую твердость (цементит имеет твердость даже выше, чем у мартенсита).

Закаливаемость – способность данной стали к повышению твердости в результате закалки. Возрастает с увеличением содержания углерода и (в меньшей степени) легирующих элементов в стали.

Прокаливаемость – способность стали получать закаленный слой на ту или иную глубину. Прокаливаемость повышается легированием стали марганцем, хромом, молибденом, бором, а также при увеличении размера зерна. За глубину закаленного слоя условно принимают расстояние от поверхности до полумартенситной зоны (50% мартенсита+50% троостита), которую легко определить по микроструктуре и по твердости.

Охлаждающими средами при закалке могут быть воздух, вода, растворы солей или минеральное масло. После закалки углеродистая сталь имеет высокую прочность, твердость, износостойкость, низкую пластичность и приобретает внутренние напряжения. Чтобы уменьшить хрупкость и внутренние напряжения, вызванные закалкой, и получить требуемые механические свойства, сталь после закалки всегда подвергают отпуску.

2.2 Отпуск

Отпуск заключается в нагреве закаленной стали до температуры ниже критической точки A_{c1} , выдержке при этой температуре и охлаждении с заданной скоростью (отпуск цветных сплавов называют искусственным старением, см. далее). Чем выше температура отпуска, тем полнее снимаются внутренние напряжения, растет пластичность и сопротивление ударным воздействиям, но снижается прочность и твердость. Отпуск является окончательной операцией термообработки, а как самостоятельная не проводится.

Низкотемпературный отпуск проводят при нагреве до 120...250°C. При этом мартенсит закалки обедняется избыточным углеродом и превращается в мартенсит отпуска, частично снимаются внутренние напряжения, повышается прочность стали (за счет устранения дефектов и внутренних напряжений), несколько снижается твердость. Применяют для изделий, которые должны отличаться высокой твердостью и износостойкостью – режущий и измерительный инструмент, шарикоподшипники. *Среднетемпературный отпуск* проводят при нагреве до 250...450°C. При этом мартенсит частично распадается на феррито-цементитную смесь, называемую троостит, сильно снижаются внутренние напряжения, повышается упругость стали. Применяют для пружинных, рессорных и штамповых сталей. *Высокотемпературный отпуск* проводят при нагреве до 450...680°C. При этом мартенсит полностью распадается на феррито-цементитную смесь сорбит. Сорбит отпуска отличается тем, что цементит имеет зернистую форму, при этом практически полностью снимаются внутренние напряжения, понижается прочность и твердость, но возрастает пластичность. Применяют для придания изделиям ответственного назначения высокого сопротивления ударным воздействиям в

сочетании с достаточной прочностью и пластичностью. Термическую обработку, состоящую из закалки и высокотемпературного отпуска, называют *улучшением*.

2.3 Отжиг

Отжиг заключается в нагреве сплава до определенной температуры, выдержке при этой температуре и медленном охлаждении (вместе с печью). Применяют для перевода сплава в устойчивое равновесное состояние, без внутренних напряжений. Отжиг, как правило, является подготовительной операцией термообработки. Применяется отжиг для следующих целей.

- 1) Для устранения химической неоднородности сплавов, например, крупных слитков легированной стали применяют *гомогенизирующий (диффузионный)* отжиг. Нагрев при этом должен быть высоким (до 1100-1200 °С) для более полного протекания процессов диффузии, выравнивающих химический состав сплава. Диффузионный отжиг приводит к крупнозернистости структуры стали.
- 2) Для получения более мелкозернистой структуры стали, что обеспечивает повышение ее прочности, применяют полный или неполный отжиг. *Полный отжиг* – нагрев на 30...50°С выше точки A_{c3} , применяют для доэвтектоидных сталей; *неполный отжиг* – нагрев на 10...30°С выше точки A_{c1} , применяют для заэвтектоидных сталей. Чем меньше размер зерна, тем больше его поверхность, которая задерживает движение дислокаций, затрудняет пластическую деформацию и поэтому способствует увеличению прочности.
- 3) Для устранения дефектов и внутренних напряжений, возникших в результате холодной деформации сплава (например, при штамповке, волочении) применяется *рекристаллизационный* отжиг. Температура нагрева при этом отжиге стали зависит от ее состава и находится в пределах 600-700°С. Увеличение в стали углерода и легирующих элементов повышают температуру рекристаллизации. При этом в процессе нагрева на месте деформированных зерен образуются и растут новые бездефектные (процесс рекристаллизации).

2.4 Нормализация

Нормализация заключается в нагреве стали до температуры на 50...60°С выше критических точек A_{c3} (для доэвтектоидной стали) или A_{cm} (для заэвтектоидной стали), непродолжительной выдержке при этой температуре и охлаждении на спокойном воздухе. Нормализацией является только такая термообработка с охлаждением на воздухе, в результате которой аустенит распадается на феррито-цементитную смесь. Если в результате образуется мартенсит, то это закалка (самозакаливающиеся стали), а не нормализация. Нормализация вызывает полную фазовую перекристаллизацию сплава, устраняет крупнозернистую структуру, полученную при литье или механической обработке, снижает внутренние напряжения. Охлаждение при нормализации происходит быстрее, чем при отжиге, поэтому она экономичнее отжига. Применяют нормализацию как подготовительную операцию перед закалкой и отпуском; вместо отжига для низкоуглеродистых сталей; вместо закалки + отпуска для среднеуглеродистых сталей.

2.5 Старение или дисперсионное твердение

Под старением сплавов понимают процессы, происходящие в них «самопроизвольно», т.е. без воздействия внешних факторов, и проявляющиеся в изменении свойств материала с течением времени. Старение наблюдается после закалки с переменной растворимостью компонентов в твердом состоянии вследствие процессов, происходящих в неравновесных (неустойчивых) фазах. В результате старения повышается прочность и твердость сплавов, пластичность при этом падает. При старении избыточное количество растворенного компонента выделяется в виде второй фазы и сплав переходит в более равновесное состояние. Образующиеся кристаллы второй фазы имеют меньший размер, чем в исходном сплаве, за счет чего и происходит упрочнение. Если процесс происходит при комнатной температуре, его называют *естественным старением*, а если при нагревании – *искусственным старением*. Старение играет большую роль в технологии алюминиевых сплавов.

2.6 Химико–термическая обработка стали

Химико–термическая обработка (ХТО, поверхностное легирование) – это обработка, заключающаяся в сочетании термического и химического воздействия на сплавы для изменения химического состава, структуры и свойств их поверхностных слоёв. ХТО сводится к диффузионному насыщению поверхности изделия неметаллами (углеродом, азотом, кремнием, бором и т.д.) или металлами (хромом, алюминием и т.д.) в процессе выдержки при определённой температуре в газовой или жидкой среде.

При химико-термической обработке параллельно протекает несколько процессов:

- 1 – образование в окружающей среде активного диффундирующего элемента (в атомарном или ионизированном состоянии);
- 2 – адсорбция атомов (ионов) поверхностью обрабатываемого сплава с образованием химических связей - хемосорбция;
- 3 – диффузия адсорбированных атомов вглубь обрабатываемого изделия;

В результате ХТО на поверхности изделия образуется диффузионный слой, отличающийся от основного материала химическим составом, структурой и свойствами.

Химико-термическая обработка обладает рядом преимуществ (например, перед поверхностной закалкой):

- 1 – повышение механических свойств поверхности изделия не зависит от формы изделия;
- 2 – различие в свойствах между поверхностью и сердцевиной больше, чем при поверхностной закалке, так как изменяется не только структура, но и химический состав;
- 3 – последствия нагрева изделия могут быть устранены последующей термической обработкой.

Следует отметить, что ХТО уступает поверхностной закалке в производительности.

Химико–термическая обработка подразделяется на следующие виды: цементация, азотирование, цианирование, нитроцементация, борирование, алитирование, хромирование, силицирование.

1) Цементация

Цементацией называется процесс поверхностного насыщения стали углеродом. Основная цель цементации – повышение твёрдости и износостойкости поверхности, что объясняется повышением концентрации углерода в поверхностном слое до 0,8 – 1,0%. После цементации проводится закалка и низкий отпуск, что приводит к повышению предела выносливости.

Для цементации используются низкоуглеродистые стали с содержанием углерода 0,1 – 0,2% С, а для крупногабаритных деталей – 0,2 – 0,3% С. При этом твёрдая, износостойкая поверхность (после термообработки) сочетается с вязкой сердцевиной. Часто цементации подвергается только часть детали; тогда участки, не подлежащие упрочнению, защищаются слоем меди толщиной 0,02 – 0,04 мм, нанесённого электролизом, или специальными обмазками.

Для насыщения углеродом поверхности стали углерод должен находиться в атомарном состоянии. Это осуществляется при диссоциации углеродосодержащих соединений – СО, СН₄ и др. Атомарный углерод адсорбируется поверхностью стали и диффундирует вглубь металла.

Цементацию проводят при температурах выше точки А₃ (930 – 950°С), когда углерод растворяется в аустените. На практике цементит на поверхности образуется редко, обычно диффузионный слой состоит только из аустенита, а после медленного охлаждения – из продуктов его распада. Цементированный слой имеет переменную концентрацию углерода по толщине, которая снижается от поверхности к сердцевине детали. После медленного охлаждения в структуре цементованного слоя различают три зоны: заэвтектоидную (редко), эвтектоидную и доэвтектоидную. За толщину цементованного слоя принимают сумму толщин заэвтектоидного, эвтектоидного и половину доэвтектоидного (переходного) слоя, она составляет обычно 0,5 – 2,0 мм, концентрация углерода – 0,8 – 1,0%.

Существует два вида цементации:

- твёрдыми углеродосодержащими карбюризаторами;
- газообразными карбюризаторами.

Твёрдый карбюризатор – активированный древесный уголь с активизаторами – ВаСО₃ и Na₂СО₃ (10 – 40%). Изделия загружаются в стальной ящик, послойно пересыпаются карбюризатором и утрамбовывается. Ящик помещают в печь, где он нагревается и выдерживается при температуре 910 – 930°С 5 – 6 часов. После этого следует охлаждение до 400 – 500°С и ящик вскрывают. В процессе нагрева и выдержки происходят реакции:



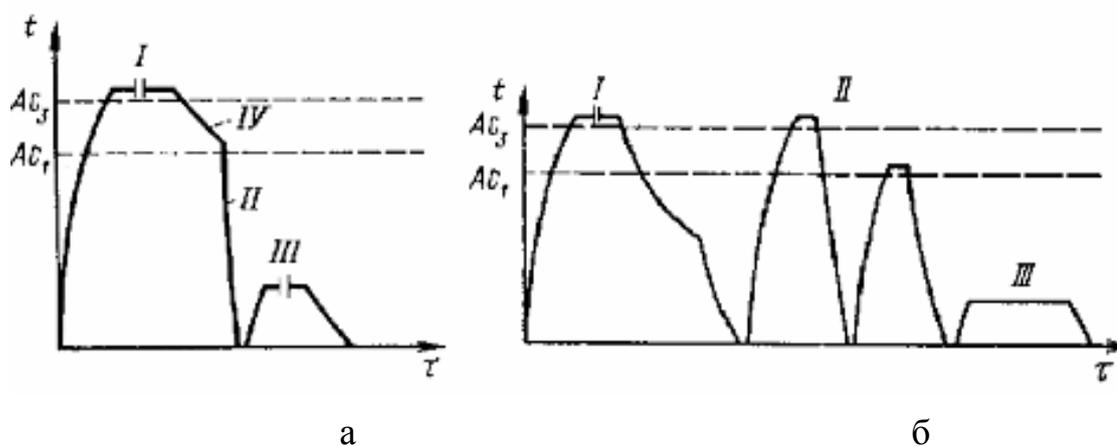
Газовая цементация – она осуществляется при нагревании изделий в среде углеводородных газов.



Этот метод имеет ряд преимуществ:

- при газовой цементации можно регулировать концентрацию углерода в поверхностном слое;
- сокращается длительность процесса, так как не надо прогревать ящик с карбюризатором;
- процесс легко механизуется и автоматизируется;
- упрощается последующая термическая обработка, так как закалку можно проводить прямо из печи.

Термическая обработка после цементации проводится для исправления структуры и измельчения зерна сердцевины и цементованного слоя, так как в процессе цементации неизбежно происходит рост зерна из-за высокой температуры и длительности процесса. Эта термическая обработка состоит в закалке и низком отпуске при 160 – 180°С (для снятия напряжений) (рисунок 27 а). При этом цементованный слой приобретает высокую твёрдость и устраняется цементитная сетка, возникающая при пересыщении поверхности изделий углеродом, а также осуществляется перекристаллизация и измельчение зерна сердцевины.



а – однократная закалка;

б – двукратная закалка (для ответственных деталей машин)

I – цементация; II – закалка; III – отпуск; IV – подстуживание

Рисунок 27 – Режим термической обработки после цементации

Более высокие механические свойства цементованная сталь приобретает при двукратной закалке (рисунок 26 б). При первой закалке нагрев осуществляется до температуры на 30 – 50°С выше точки A₃. После неё сердцевина приобретает мелкозернистую структуру. При второй закалке нагрев осуществляется до температуры на 30 – 50°С выше точки A₁. После закалки мелкозернистое строение приобретает науглероженный слой.

Механические свойства цементованного слоя значительно повышается при использовании легированных сталей, если легирующие элементы – хорошие карбидообразователи.

2) Азотирование

Азотированием называется процесс диффузионного насыщения поверхностного слоя стали азотом при высоких температурах. При этом повышается твёрдость, износостойкость, предел выносливости и коррозионная стойкость поверхности стальных изделий. Обычно азотирование проводят в среде аммиака при температуре 500 – 600°С. Твёрдость азотированного слоя выше, чем цементованного и она сохраняется при температуре 600 – 650°С.

Образование молекулярного азота идёт по реакции $2\text{NH}_3 \rightarrow \text{N}_2 + 3\text{H}_2$. На поверхности стали молекулярный азот диссоциирует на атомарный, который диффундирует вглубь металла. В процессе азотирования в соответствии с диаграммой состояния железо – азот в поверхностном слое образуется сложная многофазная структура. Азотирование – длительная операция. Толщина слоя обычно составляет не более 0,5 мм, для этого время обработки составляет 55 часов.

Твёрдость и износостойкость азотированного слоя значительно повышается у специально легированных сталей (нитролоев), содержащих нитридообразующие элементы – Cr, Mo, Al, V, Ti. Поэтому азотированию подвергаются среднеуглеродистые легированные стали.

Хотя азотированная поверхность сталей (особенно легированных) обладает более высокой твёрдостью и износостойкостью, чем цементованная, азотирование применяется реже из-за большей длительности процесса и меньшей толщины упрочнённого слоя.

Технология азотирования состоит из нескольких операций:

1. Предварительная термическая обработка – улучшение. При этом сердцевина детали приобретает высокую прочность и вязкость.
2. Механическая обработка – для получения окончательных размеров.
3. Защита участков, не подлежащих азотированию. Для этого наносят электролитические оловянные покрытия (10 – 15 мкм).
4. Азотирование.
5. Доводка изделия (шлифование).

Ионное азотирование осуществляется в плазме тлеющего разряда. Стальной контейнер, в котором расположены обрабатываемые детали, является анодом. Сами детали – катодом. Через контейнер при низком давлении пропускается азотосодержащая среда (аммиак, азот и т.д.). Сначала при катодном распылении происходит очистка поверхности, затем ионы азота поглощаются поверхностью, далее идёт процесс диффузии. Температура при этом доходит до 450 – 550°С. Общее время процесса снижается в 2 – 3 раза. Процесс катодного распыления постоянно очищает поверхность детали от образующихся оксидных слоёв, препятствующих азотированию.

Ионное азотирование инструментов из быстрорежущей стали повышают их стойкость в 2 – 5 раз.

Нитроцементация – это совместное диффузионное насыщение стали азотом и углеродом. Азот способствует увеличению скорости диффузии углерода, что позволяет снизить температуру процесса до 850°С. Средой для

нитроцементации является смесь углеводородных газов с аммиаком (3 – 5%). Продолжительность процесса 2 – 10 ч., толщина слоя образующихся карбонитридов 0,25 – 1,0 мм.

Газовую нитроцементацию применяют для обработки изделий сложной формы, которые при высоких температурах могут подвергнуться короблению.

Цианирование – одновременное насыщение стали углеродом и азотом в расплавах солей. Ванна для цианирования содержит 20 – 25% NaCN, 25 – 50% NaCl и 25 – 50% Na₂CO₃. Температура процесса 820 – 860°C. За 1 час выдержки образуется слой толщиной 0,3 мм с содержанием углерода – 0,7% и 1% азота. После цианирования проводят закалку из ванны и низкий отпуск при 180 – 200°C.

Цианированный слой по сравнению с цементованным обладает более высокой износостойкостью.

Диффузионная металлизация - поверхностное насыщение стали алюминием (алитирование), хромом (хромирование), кремнием (силицирование), бором (борирование), цинком (цинкование). После насыщения поверхность приобретает жаростойкость, коррозионную стойкость, повышенную износостойкость и твердость.

Процесс может осуществляться в жидкой среде – расплаве металла или газовым методом – с помощью летучих соединений (хлоридов). Диффузия протекает при температуре 900 – 1050°C в течение 6 – 12 часов.

3 Конструкционные стали

Конструкционными называют, стали, применяемые для изготовления деталей машин, конструкций и сооружений. Конструкционными сталями могут быть углеродистые и легированные стали. Содержание углерода в этой группе сталей чаще не превышает 0,5÷0,6%.

Детали современных машин и конструкций работают в условиях высоких динамических нагрузок, концентраций напряжений и высоких (низких) температур. Все это может привести к хрупкому разрушению и снизить надежность работы механизмов. Поэтому конструкционные стали помимо высоких механических свойств, определяемых при стандартных испытаниях (σ_b , $\sigma_{0,2}$, a_n , δ , НВ), характеризующих механические свойства, должны обладать высокой конструктивной прочностью, т.е. прочностью, которая проявляется в условиях реального применения стали.

Конструкционная сталь должна обладать и хорошими технологическими свойствами: обрабатываемостью давлением (прокатка, ковка, штамповка и т.д.) и резанием, хорошей свариваемостью, высокой прокаливаемостью и малой склонностью к деформации и трещинообразованию при проведении термической обработки.

Классификация сталей. По химическому составу стали делят на углеродистые и легированные. По содержанию углерода – на низкоуглеродистые (< 0,3 % С), среднеуглеродистые (0,3...0,6 % С) и высокоуглеродистые

(> 0,6 % С). По *качеству* в зависимости от содержания вредных примесей стали делят:

- а) обыкновенного качества. Сера – до 0,055%, фосфор – до 0,045%;
- б) качественные: сера – до 0,04%, фосфор – до 0,035%;
- в) высококачественные: сера – до 0,025%, фосфор – до 0,025% (буква А в конце марки);
- г) особовысококачественные: сера – до 0,015%, фосфор – до 0,025% (буква Ш в конце марки).

Влияние углерода и примесей на свойства сталей. После отжига структура углеродистой стали представляет собой смесь феррита и цементита, в которой количество цементита увеличивается с увеличением содержания углерода. Феррит пластичный и малопрочный, а цементит твердый и хрупкий. Поэтому, с увеличением содержания **углерода** в стали прочность возрастает (до примерно 1,4%, т.к. затем сталь становится хрупкой), твердость возрастает, а пластичность и сопротивление ударным нагрузкам падают, снижается способность к деформации. Углерод изменяет и технологические свойства. С увеличением содержания углерода снижается способность деформироваться в горячем и особенно холодном состояниях, ухудшается свариваемость стали, коррозионная стойкость. Стали обладают низкими литейными свойствами.

Вредные примеси. *Сера* – находится в стали в виде FeS и способствует ее хрупкому разрушению при горячей обработке, т.е. красноломкости. *Фосфор* – растворяясь в феррите, делает его хрупким и повышает температуру перехода стали в хрупкое состояние (порог хладноломкости). *Азот, водород и кислород* – снижают пластичность и увеличивают склонность стали к хрупкому разрушению.

Полезные примеси. *Марганец* – упрочняет сталь, устраняет вредную серу (образует MnS, всплывающий и удаляющийся вместе со шлаком) и раскисляет сталь (удаляет FeO по реакции $\text{FeO} + \text{Mn} \rightarrow \text{MnO} + \text{Fe}$). *Кремний* – раскисляет сталь (удаляет FeO по реакции $2\text{FeO} + \text{Si} \rightarrow \text{SiO}_2 + 2\text{Fe}$) и повышает ее упругость.

3.1 Углеродистые стали

Углеродистые стали. По *структуре* делятся на доэвтектоидные (< 0,8% С, состоят из феррита и перлита), эвтектоидные (0,8% С, состоят из перлита) и заэвтектоидные (> 0,8% С, состоят из перлита и цементита). Углеродистые стали по *качеству* делятся на обыкновенного качества и качественные. По *степени раскисления* (т.е. удаления вредной примеси – кислорода): а) спокойные – раскисляются марганцем, кремнием, алюминием (в конце маркировки этих сталей ставят буквы **сп**); б) кипящие – раскисляются ферромарганцем (- кп); в) полуспокойные – промежуточное положение (- пс).

Углеродистые стали обыкновенного качества. Эти стали являются наиболее дешевыми. В них допускается высокое содержание вредных примесей и неметаллических включений. Выпускают в виде проката – листов, балок и т.п. Маркируются буквами Ст и цифрами 0...6, обозначающими номер

марки по ГОСТу: Ст0...Ст6. Чем выше цифра, тем больше в стали углерода. В зависимости от гарантируемых качеств делят на три группы: *стали группы А* поставляются с гарантированными механическими свойствами, применяются без термообработки. С увеличением содержания углерода в стали предел прочности растет от 300 до 700 МПа, а пластичность понижается с 35% до 12% (таблица 2). *Стали группы В* поставляются с гарантированным химическим составом, механические свойства не регламентируются, подвергаются термообработке (БСт1...БСт5). *Стали группы В* поставляются с гарантированным химическим составом и механическими свойствами, применяются для изготовления сварных конструкций (ВСт1...ВСт5).

Таблица 2 – Механические свойства углеродистых сталей обыкновенного качества

Марка стали	Содержание С, %	$\sigma_{в}$, МПа	δ , %
Ст0	$\leq 0,23$	не менее 300	23-20
Ст1	0,06-0,12	300-410	35-31
Ст2	0,09-0,15	320-430	33-29
Ст3	0,14-0,22	360-480	27-23
Ст4	0,18-0,27	400-530	25-21
Ст5	0,28-0,37	490-630	20-17
Ст6	0,38-0,49	не менее 590	15-12

Углеродистые качественные стали. Качественные углеродистые стали имеют пониженное содержание вредных примесей и неметаллических включений. Значительно меньше разброс по содержанию углерода. Спокойные стали маркируются без индекса, полуспокойные и кипящие – с индексом. Поставляются с гарантированным химическим составом и механическими свойствами. Маркируются цифрами 08 ... 80, указывающими среднее содержание углерода в сотых долях процента (сталь 45 содержит 0,42 ... 0,48 % С). Стали 08...25 – *низкоуглеродистые*, имеют сравнительно низкую прочность (320-450 МПа), высокую пластичность (33-23%), хорошую свариваемость и штампуемость. Применяются для изготовления малонагруженных деталей. Стали 30...60 – *среднеуглеродистые*, имеют повышенную прочность (490-650 МПа), но меньшую пластичность (21-13%). Применяются для изготовления деталей, несущих значительные нагрузки (шестерни, валы др.). Стали 65...85 – *высокоуглеродистые*, имеют еще более высокую прочность (670-720 МПа), износостойкость и упругость. Их пластичность (12-10%). Применяются для изготовления пружин и рессор.

3.2 Легированные стали

Легированными называются стали, в которые для получения требуемых свойств специально добавляется определенное количество легирующих элементов (ЛЭ).

Основными легирующими элементами конструкционных сталей являются хром, никель, кремний и марганец. Вольфрам, молибден, ванадий, титан, бор и другие элементы не применяют в качестве самостоятельных присадок, а вводят в сталь в сочетании с хромом, никелем и марганцем для улучшения свойств. В зависимости от процентного содержания легирующих элементов стали, подразделяются:

1. Низколегированные – до 2,5 легирующих элементов.
2. Среднелегированные – от 2,5 до 10% легирующих элементов.
3. Высоколегированные – свыше 10% легирующих элементов.

По структуре после нормализации конструкционные легированные стали могут быть отнесены к перлитному или аустенитному классу. Стали, содержащие до 0,25% углерода и более 10% легирующих элементов, образуют аустенитную структуру после нормализации, т.к. легирующие элементы расширяют температурный интервал устойчивости аустенита. Если же концентрация легирующих элементов менее 10%, а содержание углерода до 0,6%, то такие стали, относятся к перлитному классу.

Маркировка. В нашей стране принята буквенно-цифровая система, по которой содержащиеся в стали легирующие элементы обозначаются заглавными буквами русского алфавита: Х – Cr, Н – Ni, М – Mo, Т – Ti, К – Co, В – W, Г – Mn, С – Si, Ф – V, Ю – Al, Д – Cu, Р – B, А – N; количественное содержание их и углерода обозначается цифрами.

Первые две цифры в маркировке легированной стали соответствуют среднему содержанию углерода в сотых долях процента. Содержание легирующих элементов, если оно превышает 1,5%, отмечается следущей за буквой элемента цифрой, величина которой указывает содержание элемента в стали в процентах. Если же содержание элемента менее 1,5%, то цифра не ставится. Буква А в конце маркировки означает, что сталь высококачественная и содержит пониженное количество примесей и инородных включений. Например, сталь 60С2ХФА: 0,6%С, ~2%Si, Cr <1,5%, V<1,5%, высокого качества.

Вводимые в сталь легирующие элементы могут растворяться в феррите, аустените и цементите или образовывать карбиды, а при высоком содержании легирующих элементов и интерметаллидные соединения с железом или между собой.

Легирование позволяет решить следующие задачи:

1. Механические свойства после термической обработки выше, чем у углеродистых сталей с тем же содержанием углерода.
2. Большинство легирующих элементов увеличивают область устойчивого аустенита. Поэтому прокаливаемость (способность стали приобретать закаленный слой на определенную глубину) легированных сталей выше. При закалке можно применять «мягкие» охладители (масло, воздух), что в значительной степени снижает брак по закалочным трещинам и короблению.
3. Повышается запас ударной вязкости и сопротивления хладноломкости.

4. Увеличивается коррозионная стойкость, жаростойкость и жаропрочность сталей.

Склонность стали к хрупкому разрушению связана с количеством присутствующих легирующих элементов. Наиболее благоприятно влияние никеля, меди и кремния. Действие хрома, вольфрама и молибдена весьма слабое, а марганца в большом количестве отрицательное.

По структуре после нормализации стали подразделяют на следующие классы: перлитный, ферритный, мартенситный, карбидный (ледебуритный) и аустенитный (рисунок 28).

Стали *перлитного класса* характеризуются малым содержанием легирующих элементов и имеют не более 0,6% углерода. Они имеют невысокую устойчивость переохлажденного аустенита. Для сталей перлитного класса кривая скорости охлаждения на воздухе пересекает область перлитного распада, поэтому при нормализации они приобретают структуру перлита, сорбита или тростита, в которой могут присутствовать также избыточные феррит и карбиды. К сталям перлитного класса относятся углеродистые и низколегированные. Эта большая группа дешевых, широко применяемых сталей для деталей машин и аппаратов, для работы при нормальной или повышенной температуре (не выше 45 °С) и в неагрессивных средах.

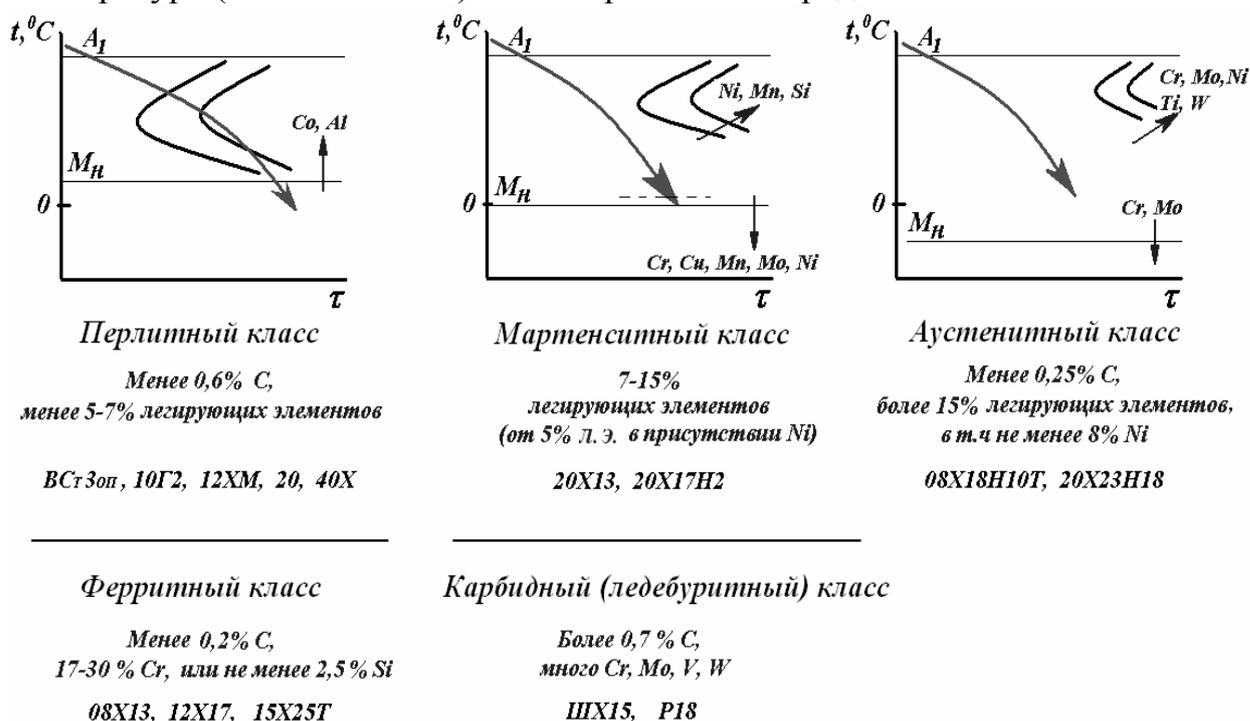


Рисунок 28 – Режимы нормализации сталей различных классов

Стали *ферритного класса* содержат от 17 до 30 % хрома или не менее 2,5% кремния. Это малоуглеродистые стали, в которых процент углерода не превышает 0,2. Хром очень сильно расширяет область существования α -фазы и, следовательно, растворяясь в феррите, повышает его устойчивость. Такие стали, практически не имеют фазовых превращений при нагреве вплоть до

плавления, то есть сохраняют ферритную структуру во всех интервалах температур.

Стали *мартенситного класса* отличаются высокой устойчивостью переохлажденного аустенита т.к. набор легирующих элементов сдвигает кривые перлитного превращения в область более высоких температур. При охлаждении на воздухе они закаляются на мартенсит. К этому классу относятся средне- или высоколегированные стали.

Стали *карбидного (ледебуритного) класса* содержат достаточно большое (более 0,7%) количество углерода и высокое содержание карбидообразующих элементов Cr, Mo, V, W. Уже в процессе кристаллизации стали образуются карбиды, входящие в состав эвтектики, напоминающей ледебурит. При охлаждении на воздухе в сталях карбидного класса, подобно сталям мартенситного класса, основа структуры получается мартенситной.

В сталях *аустенитного класса* из-за повышенного количества никеля или марганца (обычно в сочетании с хромом) кривые перлитного превращения сдвинуты вправо, а температура начала мартенситного превращения лежит ниже 0 °С. Таким образом при охлаждении до комнатной температуры в них сохраняется аустенит.

Примеры сталей разного класса приведены на рисунке 28.

Низкоуглеродистые и низколегированные стали содержат повышенное количество марганца и кремния, а также хром, никель, медь и некоторые другие элементы. Эти стали в горячекатаном состоянии или после нормализации применяют для сварных конструкций, магистральных нефте- и газопроводов и реже для изготовления деталей для машиностроения (таблица 3). Эти стали обычно не подвергают термической обработке.

Таблица 3- Механические свойства и назначение некоторых низколегированных сталей

Марка стали	$\sigma_{в}$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	Назначение
19Г	480	320	22	-Сварные нефтепроводы; сварные конструкции доменных печей, пылеуловителей, воздухонагревателей и т.д.
14Г	470	340	21	
17ГС	520	350	23	-Газопроводные трубы, корпуса аппаратов, днищ, фланцев и других сварных конструкций.
14ХГС	500	350	22	-Сварные трубы магистральных газопроводов.
15ХСНД	500	350	21	-Строительные фермы, мосты, вагоны, рамы и т.д.

Легирующие элементы, растворяясь в феррите, уменьшают размер зерна и, увеличивая склонность аустенита к переохлаждению, способствуют измельчению карбидной фазы. Поэтому низколегированные стали имеют более высокое значение пределов прочности и текучести при сохранении хорошей пластичности по сравнению с углеродистой сталью обыкновенного качества.

Низколегированные низкоуглеродистые стали хорошо свариваются. Это означает, что они не образуют при сварке холодных и горячих трещин, и свойства сварного соединения и участков, прилегающих к нему, близки к свойствам основного металла.

Низколегированные низкоуглеродистые стали могут подвергаться цементации. После цементации, закалки и низкого отпуска поверхностный слой приобретает высокую твердость и износостойкость, а сердцевина имеет высокий предел текучести. *Цементируемые* стали наиболее широко используют для изготовления шестерен, втулок, распределительных валиков и для деталей ответственного назначения, испытывающих при эксплуатации значительные динамические нагрузки. Цементации подвергают хромистые, хромо-ванадиевые, хромомарганцевые и хромоникелевые стали (таблица 4).

Таблица 4 - Механические свойства цементируемых сталей после закалки и отпуска

Марка стали	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	НВ, МПа
15X	650	430	10	1830
20X	800	650	11	2280
20XФ	900	800	17	2280
18XГТ	1000	800	11	2280
20XГНР	1160	1100	12,5	2280
12XН4А	1150	950	10	2280
18X2Н4ВА	1150	820	12	2280

Закалка и низкий отпуск после цементации проводятся с целью измельчения зерна сердцевины и устранения сетки цементита в поверхностном слое, которая вызывает хрупкость.

Стали, содержащие 0,5÷0,7%С; 1,5÷2,8%Si; 0,6÷1,2%Mn; 0,2÷1,2%Cr; 0,1÷0,25%V; 0,8÷1,2%W и 1,4÷1,7%Ni используют для изготовления *пружин и рессор*. Эти стали должны обладать высоким сопротивлением малым пластическим деформациям, и пределом выносливости (сопротивлением разрушению при знакопеременных нагрузках) при достаточной пластичности и сопротивлении хрупкому разрушению. Сталь должна обладать хорошей закаливаемостью и прокаливаемостью, что достигается выбором соответствующего состава. Для получения всех этих свойств необходимо провести закалку и среднетемпературный отпуск (таблица 5).

После закалки мартенситная структура должна быть по всему объему, причем чем мельче зерно, тем выше сопротивление стали малым пластическим деформациям. В случае присутствия легирующих элементов температуру отпуска можно повысить, что позволяет получить также хорошую пластичность и ударную вязкость.

Наибольшее применение в промышленности имеют **кремнистые** стали, т.к. кремний повышает закаливаемость, задерживает распад мартенсита при отпуске, значительно упрочняет феррит и обеспечивает высокие пределы

текучести и упругости. Однако стали, легированные хромом и марганцем, имеют лучшие технологические свойства. Безуглеродистые ($\leq 0,03\%C$) высоколегированные стали называются *мартенситностареющими*. Эти стали обладают высокой прочностью (таблица 6).

Таблица 5 - Режимы термической обработки и механические свойства пружинных сталей

Марка стали	Температура, °С		Механические свойства после термообработки		
	закалка	отпуск	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
65Г	830	480	1050	850	7
50С2	870	460	1200	1100	6
55С2А	870	460	1600	1400	6
70С3А	860	460	1800	1600	6
60С2ХФА	850	410	1900	1700	5
60С2ВА	850	420	1900	1700	5
60С2Н2А	880	420	1750	1600	6

Таблица 6 - Состав и свойства мартенситностареющих сталей.

Марка стали	Содержание элементов, %					Механические свойства			
	Ni	Co	Mo	Ti	прочие	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	a_H , Дж/м ²
H18K8M3T	18	8	3	0,2	-	1450	1400	15	0,8
H18K7M5T	18	6-8	5-6	0,5	-	1800	1700	8	0,5
H18K12M3T2	17-18	12-13	3,3-4,2	1,4-1,7	-	2400	2350	9	0,3
H17K11B10M2T	16-17	10-11	1,0-1,2	0,6-0,8	9-10 W	2350	2300	8,5	0,5
X11H10M2T	9-10,3	-	1,8-2,3	0,7-1,1	10-11,3 Cr	1550	1480	12	0,5
X12H9M2DT	8-9	-	0,5-1,0	0,5-1,0	12-13 Cr	1550	1500	10	0,5
X14H4K14M3T	3,8-4,8	13-14	2,6-3,2	0,2-0,5	13-14,5 Cr	1650	1500	20	0,8

Мартенситностареющие стали представляют собой сплавы железа с никелем (8÷20%), а часто и с кобальтом. Для протекания процесса старения в мартенсит добавляют также Ti, V, Al, Nb, W, Mo. Упрочнение этих сталей достигается в результате получения мартенситной структуры после закалки и старения.

Никель и кобальт, уменьшая растворимость титана, алюминия, молибдена и вольфрама в α -железе, способствуют упрочнению при старении и одновременно повышают сопротивление хрупкому разрушению. Кобальт значительно повышает температуру мартенситного превращения Mn (рисунок 25), а это позволяет увеличить концентрацию других элементов, не изменяя точку Mn. Кроме того, введение кобальта уменьшает количество остаточного аустенита после закалки. Наиболее эффективно упрочняют сталь при старе-

нии Be, Ti и Al, образуя интерметаллидные соединения – NiBe, NiTi, Ni₃Ti, NiAl и др.

Широкое применение в технике получила высокопрочная мартенситно-стареющая сталь H18K9M5T, содержащая $\leq 0,03\%C$; $\sim 18\%Ni$; $\sim 9\%Co$; $\sim 5\%Mo$; $\sim 0,7\%Ti$. Температура нагрева при ее закалке составляет 800-850°C, а охлаждение проводят на воздухе. После закалки сталь имеет в структуре безуглеродистый мартенсит, обладающий наряду с высокой прочностью, хорошей пластичностью и вязкостью. В закаленном состоянии сталь сравнительно легко обрабатывается давлением, резанием и хорошо сваривается.

После закалки проводят искусственное старение. Для этого сталь нагревают до 480-520°C. Прочность повышается, а пластичность и вязкость снижаются. Механические свойства после старения: $\sigma_B = 1900 \div 2100$ МПа; $\sigma_{0,2} = 1800 \div 2000$ МПа; $\delta = 8 \div 12\%$. Упрочнение этой стали, связано с выделением при старении мартенсита интерметаллидных фаз типа Ni₃Ti, NiTi, Fe₂Mo и др.

Мартенситностареющие стали используют для изготовления узлов и деталей конструкций, от которых требуется высокая удельная прочность в сочетании с большой эксплуатационной надежностью.

К сталям с особыми свойствами относятся *коррозионностойкие (нержавеющие), жаростойкие и жаропрочные.*

Коррозией называют разрушение металлов в результате химического или электрохимического взаимодействия их с внешней (коррозионной) средой. Электрохимическая коррозия возникает при действии на материалы кислот, щелочей, влаги или воды и представляет для деталей механизмов и конструкций наибольшую опасность.

Значительное увеличение коррозионной стойкости сталей достигается введением в ее состав повышенного количества хрома. Объясняется это тем, что при легировании стали хромом свыше 12,5% электрохимический потенциал стали смещается в положительную сторону. Это происходит вследствие образования тончайшей плотной пленки оксидов, которая защищает сталь от разрушения.

Кроме хрома, для увеличения стойкости против коррозии и улучшения качества стали добавляют и другие легирующие элементы (особенно никель). Наилучшими коррозионными свойствами обладают *хромистые* и *хромоникелевые* стали (таблица 7).

Хромистые нержавеющие стали обычно содержат от 0,08 до 0,45%С и от 12,5 до 18% Cr. Стали с 13% Cr обладают стойкостью против коррозии только при условии, что все содержание хрома в стали, приходится на долю твердого раствора. В этом случае он образует на поверхности изделия плотную защитную оксидную пленку типа Cr₂O₃. Увеличение содержания углерода, приводящее к образованию карбидов, создает двухфазную структуру, уменьшает количество хрома в твердом растворе и поэтому понижает коррозионную стойкость стали.

Значительным недостатком хромистых сталей является их повышенная хрупкость в зонах сварных швов, где образуется очень крупнозернистая структура. Эти стали склонны к *межкристаллитной коррозии* от обеднения хромом границ зерен. Для уменьшения ее в состав сталей вводится небольшое количество титана как более интенсивного карбидообразующего

Таблица 7 - Химический состав и механические свойства сталей с особыми свойствами

Марка стали	Содержание элементов, %						Механические свойства		
	C	Si	Mn	Cr	Ni	прочие	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
12X13	0,09-0,15	<0,8	<0,8	12,0-14,0	-	-	600	420	20
20X13	0,16-0,25	<0,8	<0,8	12,0-14,0	-	-	660	450	16
12X17	0,08-0,12	<0,8	<0,8	16,0-18,0	-	-	400	250	20
08X17T	0,04-0,08	<0,8	<0,8	16,0-18,0	-	(5-C-0,8)Ti	500	300	20
15X25T	0,08-0,15	<1,0	<0,8	24,0-27,0	-	(5-C-0,9)Ti	450	300	20
08X18H10	0,04-0,08	<0,8	1,0-2,0	17,0-19,0	9,0-11,0	-	500	200	50
12X18H9	0,08-0,12	<0,8	1,0-2,0	17,0-19,0	8,0-10,0	-	520	200	-
12X18H12T	0,08-0,12	<0,8	1,0-2,0	17,0-19,0	11,0-13,0	(5-C-0,7)Ti	500	200	40
12X21H5T	0,09-0,14	<0,8	<0,8	20,0-22,0	4,5-5,8	0,25-0,50 Ti	700	400	20
						<0,08Al			
20X13H4Г9	0,15-0,30	<0,8	8,0-10,0	12,0-14,0	3,7-4,7	-	700	250	40
10X14Г14Н4Т	0,08-0,10	<0,8	13,0-15,0	13,0-15,0	2,8-4,5	(5-C-0,4) - 0,6Ti	650	230	-

элемента, чем хром. Межкристаллитная коррозия обусловлена тем, что при нагреве часть хрома около границ зерна взаимодействует с углеродом и образует карбиды. Вследствие этого концентрация хрома в твердом растворе у границ зерен становится меньше 13% и сталь в этих участках приобретает отрицательный электрохимический потенциал.

Стали 08X13, 12X13 и 20X13 используют для сварных конструкций, работающих в слабоагрессивных средах. Они пластичны, из них хорошо штампуются различные детали для бытовых назначений и в технике. Применяют для изготовления деталей с повышенной пластичностью, подвергающихся ударным нагрузкам (клапаны гидравлических прессов, мешалки, валы и шнеки в пищевой промышленности и т.д.). С целью повышения коррозионной стойкости эти стали подвергают термической обработке, состоящей из закалки (1000-1100°C в масле) и высокотемпературного отпуска (700-750°C). Сталь марки 08X13 может применяться также после отжига.

Стали 30X13 и 40X13 используются для карбюраторных игл, пружин, режущих, хирургических и измерительных инструментов и т.д. Для повышения твердости эти стали подвергают закалке и низкому отпуску.

Более высокой коррозионной стойкостью обладают низкоуглеродистые высокохромистые стали 12X17, 15X25T и 15X28. Они относятся к ферритному классу, т.е. высокая концентрация хрома повышает критическую точку A_3 , расширяя область α -Fe. Эти стали используют без термической обработки, т.к. при нагреве и охлаждении никаких изменений в структуре не происходит и она представляет собой твердый раствор легирующих элементов в

феррите. Используют эти стали для оборудования заводов пищевой и легкой промышленности.

Хромоникелевые нержавеющие стали имеют в своем составе до 0,3%С; от 18 до 25% Cr и от 8 до 20% Ni. Все хромоникелевые стали, благодаря высокому содержанию никеля, относятся к *аустенитному* классу. Они обладают более высокими механическими и химическими свойствами.

Термическая обработка аустенитных сталей заключается в закалке с температур нагрева 1000-1050°C в воду без последующего отпуска. При нагреве происходит растворение карбидов хрома в аустените. Выделение их из аустенита при закалке исключается, так как скорость охлаждения велика. В результате весь хром сохраняется в твердом растворе, вследствие чего коррозионная стойкость стали сохраняется высокой. Обрабатываемость резанием этих сталей плохая, но они хорошо свариваются и штампуются.

Аустенитные стали имеют очень низкий порог хладноломкости и поэтому с успехом используются для конструкций, работающих при температурах до -200°C (сталь 07X21Г7АН5).

Для получения особо коррозионностойких материалов аустенитные стали дополнительно легируют медью или медью с молибденом, например, сталь 06X23Н28МДТ.

Жаростойкими называют стали, способные выдерживать длительные нагревы в области высоких температур без значительного окисления, т.е. без образования окалины (таблица 8).

Так как образование окалины является результатом коррозионного воздействия газов на поверхность, то жаростойкость следует рассматривать как сопротивление металла газовой коррозии. Сопротивляемость газовой коррозии при высоких температурах нагрева достигается за счет образования на поверхности сплава защитных пленок оксидов металлов.

Газовая коррозия при высоких температурах представляет процесс химического взаимодействия металлов преимущественно с кислородом воздуха и с другими газами. В результате этого на поверхности металлов первоначально образуется тонкая пленка оксидов. Если пленка окажется достаточно плотной, то она будет защищать металл от дальнейшего химического воздействия окружающей среды и коррозия прекратится. Рыхлая же пленка не способна защищать металл и процесс окалинообразования будет постепенно развиваться.

При нагревании углеродистой стали образуется неплотная пленка оксидов, состоящая главным образом из FeO и Fe₃O₄, которая не обладает защитными свойствами.

Основным легирующим элементом современных жаростойких сталей является хром, образующий плотную защитную пленку оксидов с поверхности. Чем выше содержание хрома в стали, тем выше ее жаростойкость. Например, сталь содержащая 12-14% Cr, жаростойкая до температуры 750-800°C, хромистая сталь с 25% Cr – до 1000°C, а сталь с 30-35% Cr – до 1100°C (таблица 8). Никель способствует образованию аустенитной структуры. Стали с такой структурой легче обрабатывать, они отличаются хорошими меха-

ническими свойствами. На повышение жаростойкости оказывают влияние и добавки Si и Al, но их содержание в сумме должно быть не более 4%, так как при увеличении процентного содержания этих элементов ухудшаются технологические свойства сталей. Титан, ниобий и тантал связывают углерод в

Таблица 8- Химический состав некоторых жаростойких сталей

Марка стали	Содержание элементов, %							Температура интенсивного окисления в воздушной среде
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Al	прочие	
40X9C2	0,35-0,45	2,0-3,0	<0,8	8,0-10,0	-	-	-	850°С
40X10C2М	0,35-0,45	1,9-2,6	<0,8	9,0-10,5	-	-	0,7-0,9 Мо	850°С
30X13Н7С2	0,25-0,34	2,0-3,0	<0,8	12,0-14,0	6,0-7,5	-	-	950°С
15X18СЮ	<0,15	1,0-1,5	<0,8	17,0-20,0	-	0,7-1,2	-	1050°С
15X28	<0,15	<1,0	<0,8	27,0-30,0	-	-	-	1100-1150°С
08X18Н10Т	<0,08	<0,8	<2,0	17,0-19,0	9,0-11,0	-	5-С-0,7	850°С
12X18Н12Т	<0,12	<0,8	<2,0	17,0-19,0	11,0-13,0	-	5-С-0,7	850°С
20X23Н18	<0,12	<1,0	<2,0	22,0-25,0	17,0-20,0	-	-	1050°С
12X25Н16Г7АР	<0,12	<1,0	5,0-7,0	23,0-26,0	15,0-18,0	-	В<0,005	1100°С

карбиды, предотвращая выделение карбидов хрома, которые обедняют близлежащую зону стали хромом и приводит к уменьшению жаростойкости.

Молибден и вольфрам несколько повышают жаростойкость, уменьшают склонность стали к ползучести при высоких температурах (не более 3-4%). Церий и бериллий (до 1%) повышают жаростойкость.

Эти стали используют для изготовления труб, теплообменников, клапанов тракторных и дизельных двигателей, деталей печной арматуры и т.д.

Жаропрочными называют стали, обладающие механической прочностью при высоких температурах.

Сталь и другие сплавы, нагретые до определенной температуры, проявляют способность к постепенной пластической деформации (“ползучести”) при длительных постоянных нагрузках, несмотря на то, что эти нагрузки значительно ниже показателей сопротивления деформированию при кратковременных испытаниях. Это явление называется ползучестью металлов.

Особенности поведения металлов в области высоких температур вызывают необходимость применения специальных методов испытаний и установления особых критериев механической прочности в нагретом состоянии. В большинстве случаев жаропрочность оценивается с помощью определения следующих характеристик:

1. Предел ползучести ($\sigma_{пл.}$) – напряжение, при котором через определенный промежуток времени деформация ползучести при данной температуре получит заранее заданную величину.

2. Длительная прочность ($\sigma_{д.}$) – напряжения, вызывающие разрушение металла при заданной температуре за определенный отрезок времени.

Рабочие температуры современных жаропрочных сплавов составляют примерно $0,45-0,80T_{пл}$. Требуемые сроки службы таких материалов изменяются от одного-двух часов (ракеты) до сотен (авиационные газовые турбины) и многих тысяч часов (стационарные газовые и паровые турбины).

Повышение жаропрочности достигается легированием и термической обработкой, состоящей из закалки и старения, в результате которых получается специальная структура. Она состоит из вкрапленных в основной твердый раствор и по границам зерен дисперсных карбидных и особенно интерметаллидных фаз.

Рабочие температуры жаропрочных сталей составляют $500-750\text{ }^{\circ}\text{C}$. При температурах до $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ чаще используют стали на основе α -твердого раствора, т.е. перлитного и мартенситного классов, а при более высоких температурах стали аустенитного класса.

Стали перлитного класса – низкоуглеродистые, содержащие хром, молибден и ванадий в количестве не более $1,0\%$ каждого элемента (таблица 9). Эти элементы увеличивают жаропрочность стали за счет повышения температуры рекристаллизации феррита и затруднения диффузионных процессов. Перлитные стали чаще всего подвергают нормализации и высокотемпературному отпуску. Основное применение их в котлостроении. Хорошо свариваются и обрабатываются давлением.

Жаропрочные стали мартенситного класса в своем составе имеют Cr, W, V, Mo, Nb, Ti, которые, повышая температуру рекристаллизации и образуя карбиды, улучшают жаропрочность (таблица 9). Эти стали подвергают закалке и отпуску. Используют их для изготовления деталей и узлов газовых турбин и паросиловых установок.

Стали аустенитного класса для получения такой структуры содержат большое количество хрома, никеля и марганца. Для достижения высокой жаропрочности их дополнительно легируют W, V, Mo, Nb и B (таблица 9). Эти стали пластичны и хорошо свариваются, однако по сравнению с перлитными и мартенситными обработка их резанием затруднена. Для достижения высокой жаропрочности аустенитные стали подвергают закалке и старению. После термической обработки структура стали состоит из γ -твердого раствора, карбидов и интерметаллидных фаз. Из сталей этого класса изготавливают паронагреватели и трубопроводы силовых установок.

Автоматными называют стали, обладающие повышенной обрабатываемостью резанием. Их маркировка начинается с буквы А (автоматная). Если сталь при этом легирована свинцом, или кальцием то ее наименование начинается с букв АС, АЦ или АСЦ. Для отражения содержания в сталях остальных элементов используются те же правила, что и для легированных конструкционных сталей. Например: А20, А40Г, АС14, АС38ХГМ. Цифры после букв А, АС, АСЦ обозначают содержание углерода в сотых долях процента.

Эффективным металлургическим приемом повышения обрабатываемости резанием является введение в сталь серы, селена, теллура, кальция, кото-

Таблица 9 - Химический состав и механические свойства жаропрочных сталей

Марка стали	Содержание элементов, %						Механические свойства	
	C	Cr	Mo	V	Ni	Другие элементы	$\sigma_{д10}^{600}$, МПа	$\sigma_{д100}^{700}$, МПа
Стали перлитного класса								
15ХМ	0,11-0,16	0,8-1,0	0,40-0,55	-	-	-	75	-
12ХМФ	0,08-0,15	0,9-1,2	0,25-0,35	0,15-0,30	-	-	80	-
25ХМФ	0,22-0,29	1,5-1,8	0,25-0,35	0,15-0,30	-	-	85	-
Стали мартенситного класса								
15Х11МФ	0,12-0,19	10,0-	0,60-0,80	0,25-0,50	-	0,7-1,1 W	97	-
15Х12ВНМФ	0,12-0,18	11,5 11,0- 13,0	0,50-0,70	0,15-0,30	-	0,4-0,8 Ni	170	-
Стали аустенитного класса								
09Х14Н16Б	0,07-0,12	13,0-	-	-	14,0-17,0	0,9-1,3 Nb		250
09Х14Н19В2БР	0,07-0,12	15,0 13,0- 15,0	-	-	18,0-20,0	0,9-1,3 Nb 2,0-2,8 W < 0,005 В < 0,02 Сe		260

рые изменяют состав неметаллических включений, а также свинца, который образует собственные включения.

Автоматные стали А12, А20 с повышенным содержанием серы и фосфора используются для изготовления малонагруженных деталей на станках автоматах (болты, винты, гайки, мелкие детали швейных, текстильных, счетных и других машин). Эти стали обладают улучшенной обрабатываемостью резанием, поверхность деталей получается чистой и ровной. Износостойкость может быть повышена цементацией и закалкой.

Стали А30 и А40Г предназначены для деталей, испытывающих более высокие нагрузки.

У автоматных сталей, содержащих свинец, (АС11, АС40), повышается стойкость инструмента в 1-3 раза и скорость резания на 25-50 %.

Легированные хромистые и хромоникелевые стали с присадкой свинца и кальция (АЦ45Г2, АСЦ30ХМ, АС20ХГНМ) используются для изготовления нагруженных деталей в автомобильной и тракторной промышленности. Автоматные стали подвергают диффузионному отжигу при температуре 1100-1150 °С, для устранения ликвации серы.

Шарикоподшипниковые стали подвергаются воздействию высоких нагрузок переменного характера. Основными требованиями являются высокая прочность и износостойкость, высокий предел выносливости, отсутствие концентраторов напряжений, неметаллических включений, полостей, ликваций.

Шарикоподшипниковые стали характеризуются высоким содержанием углерода (около 1 %) и наличием хрома. Эти стали маркируют буквами "ШХ", после которых указывают содержание хрома в десятых долях процента. Для сталей, подвергнутых электрошлаковому переплаву, буква Ш добавляется также и в конце их наименований через тире. Например: ШХ9, ШХ15, ШХ20СГ, ШХ4-Ш.

Высокое содержание углерода и хрома после закалки обеспечивает структуру мартенсит плюс карбиды, высокой твердости, износостойкости, необходимой прокаливаемости.

Дальнейшее увеличение прокаливаемости достигается дополнительным легированием марганцем, кремнием (ШХ15СГ).

Повышены требования в отношении чистоты и равномерности распределения карбидов, в противном случае может произойти выкрашивание. Стали подвергаются строгому металлургическому контролю на наличие пористости, неметаллических включений, карбидной сетки, карбидной ликвации.

Термическая обработка включает отжиг, закалку и отпуск. Отжиг проводят послековки для снижения твердости и подготовки структуры к закалке. Температура закалки составляет 790-880 °С в зависимости от массивности деталей. Охлаждение – в масле (кольца, ролики), в водном растворе соды или соли (шарики). Отпуск стали проводят при температуре 150-170 °С в течение 1-2 часов. Обеспечивается твердость 62-66 HRC.

Из стали ШХ9 изготавливают шарики и ролики небольших размеров, из стали ШХ15 – более крупные.

Детали подшипников качения, испытывающие большие динамические нагрузки (подшипники прокатных станов), изготавливают из сталей 20Х2Н4А и 18ХГТ с последующей глубокой цементацией на глубину 5-10 мм. Для деталей подшипников, работающих в азотной кислоте и других агрессивных средах, используется сталь 95Х18.

4 Чугуны

Чугунами называются железоуглеродистые сплавы содержащие свыше 2,14% углерода. Чугун отличается от стали более высоким содержанием углерода, а также лучшими литейными свойствами, малой способностью к пластической деформации. Углерод находится в чугуне в виде цементита или графитовых включений. В зависимости от формы выделения углерода различают: белые и серые чугуны.

4.1 Белые чугуны

Белыми называют чугуны, в которых весь углерод находится в связанном состоянии в виде цементита.

По структуре в зависимости от концентрации углерода различают доэвтектические (2,14-4,3%С), эвтектические (4,3%С) и заэвтектические (4,3-6,67%С) белые чугуны.

Кристаллизация доэвтектических чугунов начинается с выделения из жидкого расплава кристаллов аустенита. При охлаждении до температуры солидуса (1147°C) сплав приобретает следующий фазовый состав: кристаллы аустенита, с концентрацией углерода 2,14% и жидкий расплав с концентрацией углерода 4,3%. При 1147°C на эвтектической линии ЕСF (рисунок 19) белые чугуны претерпевают эвтектическое превращение, которое заключается в образовании из жидкого расплава эвтектической смеси – ледебурита, состоящей из кристаллов аустенита с концентрацией углерода 2,14% и кристаллов первичного цементита с концентрацией углерода 6,67%.

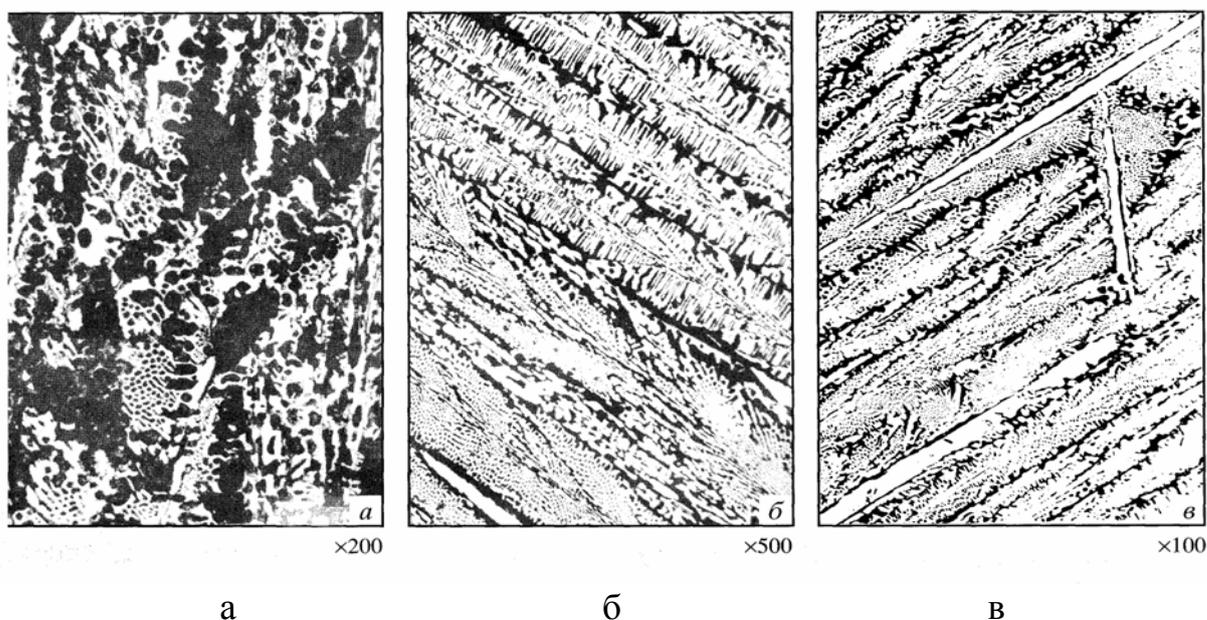
При дальнейшем охлаждении сплава I вследствие понижения растворимости углерода в аустените (линия ES) происходит выделение вторичного цементита из структурно свободного аустенита и из аустенита входящего в состав ледебурита.

Вторичный цементит, выделяющийся из структурно свободного аустенита, образует самостоятельную структурную составляющую, а выделяющийся из ледебуритного аустенита наслаивается на уже имеющиеся в ледебурите частицы первичного цементита.

При температуре 727°C аустенит будет иметь концентрацию углерода 0,8% и как и в углеродистых сталях произойдет его распад с образованием эвтектоидной смеси – перлита.

На рисунке 29а показана структура белого доэвтектического чугуна при комнатной температуре, состоящая из перлита, вторичного цементита и ледебурита. Причем цементит располагается по границам перлитных зерен или частично сливается с цементитом ледебурита. Ледебуритная составляющая представляет собой светлые цементитные поля с равномерно расположенными на них перлитными участками.

Кристаллизация эвтектического белого чугуна происходит при постоянной температуре в точке С (рисунок 19), в результате чего образуется ледебурит, состоящий из кристаллов аустенита с концентрацией углерода 2,14% и кристаллов первичного цементита. При последующем охлаждении вследствие уменьшения растворимости углерода из аустенита выделяется вторичный цементит. Вторичный цементит сливается с цементитом эвтектическим, поэтому в микроструктуре их отличить невозможно. При температуре 727 °С концентрация углерода в аустените достигает 0,8% и он распадается с образованием перлита. Таким образом, при комнатной температуре как показано на рисунке 29б эвтектический чугун в своей структуре имеет один ледебурит, состоящий из перлита и цементита.



а – структура доэвтектического чугуна; б – структура эвтектического чугуна;
в – структура заэвтектического чугуна

Рисунок 29 – Структура белых чугунов

Структура заэвтектического белого чугуна при комнатной температуре как видно из рисунка 29в будет состоять из первичных кристаллов цементита в форме длинных игл, выделившихся из жидкого расплава и ледебурита, состоящего из перлита и первичного цементита.

Белые чугуны из-за большого количества цементита обладают высокой твердостью (HV 9000-10000 МПа) и низкой прочностью. Как конструкцион-

ный материал они не используются, но из них изготавливают серые чугуны, брони шаровых мельниц, мелющие тела и т.д.

4.2 Серые чугуны

Серыми называют чугуны, в которых часть углерода или весь углерод находится в виде графитовых включений.

В стабильной равновесной системе Fe-C при температуре 1153 °C образуется эвтектика: аустенит + графит.

Возможность образования цементита в жидкой фазе значительно больше, чем графита. Графит образуется при очень малой скорости охлаждения, когда степень переохлаждения жидкой фазы мала. Ускоренное же охлаждение частично или полностью прекращает кристаллизацию графита и способствует образованию цементита.

Образование графита в чугуне в виде стабильной фазы может происходить либо при непосредственном выделении его из жидкого расплава, либо вследствие распада предварительно образовавшегося цементита.

Для производства серых чугунов наиболее широкое применение получили белые доэвтектические чугуны, содержащие 2,4 – 3,8%С. Для обеспечения высоких литейных свойств (жидкотекучести) углерода должно быть не менее 2,4%, а для улучшения механических свойств (прочность) углерода должно быть не более 3,8%. Чем выше концентрация углерода в исходном белом чугуне, тем больше образуется графитовых включений в сером.

Процесс образования в чугуне графита называют *графитизацией*.

Величина температурного интервала, в котором в равновесии с жидким сплавом находятся аустенит и графит, зависит и от содержания кремния (его содержание в серых чугунах колеблется от 1,2 до 3,5%). Чем выше содержание кремния, тем шире эвтектический интервал температур. Кремний способствует процессу графитизации, оказывая такое же действие как и замедление скорости охлаждения.

Микроструктура серого чугуна состоит из металлической основы и графитовых включений. Металлическая основа аналогична по строению и близка по свойствам структуре стали и в зависимости от количества связанного углерода может быть ферритной, феррито-перлитной и перлитной. Изменяя содержание углерода и кремния в чугуне, а также скорость охлаждения, можно получать различную структуру металлической основы.

Чем выше концентрация углерода в чугуне, тем меньше требуется кремния для получения необходимой структуры. Перлитная металлическая основа содержит в связанном состоянии 0,8%С и придает чугунам наибольшую твердость и прочность. В ферритной металлической основе находится всего 0,006 % углерода.

Графит как неметаллическая составляющая хорошо виден на полированном нетравленном шлифе, как показано на рисунках 30 – 32. Чугун можно

рассматривать как сталь, пронизанную графитом, который играет роль надрезов, поэтому механические свойства будут зависеть от количества, величины и характера распределений графитовых включений.

Графит в серых литейных чугунах, как правило, имеет пластинчатую форму (рисунок 30) и классифицируется: по величине пластин – на крупный, средний и мелкопластинчатый; по форме – на прямолинейный, средней завитости и завитый; по расположению – на равномерно и неравномерно распределенный.

Графит имеет низкую прочность, поэтому полости занятые графитом можно рассматривать как пустоты или трещины в металлической основе. Чем мельче графитовые включения и чем больше они изолированы друг от друга, тем выше прочностные свойства чугуна при одной и той же металлической основе.

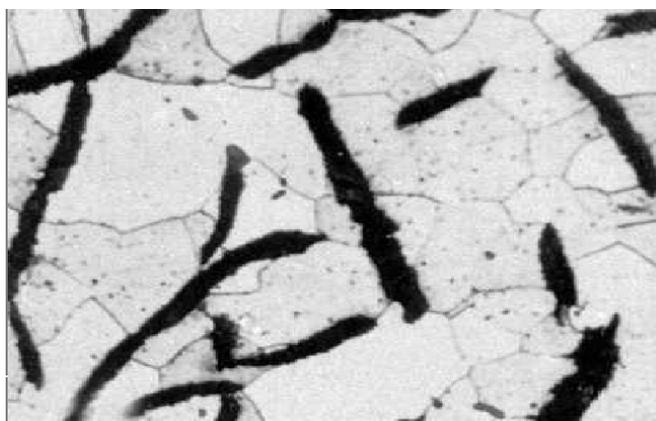


Рисунок 30 – Серый чугун с пластинчатой формой графита

Сера является вредной примесью, так как ухудшает механические и литейные свойства чугуна. Ее содержание ограничивают до 0,1-0,2%. Фосфор в сером чугуне присутствует в количестве 0,2%, но допускается до 0,4-0,5%. При повышенном содержании фосфора в структуре чугуна образуется эвтектика, которая улучшает литейные свойства.

Серый чугун является одним из важнейших литейных машиностроительных материалов, так как характеризуется высокими литейными и удовлетворительными механическими свойствами, хорошими антифрикционными свойствами, хорошей обрабатываемостью, нечувствительностью к надрезам и дешевизной.

Серый чугун маркируется буквами С – серый и Ч – чугун. После букв стоят цифры, показывающие минимальное значение временного сопротивления 10^{-1} МПа. Например: СЧ 10 – имеет временное сопротивление 100 МПа.

Из серых чугунов изготавливают малонагруженные детали сельскохозяйственных машин, станков, автомобилей и тракторов, арматуру, станины мощных станков и механизмов, его применяют для турбинного литья, деталей металлургического оборудования и т.д.

Ковкий чугун получают из белого доэвтектического чугуна в результате специального длительного отжига (70-80 ч). Основной особенностью его микроструктуры является компактная хлопьевидная форма графита (рисунок 31). Благодаря такой форме графита ковкий чугун имеет высокую прочность и пластичность. Ковкий чугун содержит меньше углерода (до 3%) и пониженное содержание кремния (1,0-1,4%), поэтому в нем меньше графитовых включений и исключается возможность выделения пластинчатого графита. Металлическая основа ковкого чугуна – ферритная, феррито-перлитная и очень редко перлитная, так как с перлитной основой чугун обладает меньшей пластичностью.



Рисунок 31 – Ковкий чугун с хлопьевидной формой графита.

Маркируется ковкий чугун буквами К – ковкий и Ч – чугун и далее ставят цифры. Первые цифры показывают минимальное значение временного сопротивления 10^{-1} МПа, а вторые цифры – относительное удлинение в %, например: КЧ 35-10 – имеет временное сопротивление 350 МПа и относительное удлинение 10%.

Ковкий чугун используют для изготовления картеров редукторов, глушителей, фланцев, муфт, роликов цепей конвейера, тормозных колодок и т.д.

Высокопрочный чугун имеет шаровидную форму графита (рисунок 32), которую получают путем введения в расплавленный белый чугун небольших добавок щелочных или щелочно-земельных металлов (чаще всего магний в количестве 0,03-0,07%). По содержанию остальных элементов высокопрочный чугун не отличается от обычного серого. Шаровидная форма имеет минимальную поверхность при данном объеме, поэтому меньше разобщает металлическую основу чугуна и такие чугуны обладают большей прочностью. Высокопрочный чугун по механическим свойствам не уступает свойствам литой углеродистой стали, сохраняя при этом хорошие литейные свойства и обрабатываемость резанием, способность гасить вибрации, высокую износостойкость и т.д.

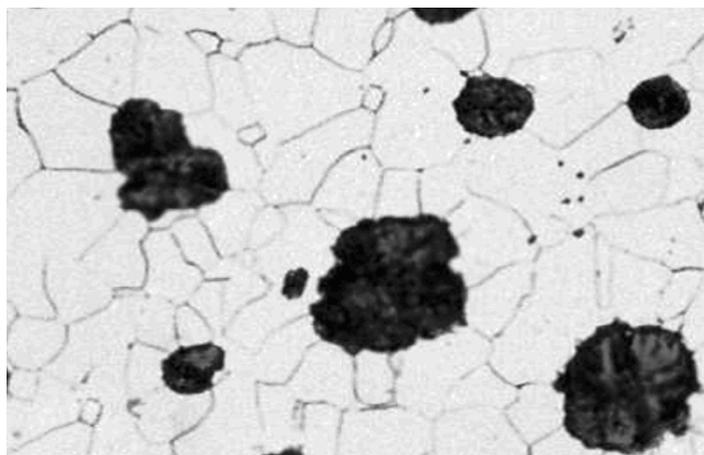


Рисунок 32 – Высокопрочный чугун с шаровидной формой графита

Маркируется высокопрочный чугун буквами В – высокопрочный и Ч – чугун, а далее ставят цифры, показывающие минимальное временное сопротивление в 10^{-1} МПа. Например марка ВЧ 40 имеет временное сопротивление 400 МПа.

Отливки из высокопрочного чугуна широко используются в различных отраслях промышленности. Из них изготавливают коленчатые валы, крышки цилиндров, прокатные валки, прессы и т.д.

5 Инструментальные материалы

К инструментальным материалам относятся материалы, применяемые для изготовления измерительных, режущих инструментов и штампов для холодной и горячей штамповки.

Все материалы, применяемые для изготовления режущих инструментов объединяют по следующим группам:

1. Стали:
 - углеродистые (пониженной прокаливаемости);
 - легированные (повышенной прокаливаемости).
2. Твердые сплавы:
 - металлокерамические (керметы);
 - минералокерамические.
3. Абразивные материалы.

Требования, предъявляемые к инструментальным материалам:

1. Высокая твердость и износостойкость – для режущего и измерительного инструмента.
2. Сохранение твердости при длительном нагреве (до красного каления) – красностойкость (тепlostойкость) – для режущего инструмента.
3. Высокая вязкость при повышенных температурах – для штампового инструмента.

Углеродистые инструментальные стали.

В процессе резания металлов режущая кромка испытывает громадные давления, в 200-300 раз превышающие удельные давления в деталях машин. Работа, затраченная на снятие стружки превращается в тепло, что приводит к нагреву режущей кромки до 500-1000°C. Режущий инструмент испытывает вибрации, удары и трение об обрабатываемую деталь и сходящую стружку. Эти условия работы определяют специфические требования к инструментальным материалам.

Углеродистые инструментальные стали подразделяются на качественные (У7, У8, У9...У13) и высококачественные (У7А, У8А, У9А...У13А). В маркировке буква У обозначает, что сталь углеродистая, а цифра – среднее содержание углерода в десятых долях процента. Буква А указывает на то, что в стали меньше серы, фосфора и неметаллических включений, т.е. она высокого качества.

Характерные особенности:

- неглубокая прокаливаемость (10-15 мм), что ограничивает применение для изготовления инструментов больших сечений,
- пониженная устойчивость переохлажденного аустенита, что вызывает необходимость охлаждать инструмент при закалке в воде, что нередко приводит к трещинам и короблению.

После закалки и низкого отпуска твердость составляет HRC 60-64. Эта твердость сохраняется только при нагреве в процессе работы до 200-250°C, теплостойкость (красностойкость) невысокая. Поэтому скорость резания при обработке металлов не превышает 10-15 м/мин.

Углеродистые инструментальные стали поставляются в прокате – круглого, квадратного, шестигранного профиля и в виде полосы. Используются эти стали для изготовления напильников, метчиков, сверл и др. инструментов небольшого диаметра, работающих при невысоких нагрузках.

Инструментальные легированные стали повышенной прокаливаемости. Инструментальные легированные стали повышенной прокаливаемости содержат сравнительно небольшое количество легирующих элементов – 1-3%. Хром, кремний, марганец - для повышения закаливаемости и прокаливаемости. Ванадий, вольфрам, молибден – для обеспечения высоких механических свойств. Содержание углерода указывается в десятых долях процента (например, марка 9ХС содержит 0,9%С, 1%Сr, 1,4%Si). Если стали содержат около 1% углерода, он в маркировке не указывается – ХСВФ, ХГ, ХВГ, В1, ХВ5, Х.

Твердость после закалки (в масле) и низкого отпуска составляет HRC 58-62, теплостойкость невысокая – 200-250°C. Свойства этих сталей позволяют изготавливать инструменты бóльших размеров, чем из углеродистых сталей.

Быстрорежущие стали. Это высоколегированные стали, обладающие высокой теплостойкостью, которая обеспечивается большим количеством вольфрама в сочетании с другими карбидообразующими элементами – молибденом, хромом, ванадием.

Вольфрам и молибден в присутствии хрома связывают углерод в карбиды и задерживают распад мартенсита. Благодаря комплексному легированию инструменты из быстрорежущих сталей сохраняют высокую твёрдость до 560 – 640°С и увеличивают производительность резания в 2 – 4 раза, по сравнению с углеродистыми и низколегированными сталями.

Маркировка быстрорежущих сталей начинается с буквы Р – рапид (быстрый), следующая цифра (число) обозначает среднее содержание вольфрама. Во всех сталях этой группы содержание углерода составляет 0,8 – 1%, ванадия ~ 2%, хрома ~ 4%. Поэтому они в маркировке не указываются. Стали, содержащие дополнительно молибден, кобальт или повышенное содержание ванадия соответственно имеют в своей маркировке буквы М, К, Ф, с указанием их процентного содержания. (Р19, Р18, Р6М3, Р6М5, Р9Ф5, Р10К5Ф5, Р9К15, Р9К10).

Основной упрочняющей фазой быстрорежущих сталей являются карбиды и в первую очередь – карбиды вольфрама (в виде карбидов содержится 80 – 95% вольфрама и ванадия). Необходимо, чтобы мелкодисперсные карбиды были равномерно распределены в объёме стали. В связи с этим быстрорежущие стали подвергаются довольно сложной термической обработке.

Сначала проводится закалка. Нагрев под закалку проводится медленно из-за их низкой теплопроводности. Температура нагрева достигает 1300°С для растворения карбидов. Охлаждение мелких инструментов проводят на воздухе (самозакаливающиеся стали мартенситного класса), крупных – в масле. После закалки в структуре сталей сохраняется до 30 – 40% остаточного аустенита. Остаточный аустенит превращается в мартенсит при трехкратном отпуске (550 – 570°С) или обработке холодом. В процессе выдержки при отпуске из мартенсита и остаточного аустенита выделяются карбиды, и аустенит претерпевает мартенситное превращение.

За один цикл отпуска весь остаточный аустенит не претерпевает мартенситного превращения, поэтому используют трёхкратный отпуск (рисунок 33а). Обработка холодом значительно сокращает время термической обработки (рисунок 33б). Если инструмент изготавливать из распылённых порошков, то за счёт сильного измельчения карбидов и равномерного их распределения в спечённой стали стойкость инструмента увеличивается в 1,5 – 2 раза.

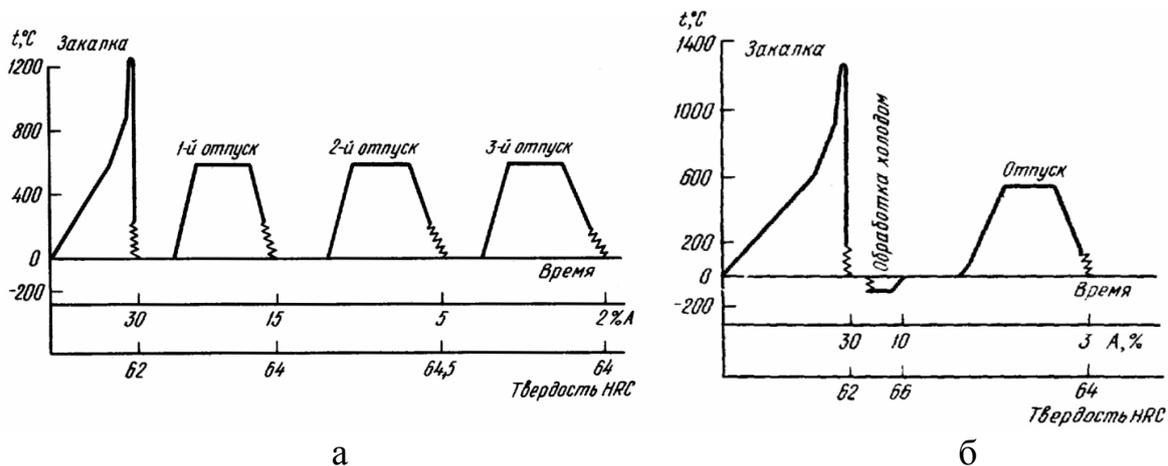


Рисунок 33 - Термообработка быстрорежущей стали с трёхкратным отпуском (а); с использованием обработки холодом (б) (%А – количество остаточного аустенита)

Штампы для холодной и горячей штамповки бывают больших размеров – 500x500x500мм и более. Поэтому стали для их изготовления должны обладать не только глубокой прокаливаемостью, но и высокой износостойкостью (для холодной штамповки) и разгаростойкостью (для горячей штамповки). Под разгаростойкостью понимается способность металла выдерживать многократные нагревы и охлаждения без образования сетки трещин на поверхности за счет более высокой прочности.

Для холодной штамповки выпускаются стали с содержанием хрома 6-12% (X12, X12BM, X6BF, 6X6B3MFC и др.), для горячей штамповки применяют легированные стали с содержанием углерода 0,3-0,6%, которые после закалки подвергают отпуску при 550-680⁰С на троостит или троостосорбит (5XHM, 5XGM, 5XHT, 3X2B8, 4X5B2FC и др.).

Для изготовления ударных инструментов необходима сталь с повышенной вязкостью и износостойкостью(4XC, 6XBG и др.).

Твёрдые сплавы. Твёрдыми сплавами называются спечённые материалы, состоящие из тугоплавких карбидов, нитридов, боридов вольфрама, титана, тантала, бора, циркония соединённых металлической или керамической связкой. Их получают методом порошковой металлургии, спекая при $T = 1400 - 1800^{\circ}\text{C}$ порошки исходных материалов, получая при этом пластины простой формы. Режущие пластины из этих сплавов обладают высокой твёрдостью, износостойкостью и теплостойкостью.

Механические свойства изделий из твёрдых сплавов во многом определяются соотношением связки и твёрдой основы. С увеличением содержания связки уменьшается твёрдость, но повышается прочность и вязкость. К недостаткам относится сложность изготовления фасонных изделий и высокая хрупкость.

Наиболее широкое применение в промышленности имеют вольфрамовые твёрдые сплавы. В зависимости от состава карбидной основы вольфрамовые твёрдые сплавы делятся на три группы:

1. *Однокарбидные – вольфрамовая группа WC – Co.* Маркировка ВК и цифра, показывающая содержание кобальта в процентах – ВК3–ВК25. Теплостойкость – 800°C. При одинаковом содержании кобальта эти сплавы по прочности превосходят другие твёрдые сплавы, но уступают им по твёрдости.

2. *Двухкарбидные – титановольфрамовая группа TiC – WC – Co.* Маркировка ТК и цифры, показывающие содержание в процентах карбида титана и кобальта. При спекании образуется твёрдый раствор (Ti, W)C. Этот карбид обладает более высокой твёрдостью, чем WC. Теплостойкость – 900–1000°C. С увеличением содержания карбида титана теплостойкость повышается. (Т5К10, Т15К6, Т30К4).

3. *Трёхкарбидные – титанотанталовольфрамовые TiC – TaC – WC – Co.* Маркировка – ТТ, следующая цифра обозначает суммарное содержание в процентах карбидов титана и тантала в процентах, а после буквы К – количество кобальтовой связки (ТТ7К12, ТТ10К8, ТТ20К9). Карбидная основа представляет собой твёрдый раствор (Ti, Ta, W)C и избыток карбида вольфрама. Эти сплавы отличаются от предыдущих более высокой прочностью, они лучше сопротивляются вибрации.

Абразивные материалы. Абразивный материал применяется в виде режущих зерен, которые могут быть свободны (порошок, паста), или связаны (наклеены на бумагу, в виде брусков или кругов). Режущие свойства обеспечиваются высокой твердостью и хрупкостью зерна. Делятся на природные (алмаз, корунд и наждак) и искусственные.

К искусственным относятся следующие:

1. Синтетический алмаз (АС), теплостойкость алмаза – 800 °С. Невысокая теплостойкость сочетается с высокой теплопроводностью алмаза. Твердость по Виккерсу HV 100 ГПа.

2. Нитрид бора с кубической решёткой – кубический нитрид бора (КНБ, β-BN) имеет алмазоподобную кристаллическую решётку и близкие с алмазом свойства (HV 90 ГПа), однако превосходит его по теплостойкости (1200 °С) и химически более инертен, особенно к металлам группы железа. В зависимости от технологии получения этот материал выпускается под торговыми названиями: эльбор, кибор, боразон и др..

3. Карбид бора В₄С. Получают в дуговых печах восстановлением оксида бора углеродом. Карбид бора имеет очень высокую твёрдость (HV 49 ГПа), но низкую температуру окисления (700-750 °С).

4. Карбид кремния (карборунд) – SiC. Получают восстановлением кварцевого песка (SiO₂) углеродом. Обладает большей твердостью (около HV 30 ГПа) и хрупкостью, чем корунд.

5. Электрокорунд – окись алюминия Al_2O_3 , получаемая в электрических печах. Выпускают нормальный электрокорунт (93-98% Al_2O_3), белый (более 99% Al_2O_3), различные виды легированных (Ti, Cr, Zr) корундов, а также монокорунд. Его твердость HV 24-26 ГПа.

Износостойкие сплавы. Типичными случаями износа являются обычное трение скольжения и абразивный износ. В первом случае металл наклепывают с поверхности. Во втором случае, когда частицы металла вырываются с поверхности, износостойкость определяется твердостью и сопротивлением отрыву. Износостойкость может быть повышена химико-термической обработкой.

Высокой стойкостью к износу обладает *графитизированная сталь*. Графит в структуре получается за счет частичного разложения цементита, поэтому графитизирующиеся стали должны иметь высокое содержание углерода (1,5-2%) и кремния (1-2%), последний повышает способность стали к графитизации. После термообработки структура стали состоит из зернистого перлита с некоторым количеством мелких округлых включений графита. При неабразивном износе графит играет роль смазки, предотвращая сухое трение и схватывание. Кроме того, эти стали обладают антивибрационными свойствами.

Аустенитная высокомарганцовистая сталь (сталь Гадфильда) в условиях обычного трения, сопровождаемого большим удельным давлением, при невысокой твердости (HV 2000-2500 МПа) обладает хорошей износостойкостью. Эта сталь содержит 1,2% С и 13% Мп (Г13), обладает типичными для аустенитных сталей высокими вязкостью и пластичностью при достаточно хорошей прочности, повышенной способностью к наклепу.

В целях резкого повышения износостойкости, а также восстановления размеров изношенных деталей используются *наплавочные материалы*. В виде прутков (трубок) изготавливаются наплавки из твердых, износостойких, но не обладающих высокой механической прочностью из-за хрупкости, материалов. Например, эвтектической смесью W_2C+WC наполняют железную трубку и расплавляют до жидкого (полужидкого) состояния на той поверхности детали, которая подвергается сплошному износу.

6 Алюминий и сплавы на его основе

В мировой промышленности алюминиевые сплавы характеризуются наибольшим объемом производства среди цветных металлов и уступают только стали. Практически нет ни одной отрасли, в которой не использовались бы алюминиевые сплавы. Алюминий и алюминиевые сплавы – первые конструкционные металлы, которые были использованы в самолетостроении. Свое значение в самолетостроении алюминий сохраняет и сейчас – до 75% массы современного самолета составляют детали на его основе. Алюминиевые сплавы также применяют в строительных конструкциях, судостроении, железнодорожном и автотранспорте, электротехнике и т.д. В химическом

машиностроении алюминиевые сплавы используют для изготовления хранилищ жидких газов (кислорода, азота природного и др.), ректификационных колонн и трубопроводов.

До конца 80-х годов 19 века алюминий почти не производился и его стоимость была сопоставима со стоимостью золота. Снижение цены началось только после разработки в 1886 году электролизного способа выплавки алюминия.

Алюминий – химический элемент III группы периодической системы элементов. Серебристо-белый металл, при обычных условиях покрытый тонкой оксидной пленкой. Во всех устойчивых соединениях алюминий трехвалентен, но при высоких температурах может быть одновалентен.

По распространенности в природе алюминий занимает первое место среди металлов. Его содержание в земной коре составляет около 8%. В свободном состоянии в природе не встречается из-за высокой химической активности. Наиболее ценной алюминиевой рудой являются бокситы, где содержится около 50% Al_2O_3 . Производство алюминия заключается в получении Al_2O_3 из алюминиевых руд щелочным, кислотным, электротермическим или комбинированным способами, а затем проводится электролиз Al_2O_3 на получение первичного металла. Производство энергоемкое, до 30% стоимости алюминия составляет электроэнергия, поэтому производства располагают вблизи мощных электростанций.

Алюминий обладает гранцентрированной кубической решеткой; низкой плотностью $\gamma=2,7$ г/см³; низкой температурой плавления $t_{пл}=660^\circ C$; высокой теплопроводностью $\lambda=0,57$ кал/см·сек·град; высокой электропроводностью, составляющей 65% электрической проводимости меди.

Отожженный алюминий высокой чистоты имеет $\sigma_B=60$ МПа; $\delta=40\%$; 25НВ. После холодной прокатки механические свойства меняются: $\sigma_B=180-240$ МПа; 45-60 НВ; $\delta=3-5\%$.

Алюминий обладает высокой коррозионной стойкостью на воздухе и в кислых средах за счет образования на поверхности оксидной пленки Al_2O_3 . Чем чище алюминий, тем выше его коррозионная стойкость.

Алюминий хорошо обрабатывается давлением в горячем и холодном состояниях, но плохо обрабатывается резанием, хорошо сваривается.

В зависимости от способа получения и химического состава различают: алюминий особой чистоты, алюминий высокой чистоты и алюминий технической чистоты.

Алюминий особой чистоты марки А999 содержит менее 0,001% примесей. Получают его зонной плавкой и применяют для научно-исследовательских целей и в полупроводниковой и ядерной технике.

Алюминий высокой чистоты марок А995, А99, А97, А95 содержит 0,005-0,05% примесей. Используют при производстве электрических конденсаторов и другой аппаратуры.

Алюминий технической чистоты марок А85, А8, А7, А6, А5 и др. содержит 0,15-1,00% примесей. Применяют для изготовления фольги, токопро-

водящих изделий и получения алюминиевых сплавов. Технический алюминий, поступающий в виде листов, профилей, прутков и других полуфабрикатов, маркируется АД и АД1.

Как конструкционный материал алюминий применять нецелесообразно из-за низкой прочности, а вот сплавы на основе алюминия обладают необходимыми механическими свойствами.

Сплавы на основе алюминия. В качестве основных легирующих элементов при производстве алюминиевых сплавов используют Cu, Mn, Mg, Si, Zn и др.

Большинство легирующих элементов образуют с алюминием твердые растворы ограниченной растворимости и интерметаллидные фазы с алюминием и между собой (CuAl_2 , Mg_2Si , Al_3Mg_2 и др.).

Все алюминиевые сплавы можно разделить на три группы:

а) деформируемые, предназначенные для получения полуфабрикатов прокаткой и волочением или ковкой и штамповкой (рисунок 28, участок А);

б) литейные сплавы, предназначенные для получения изделий методом фасонного литья (рисунок 34, участок Б);

в) сплавы, получаемые методом порошковой металлургии (САП – спеченные алюминиевые порошки, САС – спеченные алюминиевые сплавы).

В зависимости от способности сплавов упрочняться термической обработкой их подразделяют на:

- упрочняемые термической обработкой (рисунок 34, участок Г)
- не упрочняемые термической обработкой (рисунок 28, участок В).

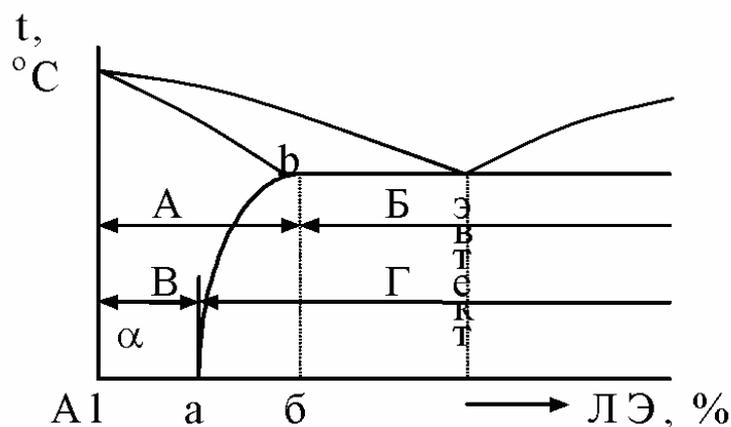
6.1 Деформируемые алюминиевые сплавы, не упрочняемые термической обработкой

К этим сплавам относятся сплавы алюминия с марганцем или магнием концентрации менее точки «а» на рисунке 34.

Структура этих сплавов после медленного охлаждения состоит только из α -твердого раствора марганца или магния в алюминии. Никаких структурных изменений в этих сплавах при нагревании и охлаждении не происходит, поэтому применение термической обработки с целью повышения прочности невозможно. Упрочнение этих сплавов возможно только за счет холодной пластической деформации, т.е. наклепа (нагартовки).

Маркируются эти сплавы буквами АМц (алюминий с марганцем) или АМг (алюминий с магнием), а цифра, стоящая после буквы легирующего элемента, показывает среднее его содержание в процентах. Если же цифра отсутствует, то содержание легирующих элементов менее 1,5%. Например: АМг2 – Mg – 2%, остальное алюминий.

Химический состав и механические свойства некоторых марок этих сплавов представлены в таблице 10.



А – деформируемые сплавы,
 Б – литейные сплавы,
 В – не упрочняемые термической обработкой,
 Г – упрочняемые термической обработкой.

Рисунок 34 – Диаграмма состояния Al - ЛЭ

Таблица 10 - Химический состав и механические свойства деформируемых алюминиевых сплавов не упрочняемых термической обработкой

Марка	Химический состав, %			Механические свойства *		
	Al	Mn	Mg	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
АМц	основа	1,0-1,6	-	130(170)	50(130)	23(10)
АМг2	основа	0,2-0,6	1,8-2,8	200(250)	100(200)	23(10)
АМг3	основа	0,3-0,6	3,2-3,8	220	110	20
АМг5	основа	0,3-0,6	4,8-5,8	300	150	20
АМг6	основа	0,5-0,8	5,8-6,8	340(400)	170(300)	18(10)

*Без скобок приведены свойства сплавов в отожженном состоянии, а в скобках – в полунагартованном состоянии.

Структура сплава АМц представляет собой α -твердый раствор марганца в алюминии и небольшое количество частиц соединения Al_6Mn .

Структура сплавов АМг до содержания магния 1,4% представляет собой α -твердый раствор магния в алюминии (рисунок 35). При большем содержании ($Mg > 3\%$) упрочнение термообработкой возможно (что следует из кривой растворимости в системе Al-Mg), но эффект упрочнения невелик. Для того чтобы повысить прочность и измельчить зерно, в эти сплавы добавляется марганец, который образует дисперсные частицы Al_6Mn .

Сплавы Al-Mn и Al-Mg применяют в отожженном состоянии.

Эти сплавы легко обрабатываются давлением, обработка их резанием затруднена, хорошо свариваются и имеют высокую коррозионную стойкость. Имеют сравнительно невысокую прочность и твердость, хорошую пластичность. Их применяют для изготовления изделий, испытывающих небольшие нагрузки, например: баки для бензина, оконные рамы и двери, трубные узлы в холодильных установках и др.

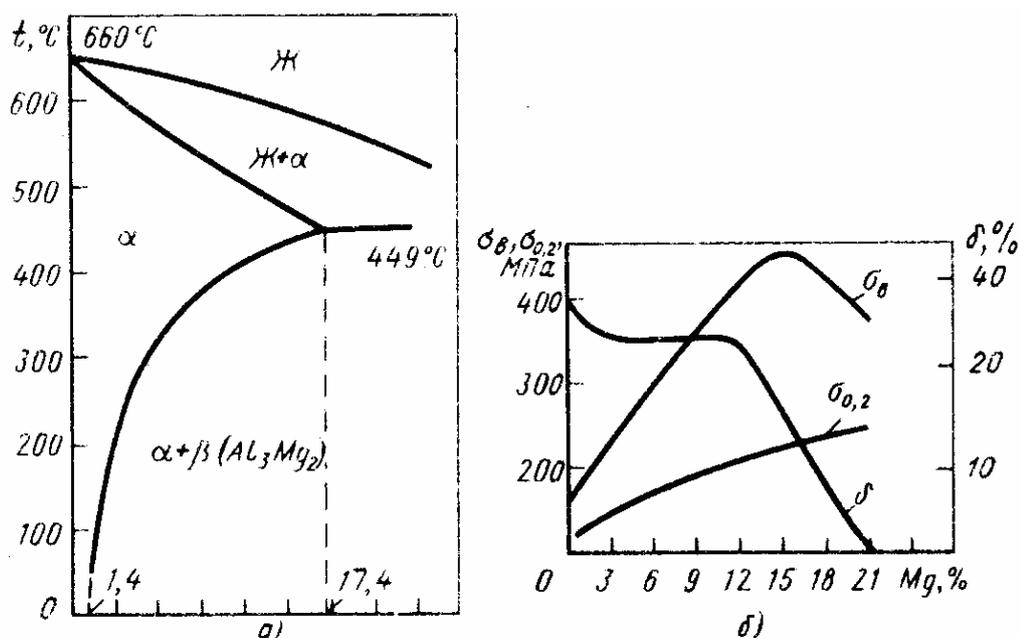


Рисунок 35 - Диаграмма состояния Al-Mg (а) и зависимость механических свойств сплавов от содержания магния (б)

6.2 Деформируемые алюминиевые сплавы, упрочняемые термической обработкой

К таким сплавам относятся сплавы алюминия с медью, магнием и другими легирующими элементами с концентрацией от «а» до «б» (рисунок 30). В эту группу входят такие сплавы как дюралюмин, авиаль, высокопрочные, ковочные и жаропрочные.

Дюралюмины. Дюралюминами называют сплавы на основе алюминия и меди, которые содержат также магний и марганец, а в качестве примесей – железо и кремний.

Марганец повышает стойкость дюралюмина против коррозии, повышает температуру рекристаллизации и улучшает механические свойства за счет присутствия в структуре дисперсных частиц $\text{Al}_{12}\text{Mn}_2\text{Cu}$. Железо является вредной примесью, т.к. снижает эффект упрочнения при старении вследствие образования нерастворимого в алюминии соединения $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$. Кремний, как и железо, способствует понижению прочности, но вызвано это уменьшением количества основных упрочняющих фаз (CuAl_2 и Al_2CuMg).

Кроме этого, вредное влияние железа и кремния сказывается и на трещиностойкости, т.е. облегчается распространение трещин при действии растягивающих напряжений. Допустимое содержание железа и кремния до 0,5% согласно ГОСТа 4784-74. Снижение содержания железа и кремния 0,1-0,3% и ниже значительно повышает вязкость разрушения, не изменяя величины σ_b и $\sigma_{0.2}$.

Наибольшее практическое применение имеют такие марки дюралюмина как Д1 и Д16 (таблица 11). Буква Д обозначает в маркировке, что это дюралюмин (дюраль), а цифра после буквы – порядковый номер в ГОСТе.

Таблица 11 - Химический состав и некоторые механические свойства дюралюминов после закалки и старения

Марка	Химический состав, %				Механические свойства		
	Al	Cu	Mg	Mn	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
Д1	основа	3,8-4,8	0,4-0,8	0,4-0,8	490	320	14
Д16	основа	3,8-4,9	1,2-1,8	0,3-0,9	540	400	11

Для упрочнения дюралюминов проводят закалку и старение. Закалка состоит в нагреве сплавов до температуры, при которой избыточные интерметаллидные фазы (CuAl_2) полностью или почти полностью растворяются в алюминии (линия *abc*, рисунок 32) и концентрация меди в α -твердом растворе повышается. После выдержки при данной температуре проводят быстрое охлаждение. При быстром охлаждении медь не успевает выделиться в виде интерметаллида CuAl_2 и образуется пересыщенный твердый раствор меди в алюминии. После закалки дюралюмины обладают высокой пластичностью ($\delta = 25\%$) и мягкостью. Это используется при проведении различных формоизменяющих операций в холодном состоянии. Однако пересыщенный α -твердый раствор неустойчив, и из него самопроизвольно начинает выделяться избыточная мелкодисперсная интерметаллическая фаза CuAl_2 , что придает дюралюмину повышенную твердость и прочность. Этот процесс называется старением. Если старение проводится при комнатной температуре, (естественное старение), то упрочняющий эффект достигается на 5-6 сутки. Если же после закалки сплав нагреть до $150-200^\circ\text{C}$, то упрочнение произойдет через 10-20 часов, и такое старение называют искусственным. Однако, естественное старение предпочтительнее, т.к. обеспечивает получение более высокой коррозионной стойкости.

Дюралюмины удовлетворительно обрабатываются резанием после закалки, и после старения, хорошо свариваются точечной сваркой, но сварной шов обеспечивает только 60-70% прочности основного металла поэтому соединение листов дюралюмина осуществляется заклепками. Удельная прочность дюралюмина после закалки и старения близка к удельной прочности легированной стали.

Для повышения коррозионной стойкости дюралюмины подвергают, либо электрохимическому оксидированию, либо плакированию (т.е. наносят тонкий слой алюминия) или покрывают краской. Эти сплавы используют в самолетостроении (т.е. изготавливают обшивки, шпангоуты, стрингеры и лонжероны самолетов), а также силовые каркасы, строительные конструкции, кузова грузовых автомобилей и т.д.

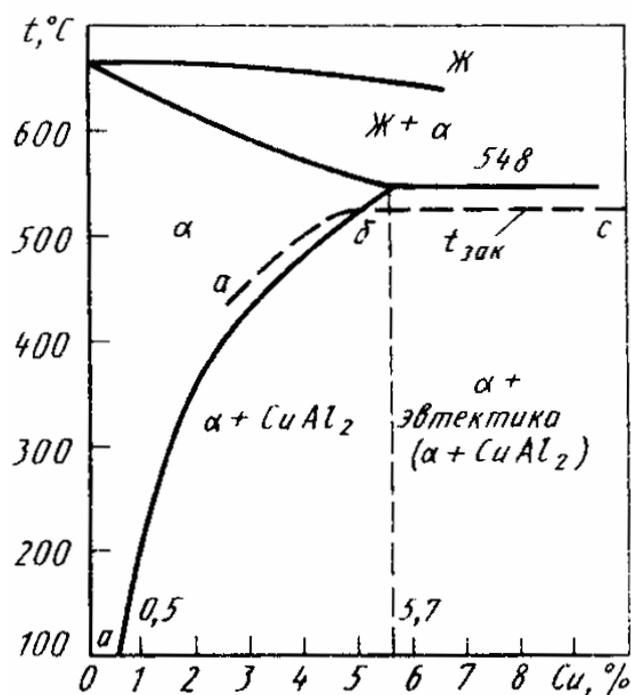


Рисунок 36 - Диаграмма состояния Al - Cu
(штриховая линия – температура закалки сплавов)

Сплавы авиаль. Это алюминиевые сплавы, содержащие в качестве основных легирующих элементов магний (до 1,2%) и кремний (до 1,2%). Эти сплавы обладают большей пластичностью в холодном и горячем состоянии, чем дюралюмины, но меньшей прочностью.

Кроме Mg и Si, которые образуют упрочняющую интерметаллическую фазу Mg_2Si , в составе авиалей содержатся марганец, хром и медь (таблица 12).

Таблица 12 - Химический состав авиалей и основные механические свойства после закалки и искусственного старения

Марка сплава	Содержание элементов, %						Механические свойства		
	Al	Mg	Si	Mn	Cr	Cu	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
АВ	основа	0,45-0,9	0,5-1,2	0,15-0,35	-	0,1-0,5	360	300	12
АД31	основа	0,4-0,9	0,3-0,7	-	-	-	250	200	12
АД33	основа	0,8-0,12	0,4-0,8	-	0,15-0,35	0,15-0,4	340	280	11

Упрочнение сплавов достигается путем проведения закалки ($t=515-525^\circ\text{C}$ и охлаждение в воде) и последующего искусственного старения ($t=160-170^\circ\text{C}$, выдержка 10-12 ч.). Авиаль отличается высокой пластичностью

(что дает возможность ковать и штамповать детали сложной формы), значительной коррозионной стойкостью, удовлетворительной механической прочностью и свариваемостью, хорошей технологичностью. Наиболее широкое применение имеют сплавы в транспортном машиностроении, строительстве и др. отраслях для изготовления конструкций, несущих умеренные нагрузки, кованных деталей двигателей, рам, дверей и т.д.

Высокопрочные алюминиевые сплавы. Эти алюминиевые сплавы имеют сложный химический состав. Главными легирующими элементами являются магний, медь, марганец и цинк. Наибольшее распространение среди высокопрочных алюминиевых сплавов имеет марка В95. химический состав этого сплава, кроме алюминия, представляет собой 1,4-2,0% Cu; 1,8-2,8% Mg; 0,2-0,6% Mn; 5-7% Zn и 0,1-0,25% Cr. Механические свойства этого сплава: $\sigma_B = 560-600$ МПа, $\sigma_{0,2} = 530-550$ МПа, $\delta = 8\%$ (после закалки и естественного старения).

В качестве упрочняющих фаз в этих сплавах выступают такие интерметаллидные соединения как $MgZn_2$, $Al_2Mg_3Zn_3$, Al_2CuMg . Чем выше содержание цинка и магния, тем выше прочность этих сплавов, но пластичность и коррозионная стойкость уменьшаются. Повысить коррозионную стойкость можно путем добавления в сплав марганца и хрома. С целью повышения прочности эти сплавы подвергают закалке ($t=460-470^\circ C$ и охлаждение в воде) и искусственному старению при температуре $135-145^\circ C$ в течение 16 ч. По сравнению с дюралюминами высокопрочные сплавы обладают большей чувствительностью к концентраторам напряжений, меньшим пределом выносливости и вязкостью разрушения.

Сплавы обладают хорошей пластичностью в горячем состоянии и сравнительно легко деформируются в холодном состоянии после отжига. Сплав марки В95 хорошо обрабатывается резанием и сваривается точечной сваркой. Его применяют в самолетостроении для наружных конструкций, работающих длительное время при $t \leq 100-120^\circ C$, например, обшивка, шпангоуты, стрингеры, силовые каркасы строительных сооружений и т.д.

Сплавы дляковки и штамповки. Данные алюминиевые сплавы обладают высокой пластичностью в нагретом состоянии и удовлетворительными литейными свойствами. Основными легирующими элементами являются медь, магний, марганец и кремний. Ковку и штамповку сплавов проводят при температуре $\sim 450^\circ C$. Для повышения прочности проводят температурную обработку, состоящую из закалки и искусственного старения. Упрочняющими фазами при старении являются Mg_2Si , $CuAl_2$, $Al_xMg_5CuSi_4$. В таблице 13 представлен химический состав и основные механические свойства сплавов.

Эти сплавы хорошо обрабатываются резанием и удовлетворительно свариваются контактной и аргонодуговой сваркой. Литейные свойства улучшаются за счет добавки кремния. Однако эти сплавы склонны к межкристаллитной коррозии и коррозии под напряжением. Используют их для изготов-

ления подмоторных рам, крепежных деталей, лопастей винтов вертолета и т.д.

Таблица 13 - Химический состав и механические свойства алюминиевых сплавов дляковки и штамповки

Марка	Содержание элементов, %				Механические свойства		
	Cu	Mg	Mn	Si	$\sigma_{в}$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
АК 6	1,8-2,6	0,4-0,8	0,4-0,8	0,7-1,2	420	300	12
АК 8	3,9-4,8	0,4-0,8	0,4-1,0	0,6-1,2	480	380	10

Жаропрочные сплавы. Их используют для изготовления деталей, работающих при температурах до 300°C (поршни двигателей внутреннего сгорания, детали турбореактивных двигателей, обшивки сверхзвуковых двигателей и т.д.). Для получения необходимых жаропрочных свойств их легируют не только медью и магнием, но и железом, никелем и титаном.

Упрочняющими фазами жаропрочных сплавов являются $CuAl_2$, Al_2CuMg , Al_9FeNi и Al_6CuNi . После закалки и старения при частичном распаде твердого раствора эти фазы выделяются в виде дисперсных частиц, которые значительно повышают жаропрочность сплавов. В таблице 14 представлен химический состав и механические свойства после термообработки наиболее применяемых сплавов. Высокая жаропрочность сплава Д20 достигается благодаря высокому содержанию меди и марганца с титаном

Таблица 14 - Химический состав и типичные механические свойства жаропрочных алюминиевых сплавов

Марка	Химический состав, %						Механические свойства		
	Al	Cu	Mg	Mn	Si	другие элементы	$\sigma_{в}$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
АК4-1	основа	1,9-2,5	1,4-1,8	-	0,35	0,8-1,4 Fe 0,8-1,4 Ni 0,02-0,1 Ti	430	280	13
Д 20	основа	6-7	-	0,4-0,8	-	0,1-0,2 Ti	400	250	12

6.3 Литейные алюминиевые сплавы

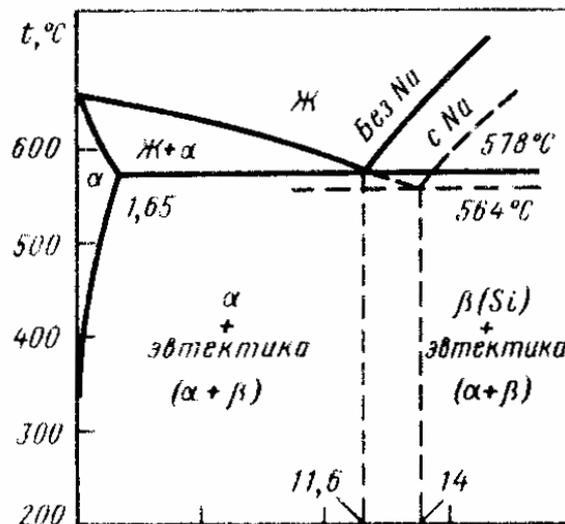
Литейные сплавы должны обладать высокой жидкотекучестью, сравнительно небольшой усадкой, малой склонностью к образованию горячих трещин и пор, хорошими механическими свойствами и коррозионной стойкостью.

Лучшими литейными свойствами обладают сплавы, в структуре которых имеется эвтектика. Образование эвтектики зависит от концентрации легирующих элементов, т.е. их содержание должно быть больше предельной растворимости в алюминии.

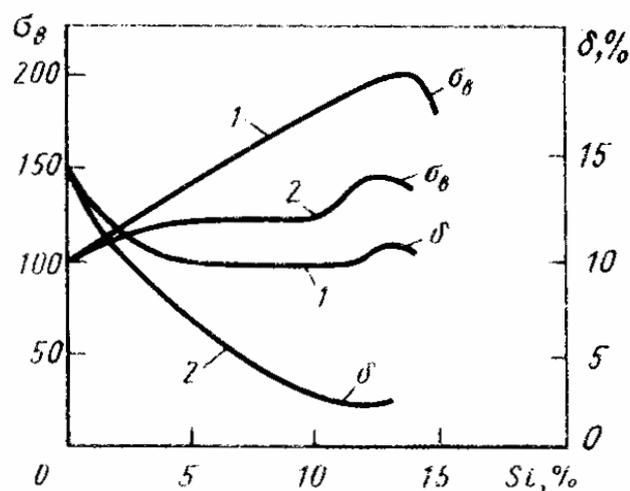
В качестве литейных сплавов применяют сплавы алюминий-кремний, алюминий-медь, алюминий-магний.

Маркируются эти сплавы буквами АЛ и далее стоит цифра. Буква «А» обозначает что это алюминиевый сплав, буква «Л» - литейный, а цифра соответствует порядковому номеру из ГОСТа, например, АЛ2, АЛ4 и т.д.

Силумины. Широкое применение имеют сплавы Al-Si, получившие название силумины. Их состав близок к эвтектическому сплаву (рисунок 37), поэтому они обладают высокими литейными свойствами. Химический состав и свойства некоторых силуминов представлены в таблице 15.



а)



б)

1 – модифицированные сплавы; 2 – без модифицирования

Рисунок 37 - Диаграмма состояния Al – Si (а) и влияние кремния на механические свойства сплавов (б)

Таблица 15 - Химический состав и механические свойства силуминов

Марка	Химический состав, %					Механические свойства		
	Al	Mg	Si	Mn	другие элементы	$\sigma_{в,}$ МПа	$\sigma_{0,2,}$ МПа	$\delta,$ %
АЛ2	основа	-	10-13	-	-	180	90	5
АЛ4	основа	0,17- 0,3	8-10,5	0,25-0,5	$\leq 0,15$ Ti	180	140	2
					$\leq 0,1$ Ве	260	200	4
АЛ9	основа	0,2-0,4	6-8	-	$\leq 0,15$ Ti	200	140	5
					$\leq 0,1$ Ве	220	160	3

Наибольшее распространение получил сплав АЛ2, который содержит в структуре эвтектику ($\alpha+\beta$), β -фаза – кристаллы кремния. При затвердевании эвтектики кремний выделяется в виде крупных кристаллов игольчатой формы, которые как бы надрезают пластичный α -твердый раствор. Сплав с такой структурой обладает плохими механическими свойствами.

Для измельчения структуры эвтектики и размеров кристаллов кремния силумины подвергают модифицированию, т.е. в жидкий расплав вводят NaF(2/3) и NaCl (1/3) в количестве 2% от массы жидкого сплава. После модифицирования структура состоит из мелкодисперсной эвтектики и мелкозернистых кристаллов кремния. Измельчение структуры объясняется тем, что силицид натрия Na_2Si обволакивает пленкой кристаллы кремния и затрудняет их рост. Сплав АЛ2 не подвергают упрочняющей термической обработке. Сплавы АЛ4 и АЛ9 дополнительно легируют магнием и подвергают упрочнению термической обработкой, состоящей из закалки и искусственного старения, при этом в 2 раза повышается предел прочности. Упрочняющей фазой служит Mg_2Si .

Силумины легко обрабатываются резанием, хорошо свариваются. Эти сплавы используют для изготовления корпусов компрессоров, картеров, блоков цилиндров двигателей и т.д.

Сплавы алюминий – медь. К литейным также относятся сплавы алюминия с медью, отличающиеся от дюралюминов более высоким содержанием меди. В таблице 16 представлены химический состав и механические свойства самых применяемых сплавов.

Эти сплавы подвергаются упрочнению закалкой и искусственным старением. Они сохраняют высокие механические свойства при повышенных температурах и хорошо обрабатываются резанием. Литейные свойства сплавов невысокие, поэтому их используют для отливок небольших деталей простой формы. Кроме этого они имеют склонность к хрупкому разрушению вследствие выделения по границам зерен грубых включений $CuAl_2$ и Al_7Cu_2Fe . В сплаве АЛ19 образуются еще такие соединения как $Al_{12}Mn_2Cu$ и Al_3Ti . Присутствие в твердом растворе марганца и образование интерметаллидных фаз по границам зерен повышает жаропрочность этого сплава, а

Ti способствует измельчению зерна. Эти сплавы применяют для изготовления арматуры, кронштейнов и т.д.

Таблица 16 - Химический состав и механические свойства литейных сплавов алюминий-медь

Марка	Содержание элементов, %				Механические свойства		
	Al	Mn	Cu	другие элементы	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
АЛ 7	основа	-	4 - 5	0,2 Ti	250	180	5
АЛ 19	основа	0,6 - 1,0	4,5 - 5,8	0,15 - 0,35 Ti	340	220	7

Сплавы алюминий – магний. Также как и предыдущие сплавы имеют низкие литейные свойства из-за отсутствия в структуре эвтектики. Однако эти сплавы обладают хорошей коррозионной стойкостью, повышенными механическими свойствами (таблица 17) и обрабатываются резанием. Хорошие механические свойства они приобретают вследствие введения титана и циркония. Добавка бериллия уменьшает окисляемость расплава при плавке.

Таблица 17 - Химический состав и механические свойства некоторых литейных сплавов алюминий-магний

Марка	Содержание элементов, %			Механические свойства		
	Al	Mg	другие элементы	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
АЛ 8	основа	9,5-11,5	$\leq 0,07$ Ti $\leq 0,07$ Be	350	170	10
АЛ 27	основа	9,5-11,5	0,05 - 0,15 Ti 0,05 - 0,22 Zr 0,05 - 0,15 Be	360	180	18

Структура этих сплавов представляет собой α -твердый раствор и интерметаллидную фазу Al_3Mg_2 , которая в виде крупных частиц располагается по границам зерен и вызывает охрупчивание. Чтобы избежать этого, сплавы после закалки от $430^\circ C$ выдерживают в масле ($40-50^\circ C$) в течение 12-20 часов для растворения частиц Al_3Mg_2 в α -твердом растворе. Из этих сплавов изготавливают детали для судостроения и авиации.

Жаропрочные сплавы. Эти сплавы используют для изготовления поршней, головок цилиндров и других деталей, работающих при температурах $250-350^\circ C$. (таблица 18).

Жаропрочные свойства этих сплавов обеспечивают добавки Mn, Ti, Ni, Ge, Zr, которые образуют нерастворимые интерметаллидные фазы Al_6Cu_3 , Al_2Ge , Al_2Zr , Al_2CuMg , Al_6Cu_3Ni . Для повышения прочности сплавы подвергают закалке и искусственному старению.

Сплавы, получаемые методом порошковой металлургии. На основе алюминия производят две группы таких сплавов: САП – спеченные алюминиевые порошки и САС – спеченные алюминиевые сплавы.

Таблица 18 - Химический состав и свойства жаропрочных алюминиевых литейных сплавов

Марка	Химический состав, %					Механические свойства		
	Al	Mg	Mn	Cu	другие элементы	σ_B , МПа	$\sigma_{Л100}^{300}$, МПа	δ , %
АЛ 1	основа	1,25-1,75	-	3,75-4,5	1,75-2,25Ti	240	45	1,0
АЛ 21	основа	0,8-1,3	0,15-0,25	4,6-6,0	0,1-0,2Cr 2,6-3,6 Ni	220	50	1,5
АЛ 33	основа	-	0,6-1,0	5,5-6,2	0,8-1,2 Ni 0,05-0,2 Zr 0,15-0,3 Ge	280	90	2,0

Спеченные алюминиевые порошки. Для изготовления изделий используют алюминиевую пудру и мелкодисперсный оксид алюминия Al_2O_3 (таблица 19), которые тщательно перемешивают, засыпают в пресс-формы и прессуют под давлением, а затем проводят спекание при температуре $600^\circ C$. Поскольку оксид алюминия не растворяется в алюминиевой основе и не укрупняется, то эти сплавы имеют хорошую жаропрочность, прочность, высокую коррозионную стойкость, хорошую тепло- и электропроводность, высокое сопротивление истиранию.

Свойства изделий из САП зависят в основном от содержания оксида алюминия и степени дисперсности алюминиевой пудры (рисунок 38).

САП применяют вместо нержавеющей сталей для изготовления деталей и узлов в малонагруженных конструкциях, эксплуатируемых длительное время при температуре $300-500^\circ C$ и для кратковременной работы до $1000^\circ C$. Сплавы легко обрабатываются резанием.

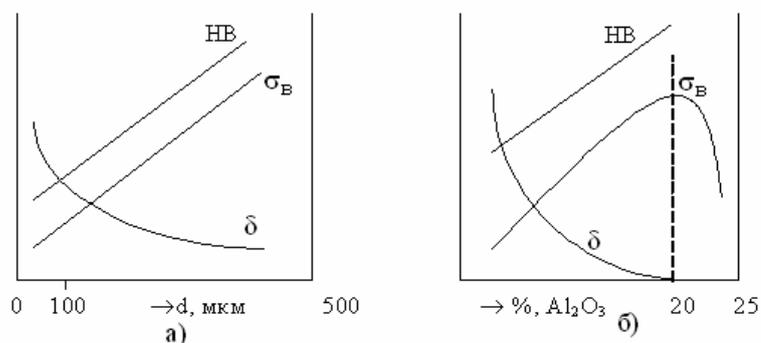


Рисунок 38 – Влияние степени дисперсности алюминиевой пудры (а) и количества Al_2O_3 (б) на механические свойства САП

Спеченные алюминиевые сплавы (САС). Сплавы состоят из спеченного легированного алюминиевого порошка или гранул. Для САС характерны или высокая прочность, или хорошая жаропрочность, или низкий коэффициент линейного расширения, или низкий коэффициент трения. Изменение свойств зависит от легирующих элементов, которые присутствуют в сплаве. Согласно классификации В.И.Добаткина в зависимости от легирующих компонентов САС подразделяются на три группы. Первая группа содержит марганец, хром, цирконий, титан. В результате технологических нагревов под горячее прессование и экструзию (обработка давлением) они распадаются с выделением дисперсных интерметаллидных фаз, что приводит к повышению прочности.

Вторая группа САС легирована железом, никелем и кобальтом. Большая скорость охлаждения частиц порошка обеспечивает образование гетерогенной (неоднородной) структуры, т.е. интерметаллидные фазы находятся в дисперсном состоянии и равномерно распределены.

Третью группу САС составляют гранулированные сплавы, полученные из алюминиевых сплавов, содержащих свинец, олово, кадмий. Полуфабрикаты из САС получают, нагревая сначала порошки и гранулы в алюминиевой оболочке, а затем подвергая горячему прессованию и экструзии. Для сплавов первой и второй групп этот процесс проводится при температуре 400-500°C, что обеспечивает создание и сохранение необходимой структуры и получение требуемых свойств. Применяют САС для деталей, работающих в паре со сталью при температуре 20-200°C, которые требуют сочетания низкого коэффициента линейного расширения и малой теплопроводности, а также в приборостроении, когда путем литья и обработки давлением трудно получить соответствующий сплав.

Необходимо также отметить, что в настоящее время одновременно с традиционной буквенно-цифровой существует новая цифровая маркировка алюминиевых сплавов, примеры приведены в таблице 20.

Таблица 20 - Примеры обозначений с помощью новой маркировки

Легирующие элементы	Маркировка	
	Традиционная	Новая
Al (чистый)	АД00	1010
Mg-Mn	АМг1	1510
Cu-Mg	Д16	1160
Zn-Mg-Cu	В95	1950

Таблица 19 - Химический состав и свойства спеченных алюминиевых порошков

Марка	Полуфабрикат	Температура испытания, °С	Содержание элементов, %				Механические свойства			
			Al	Al ₂ O ₃	Fe	Жир	σ _в , МПа	σ _{0,2} , МПа	δ, %	НВ, МПа
САП-1	Прутки, полосы	20	основа	6-9	0,2	0,2	260-300	200-240	8-12	850
		300					160-180	120-140	3-7	
		500					50-70	50-60	2-6	
	Листы толщиной 1,5 мм	20					320-340	280-300	3-4	-
		300					90-120	-	10-14	
		500					30-40	-	6-8	
САП-2	Прутки, полосы	20	основа	9-13	0,2	0,25	320-360	210-250	6-8	1000
		300					170-180	150-160	4-6	
		500					80-90	80-90	2-3	
САП-3	Прутки, полосы	20	основа	13-18	0,25	0,25	380-450	320-360	3-6	1200
		300					190-210	140-160	4-7	
	Штамповка	20					370-390	320-330	6	1000
		350					120-130	100-110	8	
		500					70-80	50-60	6	

7 Медь и сплавы на ее основе

Медь – это металл красного, а в изломе розового цвета. Температура плавления 1083°C . Плотность меди $8,94 \text{ г/см}^3$. Имеет гранцентрированную кубическую решетку. Медь обладает наибольшей (после серебра) электро- и теплопроводностью, поэтому в электротехнике электропроводность меди принята за 100%. Удельное электросопротивление меди составляет $0,017 \text{ МкОм}\cdot\text{м}$. Получают медь из сульфидных руд, содержащих медный колчедан CuFeS_2 .

Механические свойства меди: в литом состоянии – $\sigma_{\text{в}}=160 \text{ МПа}$; $\sigma_{0,2}=35 \text{ МПа}$; $\delta=25\%$; в горячедеформированном состоянии $\sigma_{\text{в}}=240 \text{ МПа}$; $\sigma_{0,2}=95 \text{ МПа}$; $\delta=45\%$. Путем холодного деформирования предел прочности можно повысить до 450 МПа (проволока), но относительное удлинение при этом снизится до 3%.

Маркируется медь буквой М, после которой ставятся цифры порядкового номера по ГОСТу, характеризующие степень чистоты, например: М00 (99,99% Cu), М0 (99,95% Cu), М1 (99,9% Cu) и т.д. Присутствующие в меди примеси оказывают различное влияние на ее свойства.

В зависимости от характера взаимодействия примесей с медью их можно разделить на три группы:

1) Примеси, образующие с медью твердые растворы: Ni, Zn, Sn, Sb, Al, As, Fe, P и др. Они повышают прочность, но резко снижают (особенно Sb и As) электро- и теплопроводность меди. Поэтому для изготовления проводников тока используют марки М0 и М1, которые содержат $\leq 0,002\%$ Sb и $\leq 0,002\%$ As. Кроме того, сурьма затрудняет горячую обработку давлением.

2) Примеси, практически нерастворимые в меди и образуют легкоплавкие эвтектики: Pb, Bi и др. Легкоплавкие эвтектики выделяются по границам зерен и затрудняют обработку давлением. Если медь содержит $0,005\%$ Bi, то при горячей обработке давлением происходит ее разрушение. При более высоком содержании висмута наблюдается хладноломкость меди. На электропроводящие свойства эти примеси не оказывают заметного влияния.

3) Кислород и сера образуют с медью хрупкие химические соединения Cu_2O и Cu_2S , входящие в состав эвтектики. На электропроводность меди эти примеси оказывают небольшое влияние. Сера улучшает обрабатываемость меди резанием. Кислород, образующий закись меди, вызывает «водородную болезнь». При нагревании меди в водородосодержащей атмосфере наблюдается диффузия водорода в глубь меди. Если в меди присутствуют включения Cu_2O , то происходит реакция $\text{Cu}_2\text{O} + \text{H}_2 \rightarrow 2\text{Cu} + \text{H}_2\text{O}$ и наблюдается увеличение объема из-за образования паров воды. Это создает в отдельных участках металла высокое давление и вызывает появление микротрещин, которые в отдельных случаях приводят к разрушению деталей.

Медь обладает хорошей коррозионной стойкостью в атмосферных условиях, в пресной и морской воде, но неустойчива в сернистых газах и аммиаке. Она легко обрабатывается давлением, но плохо резанием. Литейные

свойства из-за большой усадки низкие. Медь плохо сваривается, но легко подвергается пайке.

Изготавливают медь в виде листов, прутков, труб и проволоки. Как конструкционный материал из-за низкой прочности, не применяется. Высокие электропроводящие свойства меди позволяют использовать ее в качестве основного проводникового материала для электротехнической промышленности. Также из меди изготавливают различные теплообменники – нагреватели, холодильники, радиаторы двигателей. Различают две основные группы медных сплавов: латуни и бронзы.

7.1 Латуни

Латунями называются двойные или многокомпонентные сплавы на основе меди, в которых основным легирующим компонентом является цинк. На рисунке 39 представлена диаграмма состояния Cu-Zn.

Из диаграммы состояния видно, что помимо основного α -раствора, медь образует с цинком интерметаллиды β , γ , ϵ .

Практическое применение имеют латуни, структура которых состоит из α - или $\alpha+\beta'$ фаз. α -фаза представляет собой твердый раствор цинка в меди, предельная растворимость которого составляет 39%. Эта фаза обладает гранцентрированной кубической решеткой. β' -фаза представляет собой упорядоченный твердый раствор на базе электронного соединения CuZn с объемно-центрированной кубической решеткой.

При высоких температурах β -фаза имеет неупорядоченное расположение атомов и обладает высокой пластичностью. При температурах ниже 454-468°C расположение атомов становится упорядоченным, и обозначают ее β' . β' -фаза обладает большей твердостью чем β -фаза и хрупкая. γ -фаза представляет собой электронное соединение Cu₅Zn₈. На рисунке 35 представлена зависимость механических свойств латуни от содержания цинка. Как видно из графиков, прочность и пластичность возрастают, а при появлении в структуре β' -фазы пластичность падает, а прочность продолжает расти примерно до 45% Zn. При большей концентрации цинка структура будет состоять из β' -фазы и прочность из-за высокой хрупкости сильно уменьшится.

По химическому составу различают простые латуни и специальные. Простые латуни легируют только цинком, а специальные латуни содержат кроме цинка еще и другие элементы, такие как алюминий, олово, свинец, железо и т.д.

По структуре латуни подразделяются на две группы: однофазные α -латуни и двухфазные $\alpha + \beta'$ - латуни.

По технологическому признаку α -латуни относятся к деформируемым, так как пластичны в холодном и горячем состоянии. $\alpha+\beta'$ - латуни относятся к литейным сплавам, предназначенным для фасонного литья. Они обладают хорошей жидкотекучестью и мало склонны к ликвации.

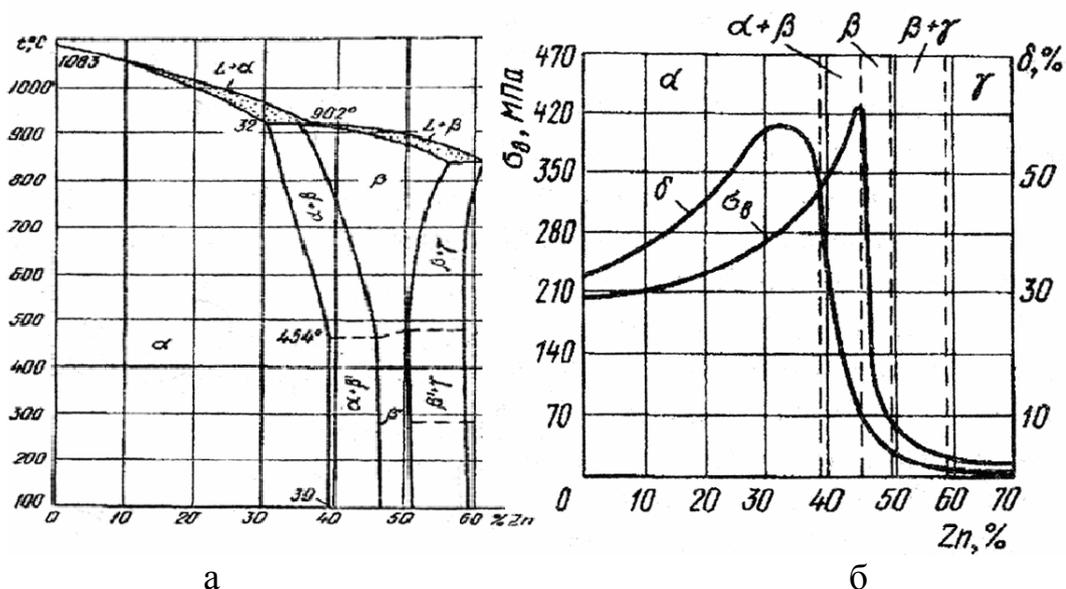


Рисунок 39 – Диаграмма состояния Cu-Zn (а) и график изменения механических свойств латуней в зависимости от содержания цинка (б)

Маркируются латуни буквой «Л», после которой следуют буквы основных элементов, входящих в состав сплава. Например, О – олово, Ц – цинк, Мц – марганец, А – алюминий, Ж – железо. К – кремний, Ф – фосфор, Б – бериллий и т.д.

В марках деформируемых латуней первые цифры после буквы «Л» показывают содержание меди, а в случае легированных деформированных латуней указывают еще буквы и цифры, обозначающие название и количество легирующего элемента. Например, Л70 – латунь содержит примерно 70% меди, ЛАЖ60-1-1 – содержит 60% меди, 1% алюминия (А) и 1% железа (Ж), а остальное – цинк.

В марках литейных латуней после буквы «Л» стоит буква «Ц», обозначающая цинк и цифры, показывающие его содержание. Например, ЛЦ30А3 – содержит 30% цинка (Ц), 3% алюминия (А) и остальное медь.

Простые латуни с низким содержанием цинка Л96 (томпак), Л80 (полутомпак), обладают меньшей пластичностью, чем Л68 и Л70, но электро- и теплопроводность выше. Прочность простых латуней 300-350 МПа при однофазной структуре. Прочность однофазной латуни может быть значительно повышена холодной пластической деформацией. α -латуни с высоким содержанием меди не имеют склонности к коррозионному растрескиванию и достаточно устойчивы в атмосфере воды и пара (при условии снятия напряжений, создаваемых холодной деформацией). $\alpha+\beta'$ -простые латуни с большим содержанием цинка (Л62, Л60, Л59) обладают более высокой прочностью, которая составляет 400-450 МПа. Они лучше обрабатываются резанием, дешевле, но их коррозионная стойкость ниже из-за неоднородности структуры. Самой высокой пластичностью обладает Л68, которую используют для изготовления деталей штамповкой.

Автоматная латунь – сплав меди, цинка и свинца, предназначена для изготовления деталей массового производства на станках-автоматах. С повышением содержания свинца пластичность немного снижается, но улучшаются антифрикционные свойства за счет мягких частиц свинца, которые служат своеобразной смазкой, и улучшается обрабатываемость резанием, т.к. образуется мелкая и легко отделяющаяся стружка, что позволяет получать поверхность высокой частоты и повысить производительность станков. Структура латуни представляет собой α - твердый раствор цинка в меди и частицы свинца. Введение в эти латуни железа повышает температуру рекристаллизации и прочность (таблица 21).

Автоматная латунь отличается также хорошей коррозионной стойкостью на воздухе, в пресной и соленой воде. Она легко поддается накатке, гибке и штампованию. Латунь марок ЛЖС58-1-1, ЛС58-1 и ЛС60-1 обрабатывают давлением, ковкой, прокаткой, волочением в холодном и горячем состоянии, а ЛС63-3, ЛС64-2 и ЛС74-3 – только в холодном состоянии.

Смягчающий отжиг ведут при температуре 600-650°C, горячую деформацию при температуре 640-780°C. Допустимые суммарные обжатия между отжигами – не более 70%.

Из автоматных латуней изготавливают болты, гайки, винты, типографские матрицы, шестеренки, зубчатые колеса, подшипники и другие детали.

Алюминиевая латунь – сплав меди с цинком и алюминием. Алюминий повышает коррозионную стойкость латуни и особенно в морской воде. Введение же дополнительных легирующих элементов: железа, никеля, марганца, кремния позволяет повысить прочность и коррозионную стойкость в щелочах и разбавленных кислотах (таблица 22). Алюминиевые латуни подвергают отжигу при температуре 600-650°C для уменьшения твердости перед обработкой давлением.

Из алюминиевой латуни изготавливают конденсаторные трубы, детали судовых агрегатов, сильфоны и другие детали.

Марганцовистая латунь – сплав меди, цинка и марганца. Она характеризуется хорошими механическими свойствами при повышенной температуре, легко поддается обработке давлением и имеет повышенную теплопроводность. Выпускаются две марки марганцовистой латуни (таблица 23).

Добавки марганца и алюминия повышают не только прочность латуни, но и коррозионную стойкость к хлоридам и морской воде. Однако марганцовистая латунь склонна к саморастрескиванию, что можно устранить путем проведения низкотемпературного отжига (250-300 °C).

Применяют данную латунь в морском судостроении, электротехнике, в качестве заменителя оловянистых бронз.

Таблица 21 - Химический состав и свойства некоторых марок автоматных латуней

Марка	Химический состав, %				Механические свойства					
	Cu	Pb	Fe	Zn	σ_B , МПа		$\sigma_{0,2}$, МПа		δ , %	
					отожж.	нагарт*	отожж.	нагарт.	отожж.	нагарт.
ЛС59-1	57-60	0,8-0,9	-	остальное	400	650	140	450	45	16
ЛС60-1	59-61	0,6-1,0	-	остальное	370	670	130	560	45	4
ЛС63-3	62-64	2,4-3,0	-	остальное	350	600	120	500	55	5
ЛЖС 58-1-1	56-58	0,7-1,3	0,7-1,3	остальное	420	750	-	-	-	-

* коэффициент нагартовки 30-50%.

Таблица 22 - Химический состав и механические свойства алюминиевых латуней

Марка	Химический состав, %				Механические свойства					
	Cu	Pb	Fe	Zn	σ_B , МПа		$\sigma_{0,2}$, МПа		δ , %	
					отожж.	нагарт*	отожж.	нагарт.	отожж.	нагарт.
ЛС59-1	57-60	0,8-0,9	-	остальное	400	650	140	450	45	16
ЛС60-1	59-61	0,6-1,0	-	остальное	370	670	130	560	45	4
ЛС63-3	62-64	2,4-3,0	-	остальное	350	600	120	500	55	5
ЛЖС 58-1-1	56-58	0,7-1,3	0,7-1,3	остальное	420	750	-	-	-	-

Таблица 23 - Химический состав и свойства марганцовистых латуней

Марка	Химический состав, %				Механические свойства		
	Cu	Mn	Al	Zn	σ_B , МПа	δ , %	НВ, МПа
ЛМЦ 58-2	57,0-60,0	1,2	-	остальное	360-440	24-36	1000
ЛМЦА 57-3-1	55,5-58,5	0,5-3,5	0,5-1,5	остальное	520	30	1200

Морская латунь – сплав меди, цинка и олова. Содержание олова в количестве 0,5-1,5% повышает прочность и твердость латуни, но снижает пластичность и вязкость, т.к. уменьшает растворимость цинка в меди. Олово повышает коррозионную стойкость латуни в морской воде из-за изменения природы β -фазы. С целью повышения прочности латунь подвергают наклепу. В связи с этим латунь подразделяется на твердую (подвергнута деформированию на 25-50%) и мягкую (после отжига при температуре 600-650°C). В таблице 24 даны химический состав и свойства твердых морских латуней. Морская латунь применяется в судостроении.

Таблица 24 - Химический состав и свойства морских латуней

Марка	Химический состав, %			Механические свойства		
	Cu	Sn	Zn	σ_B , МПа	δ , %	НВ, МПа
ЛО 90-1	80,0-91,0	0,25-0,75	остальное	480-560	3-6	1400-1500
ЛО 70-1	69,0-71,0	1,0-1,5	остальное	680-750	3-5	1450-1550
ЛО 62-1	61,0-63,0	0,7-1,1	остальное	680-750	3-5	1400-1500
ЛО 60-1	59,0-61,0	1,0-1,5	остальное	540-600	5-12	1450-1550

Кремнистая латунь – сплав меди, цинка и кремния. Деформируемые кремнистые латуни характеризуются высокой коррозионной стойкостью на воздухе и в морской воде, более стойки против коррозионного растрескивания. Эти латуни хорошо свариваются и паяются обычными припоями, хорошо обрабатываются давлением в холодном и горячем состоянии (таблица 25).

Литейные кремнистые латуни отличаются высокой жидкотекучестью, но при охлаждении дают значительную объемную усадку, вызывающую при кристаллизации образование усадочных раковин и межкристаллитной пористости. Увеличение содержания кремния способствует повышению плотности литья и коррозионной стойкости. Добавка свинца не только улучшает обрабатываемость, но и повышает антифрикционные свойства.

Кремнистые латуни находят применение в судо- и машиностроении, для изготовления втулок, подшипников и других антифрикционных деталей вместо оловянистых бронз.

7.2 Бронзы

Бронзами называются сплавы меди с различными легирующими элементами, в которых цинк отсутствует или не является основным легирующим элементом. По химическому составу бронзы подразделяются на оловянные и безоловянные. Бронзы отличаются высокими коррозионными и антифрикционными свойствами, большой прочностью и твердостью.

Если концентрация вводимых в бронзу элементов превышает предел растворимости их в меди в твердом состоянии, в структуре сплава появляются кристаллы новых фаз. Эти фазы представляют собой твердые растворы на основе интерметаллидов, например δ -фаза – $\text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$ в оловянных бронзах; β -фаза – Cu_3Al в алюминиевых.

Маркируются бронзы буквами «Бр», после чего следуют буквы, обозначающие легирующие элементы. В марках деформируемых бронз после букв «Бр» ставятся буквы и цифры, обозначающие название и количество легирующих элементов, например БрОЦ 4-3 – содержит олово (О) – 4%, цинка (Ц) – 3% и остальное медь (по разности от 100%). В марках литейных бронз содержание легирующих элементов ставится сразу после буквы, которой его обозначают, например, БрА10ЖЗМц2 имеет в своем составе: алюминий (А) – 10%, железо (Ж) – 3%, марганец (Мц) – 2% и остальное медь.

Оловянные бронзы. Оловянные бронзы – представляют собой сплав меди с оловом. На рисунке 40 приведена диаграмма состояния Cu-Sn. Кроме основного α -твердого раствора олова в меди, в сплавах присутствуют электронные соединения: β -фаза (Cu_5Sn); δ -фаза ($\text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$); ε -фаза (Cu_3Sn) и γ -фаза – твердый раствор на базе химического соединения, природа которого не выяснена.

При температуре $\sim 350^\circ\text{C}$ и очень медленном охлаждении δ -фаза распадается на α -твердый раствор и ε -фазу. В реальных условиях охлаждения бронза состоит из α -твердого раствора и δ -фазы ($\text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$). Практическое применение имеют оловянные бронзы, содержащие до 10-12% олова, т.к. повышенное содержание олова приводит к хрупкости сплавов. При увеличении содержания олова в бронзах возрастает предел прочности и относительное удлинение, но при образовании в структуре эвтектоида (4-6% Sn) оно падает.

По методу обработки оловянные бронзы подразделяются на деформируемые и литейные (таблица 26).

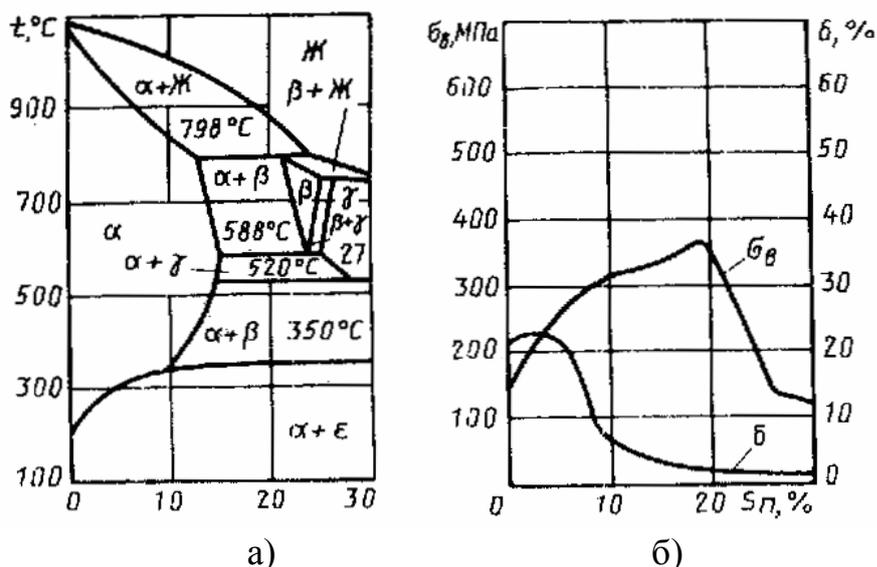


Рисунок 40 Диаграмма состояния Cu-Sn (а) и влияние олова на механические свойства бронз (б)

Таблица 25 - Химический состав и свойства кремнистых латуней

Марка	Химический состав, %				Механические свойства		
	Cu	Si	Pb	Zn	σ_B , МПа	δ , %	НВ, МПа
Деформируемые							
ЛК80-3	79,0-81,0	2,5-4,0	-	остальное	300-460	15-40	950-1100
ЛКС65-1,5-3	63,5-66,5	1,0-2,0	2,5-3,5	остальное	300	15-20	800
Литейные							
ЛКС80-3-3	79,0-81,0	2,5-4,5	2,0-4,0	остальное	300-400	15-20	900-1000
ЛК80-3Л	79,0-81,0	2,5-4,5	-	остальное	300	15-20	950-1100

Таблица 26 - Химический состав и свойства некоторых марок оловянных бронз

Марка	Содержание элементов, %					Механические свойства	
	Cu	Sn	P	Zn	Pb	σ_B , МПа	δ , %
Деформируемые бронзы ¹							
БрОФ6,5-0,4	основа	6,0-7,0	0,3-0,4	-	-	400(750)	65(10)
БрОЦ4-3	основа	3,5-4,0	-	2,7-3,3	-	330(550)	40(4)
БрОЦС4-4-2,5	основа	3,0-5,0	-	3,0-5,0	1,5-3,5	350(650)	35(2)
Литейные бронзы ²							
БрОЗЦ12С5	основа	2,0-4,0	-	8,0-15,0	3,0-6,0	200(170)	5(8)
БрО4Ц4С17	основа	3,5-5,5	-	2,0-6,0	14,0-20	150(150)	4(6)
БрОЗЦ7С5Н	основа	2,5-4,5	Ni-0,5-1,5	6,0-9,5	3,0-6,0	180(210)	8(5)

¹ - в скобках приведены свойства бронз после наклепа, а без скобок – свойства после отжига.

² - в скобках указаны свойства бронз при литье в песчаную форму, а без скобок – свойства при литье в кокиль.

Бронзы, содержащие до 4-5% олова, после деформации и отжига имеют в структуре α - твердый раствор, а после литья в результате сильной ликвации могут иметь включение эвтектоида ($\alpha + \text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$). При более высоком содержании олова структура состоит из α - твердого раствора и эвтектоида ($\alpha + \text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$).

Деформируемые оловянные бронзы обладают хорошей пластичностью и поддаются обработке давлением. Литейные бронзы имеют хорошую жидкотекучесть, малый коэффициент усадки, высокие антифрикционные и антикоррозионные свойства.

Оловянные бронзы с целью улучшения свойств легируют цинком, свинцом, фосфором, никелем и другими элементами. Цинк вводится для улучшения технологических свойств и снижения ее стоимости. Свинец повышает плотность литья, улучшает антифрикционные свойства и облегчает обработку резанием, но снижает пластичность. Фосфор улучшает литейные свойства, повышает предел прочности, твердость, упругость и антифрикционные свойства. Никель измельчает зерно, повышает предел прочности и коррозионную стойкость.

Для облегчения обработки давлением оловянные бронзы подвергают гомогенизации при 700-750°C с последующим быстрым охлаждением.

Из деформируемых бронз изготавливают вкладыши подшипников, пружины, мембраны и др. Литейные бронзы применяют для изготовления герметичной пароводяной арматуры, работающей под давлением, вкладышей подшипников скольжения, втулок и других деталей.

Алюминиевые бронзы. Основной легирующий элемент в этой бронзе - алюминий. Сплавы, содержащие до 9% алюминия - однофазные, т.е. их структура представляет собой α -твердый раствор алюминия в меди (рисунок 41). При повышении содержания алюминия в структуре бронзы появляются фазы: β - твердый раствор на базе соединения Cu_3Al , γ' - электронное соединение $\text{Cu}_{32}\text{Al}_9$. γ' -фаза может наблюдаться в сплавах, содержащих 6-8% алюминия при ускоренном охлаждении.

Введение в алюминиевую бронзу дополнительных легирующих элементов, например марганца, никеля, железа, улучшает механические, технологические и антифрикционные свойства, а также жаростойкость, коррозионную стойкость.

Алюминиевые бронзы с однофазной структурой обладают высокой пластичностью, но невысокой прочностью. В двухфазных бронзах в структуре кроме α -твердого раствора присутствует электронное соединение $\text{Cu}_{32}\text{Al}_9$ (таблица 27). Эти бронзы имеют повышенную прочность, но пластичность их ниже. Практическое применение находят бронзы, содержащие до 11% Al. Введение в алюминиевую бронзу дополнительных легирующих элементов позволяет улучшить ее свойства. Например, железо измельчает зерно и тем самым повышает механические, антифрикционные и технологические свойства, а никель улучшает механические свойства и износостойкость. Добавле-

ние в алюминиевую бронзу легирующих элементов позволяет повысить ее коррозионную стойкость, жаростойкость и температуру начала рекристаллизации. Однофазные бронзы, имеющие высокую пластичность, используют для глубокой штамповки, а двухфазные подвергают горячей деформации или применяют в виде фасонного литья.

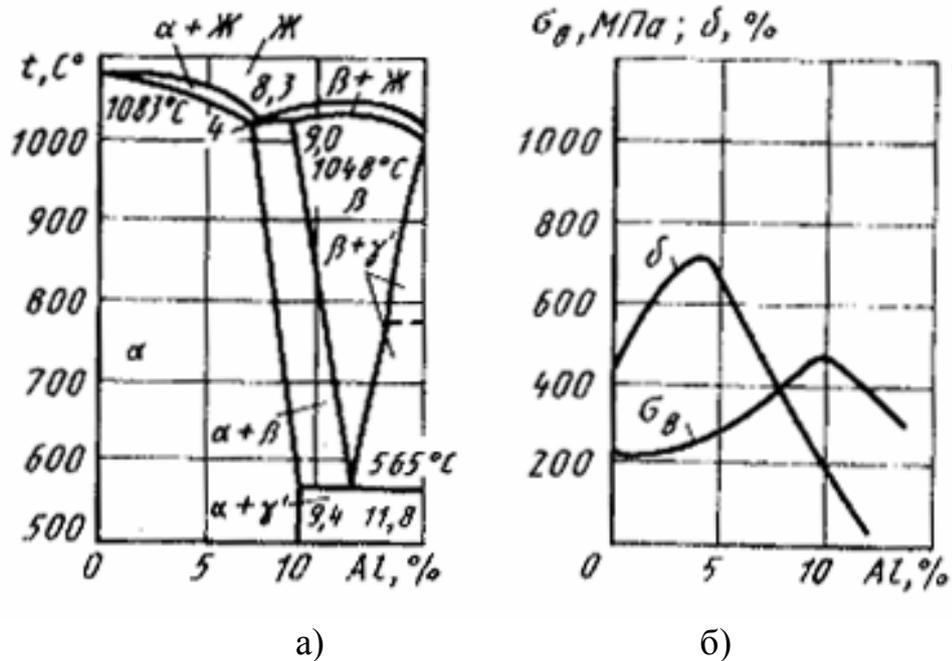


Рисунок 41 – Диаграмма состояния Cu-Al (а) и влияние алюминия на механические свойства бронз (б)

Литейные свойства алюминиевых бронз ниже, чем оловянных, но выше плотность отливок. По прочности и коррозионной стойкости они превосходят оловянные бронзы, но хуже паяются. Температура горячей обработки алюминиевых бронз составляет $750-850^\circ\text{C}$, а смягчающего отжига – $600-750^\circ\text{C}$. Бронзы, содержащие 9-11% алюминия и дополнительно легированные никелем, марганцем и железом, могут быть упрочнены закалкой и старением.

Алюминиевые бронзы применяют для изготовления обойм подшипников, направляющих втулок, маслоуплотнительных колец, зубчатых колес, фланцев и других мелких, но ответственных деталей в судостроении и авиационной технике, химическом аппарате.

Кремнистые бронзы. Кремнистые бронзы – бронзы, представляющие собой сплав меди с кремнием (рисунок 42). Практическое применение находят бронзы, содержащие до 4% кремния (таблица 28). По технологическим свойствам кремнистые бронзы подразделяются на деформируемые и литейные.

Деформируемые бронзы обрабатываются в холодном и горячем состоянии, обладают хорошей коррозионной стойкостью, легко обрабатываются резанием и свариваются. Добавка цинка в состав литейных бронз облегчает плавление, улучшает их механические и антикоррозионные свойства.

Таблица 27 - Химический состав и свойства алюминиевых бронз

Марка бронзы	Содержание элементов, %					Механические свойства		
	Cu	Al	Fe	Mn	Ni	$\sigma_{в}$, МПа	δ , %	НВ, МПа
Деформируемые бронзы ¹								
БрА7	основа	4,0-6,0	-	-	-	370	60-70	600-700
БрА7	основа	6,0-8,0	-	-	-	420	65-75	650-750
БрАЖ9-4	основа	8,0-10,0	2,0-4,0	-	-	600	35-45	1000-1200
БрАЖ10-4-4	основа	9,5-11,0	3,5-5,5	-	3,5-5,5	650	35-45	1300-1500
Литейные бронзы ²								
БрА7Ж1,5С1,5	основа	6,0-8,0	1,0-1,5	1,0-1,5 Рb		300	18	-
БрА11Ж6Н6	основа	10,5-11,5	5,0-6,5	-	5,0-6,5	400	10	1000
БрА10Ж3Мц1,5	основа	9,0-11,0	2,0-4,0	1,0-2,0	-	500	20	1200
БрА10Мц2	основа	9,0-11,0	-	1,5-2,5	-	500	12	1100

¹ – свойства после смягчающего отжига,

² – свойства после литья в песчаную форму.

Перед прокаткой или штамповкой отливки нагревают до температуры 890-910 °С.

Кремнистые бронзы, содержащие до 1,5% Si, упрочняются закалкой (850-870 °С) и старением (при температуре 450-500°С) с выдержками 0,5-3 часа и охлаждением на воздухе. Если же содержание кремния более 1,5%, то бронза не упрочняется термической обработкой, так как имеет однофазную структуру.

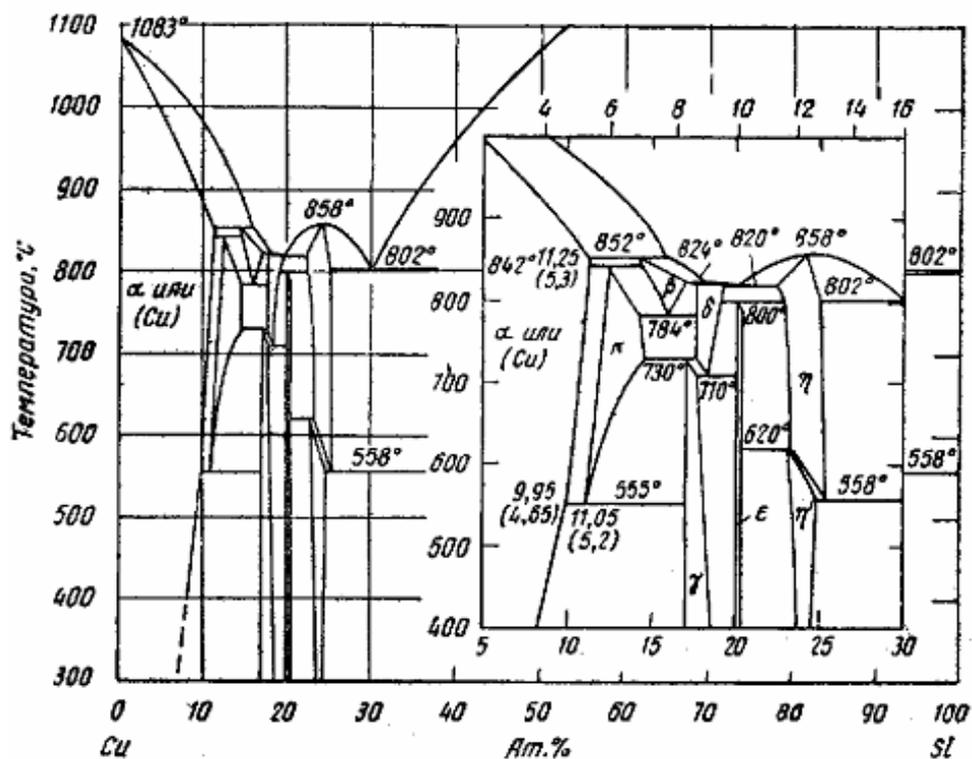


Рисунок 42 - Диаграмма состояния Cu-Si

Таблица 28 - Химический состав и механические свойства кремнистых бронз

Марка бронзы	Содержание элементов, %					Механические свойства		
	Cu	Si	Mn	Ni	Zn	σ_b , МПа	δ , %	НВ, МПа
Деформируемые бронзы								
БрКМц 3-1	основа	3	1	-	-	380-900	1-2	900
БрКЗ	основа	3	-	-	-	250	10-12	-
Литейные бронзы								
БрКЗЦ9	основа	3	-	-	9	250	10-20	-
БрК4Ц4	основа	4	-	-	4	300	10	-
БрК1Н3	основа	0,6-1,1	0,1-0,4	2,4-3,4	-	600	12	1750

Вследствие высоких механических свойств, упругости, коррозионной стойкости эти бронзы используют для изготовления пружин и пружинящих деталей, металлических сеток, решеток и труб, испарителей, дымовых фильтров, деталей в сварных конструкциях.

Бериллиевые бронзы. Бериллиевые бронзы – бронзы, представляющие собой сплав меди с бериллием, причем бронзы одних и тех же марок применяют как деформируемые и как литейные бронзы. В качестве дополнительных легирующих элементов они могут содержать никель, кобальт, железо, марганец, магний и другие элементы, которыми частично заменяют дорогостоящий бериллий (таблица 29).

Медь с бериллием образует ряд твердых растворов. Предельная растворимость бериллия в меди составляет 2,7% при температуре 870°C (рисунок 43а). С понижением температуры растворимость падает и при температуре 300°C составляет от 0,2%. Следовательно, бериллиевую бронзу можно упрочнять с помощью закалки и старения. Нагрев под закалку осуществляют при температуре 750-790°C с охлаждением в воде для получения пересыщенного α -твердого раствора. Затем проводят старение при температуре 300-350°C и при этом из перенасыщенного α -твердого раствора выделяются дисперсные частицы γ -твердого раствора на базе интерметаллида CuBe. Этот твердый раствор обладает высокими твердостью и прочностью.

Таблица 29 - Химический состав и механические свойства бериллиевых бронз

Марка бронзы	Содержание элементов, %					Механические свойства		
	Cu	Be	Ni	Ti	Примеси	σ_b , МПа	δ , %	НВ, МПа
БрБ2	основа	1,9-2,2	0,2-0,5	-	0,5	450	40	900
БрБ2,5	основа	2,3-2,6	0,2-0,5	-	0,5	500	30	1150
БрБНТ1,9	основа	1,8-2,15	0,2-0,5	0,1-0,25	0,5	450	40	900
БрБНТ1,7	основа	1,65-1,85	0,2-0,5	1,0-0,25	0,5	440	50	850

Наряду с высокими прочностью, жидкотекучестью, твердостью, упругостью и коррозионной стойкостью, бериллиевые бронзы отличаются высокой электропроводностью, теплопроводностью, высоким сопротивлением ползучести, хорошо свариваются и обрабатываются резанием.

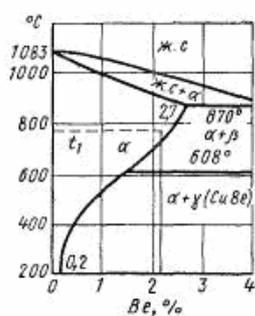
Эти бронзы применяют для изготовления высоконагруженных подшипников, различных мембран, втулок, пружин, зубчатых колес, шестерен и других деталей. Кроме того, бериллиевую бронзу можно применять как безыскровой инструмент, так как при ударе о металл или камень не возникает искры, как у стали.

Свинцовые бронзы. Свинцовые бронзы – бронзы, представляющие собой сплав меди и свинца. Свинец не растворяется в меди и образует механическую смесь (рисунок 43б). Эвтектика по составу почти совпадает с чистым свинцом (99,98% Pb). После охлаждения структура сплавов состоит из кристаллов меди и включений свинца, которые располагаются по границам зерен или заполняют междендритные пространства. Такая структура обеспечивает высокие антифрикционные свойства бронз, поэтому их используют в подшипниках скольжения. Свинцовые бронзы относятся к литейным бронзам (таблица 30). Эти бронзы дополнительно легируют никелем или оловом, которые, растворяясь в меди, улучшают механические свойства и коррозионную стойкость.

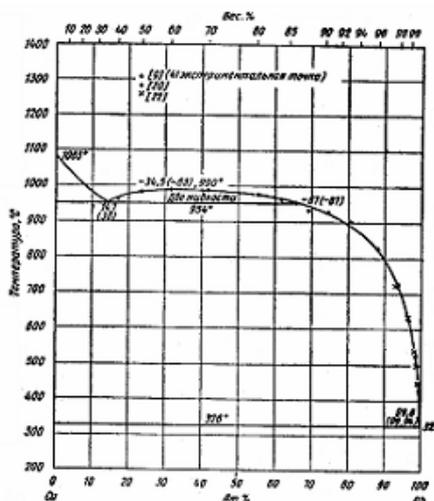
Свинцовые бронзы хорошо обрабатываются резанием и обладают высокой теплостойкостью. Теплопроводность БрС30 в 4 раза выше, чем у оловянных бронз, поэтому она отлично отводит тепло, возникающее при трении. Но из-за низкой прочности свинцовые бронзы наплавляют тонким слоем на стальные ленты, т.е. получают биметаллические подшипники, которые просты в изготовлении и легко заменяются при износе. Применяют свинцовые бронзы также для изготовления нагруженных подшипников, сальников и антифрикционных деталей.

Таблица 30 - Химический состав и механические свойства свинцовых бронз

Марка бронзы	Содержание элементов, %			Механические свойства		
	Cu	Pb	Ni	σ_B , МПа	δ , %	НВ, МПа
БрС30	основа	27-33	-	60	4	250
БрС60Н2,5	34,25-40,75	57-63	2,25-2,75	30	5	140



а



б

Рисунок 43 – Диаграмма состояния Cu-Be (а), диаграмма состояния Cu-Pb (б).

8 Электротехнические материалы

По своим электрическим свойствам материалы подразделяются на:

1. Проводники – материалы с металлической связью, в которых при нормальных условиях присутствует большое количество свободных носителей заряда – электронов (удельное объемное сопротивление $\rho_v = 10^{-8} - 10^{-5}$ Ом×м; с ростом температуры увеличивается за счет ненаправленного хаотического теплового движения электронов). Наилучшими проводниками являются металлы Ag, Cu, Au, Al;

2. Полупроводники ($\rho_v = 10^{-5} - 10^8$ Ом×м; с ростом температуры уменьшается за счет разупорядочения ковалентных связей и появления свободных носителей заряда – электронов и «дырок» - вакансий электронов). Типичными полупроводниками являются вещества с ковалентной связью – Si, соединения $A^{II}B^{VI}$ (ZnS, CdTe, и т.д.) и $A^{III}B^V$ (GaAs, InP и т.д.);

3. Диэлектрики ($\rho_v = 10^8 - 10^{16}$ Ом×м; с ростом температуры уменьшается). Для них характерно критическое значение внешнего электрического напряжения, при котором происходит пробой с резким переходом в проводящее состояние.

8.1 Материалы высокой электрической проводимости

Высокая проводимость металлов обусловлена строением их кристаллов. Металлическая связь образуется за счет большого количества свободных электронов. Это «электронное облако» внутри кристаллической решетки решетки легко привести в движение с помощью электрического поля; следовательно, металл – хороший проводник электричества. Самую высокую проводимость имеют непереходные металлы Cu, Au, Ag, Al, Na, меньшую – переходные металлы Fe, Cr, Ni и т.д. Электрическое сопротивление металла складывается из сопротивления, вызванного тепловым рассеиванием и примесным рассеиванием. В меньшей степени сопротивление увеличивают деформация и остаточные напряжения.

Влияние легирующих элементов на проводимость сплавов зависит от вида образующихся фаз:

- при образовании твёрдых растворов электрическое сопротивление меняется в соответствии с правилами Н.С. Курнакова – нелинейно, проходя через пологий максимум при содержании компонентов около 50%;

- при образовании промежуточных фаз электрическое сопротивление резко изменяется, эти фазы имеют полупроводниковый характер проводимости (электронные фазы, фазы Лавеса, фазы внедрения, σ -фазы).

При образовании смесей из различных фаз электрическое сопротивление подчиняется правилу Н. С. Курнакова. Сплавы уступают чистым металлам по электропроводности, но обладают более высокой твёрдостью и износостойкостью, а температура их плавления ниже, (в случае наличия эвтектики в их структуре). Это позволяет получить материалы, удовлетворяющие различным требованиям электротехнической промышленности.

Деформация и остаточные напряжения незначительно влияют на проводимость чистых металлов, поэтому для них можно использовать наклёп с целью увеличения прочности. У сплавов наклёп сильно (до 25%) снижает электропроводимость, поэтому упрочнение достигается за счёт снижения проводимости.

В зависимости от применения проводниковые материалы подразделяются на:

1. Металлы и сплавы высокой проводимости
2. Припой
3. Сверхпроводники
4. Контактные материалы
5. Сплавы с повышенным электрическим сопротивлением.

Металлы и сплавы с высокой проводимостью кроме низкого электрического сопротивления должны быть прочными, пластичными, коррозионно-стойкими в атмосферных условиях, износостойкими (в особых случаях), а также обладать высокой свариваемостью и хорошо паяться.

8.2 Припой

Припой – это сплавы, используемые при пайке металлов высокой проводимости. Припой должны сочетать в себе низкое переходное (контактное) сопротивление и достаточную прочность. Для этого они должны хорошо смачивать поверхность соединяемых металлов, иметь более низкую температуру плавления и высокую жидкотекучесть, а температурные коэффициенты их расширения должны быть близки.

Припой бывают двух типов:

- для низкотемпературной пайки ($T_{\text{пл}} < 400^{\circ}\text{C}$);
- для высокотемпературной пайки ($T_{\text{пл}} > 400^{\circ}\text{C}$);

Наиболее широко используются припой на основе Sn, Pb, Zn, Ag. Они имеют высокую электропроводность и образуют эвтектики, сопротивление которых мало отличается от сопротивления самих металлов.

Для **низкотемпературной пайки** в основном применяются оловянно-свинцовые и оловянно-цинковые сплавы. Сплав олова и свинца эвтектического типа содержит 61% олова и 39% свинца (ПОС-61, $T_{\text{пл}} = 183^{\circ}\text{C}$). Применяются также доэвтектические (ПОС-18, ПОС-30, ПОС-40, ПОС-50) и заэвтектические (ПОС-90) сплавы.

Оловянно-цинковые сплавы этого класса применяются для пайки алюминия и его сплавов. Это эвтектический сплав – 90% олова и 10% цинка (ПОЦ-90, $T_{\text{пл}} = 199^{\circ}\text{C}$) и другие (ПОЦ-70, ПОЦ-60, ПОЦ-40). Если требуется очень низкая температура пайки ($T < 100^{\circ}\text{C}$), то используются сплав Вуда ($T_{\text{пл}} \approx 60^{\circ}\text{C}$) или Розе ($T_{\text{пл}} \approx 110^{\circ}\text{C}$). Это сплавы на основе висмута со свинцом, оловом и кадмием, обладающие низкой прочностью.

Припой для **высокотемпературной пайки** образуют более прочное соединение проводников, так как при высоких температурах взаимная диффузия металлов идёт более интенсивно. По этой же причине и переходное

сопротивление этих припоев ниже. В качестве высокотемпературных припоев используется медь, медно-цинковые (ПМЦ-36,¹ ПМЦ-48, ПМЦ-54, $T_{\text{пл}} = 825 \div 880^{\circ}\text{C}$) и медно-фосфористые (ПМФ-7²) сплавы. Медно-фосфористые припои позволяют осуществлять пайку без применения флюсов.

Для высокотемпературной пайки любых металлов и сплавов особенно пригодны припои на основе серебра. Кроме серебра в их состав входят медь или медь с цинком (ПСр-72,³ ПСр-61, ПСр-45, ПСр-10, $T_{\text{пл}} = 780 \div 920^{\circ}\text{C}$).

8.3 Контактные материалы

Контакты делятся на: разрывные (подразделяются на слабонагруженные и высоконагруженные), скользящие и неподвижные. Для всех видов контактов основным требованием является низкое переходное сопротивление электрическому току.

Разрывные контакты – периодически замыкают и размыкают электрические цепи, поэтому они работают в наиболее тяжёлых условиях. В процессе работы этих контактов возникает **искра и электрическая дуга**, что приводит к их **коррозии** (окислению) и **эрозионному износу**. При этом повышается контактное сопротивление, происходит нагрев контактов и их сваривание (залипание). Из-за коррозии и эрозии металл контакта плавится, испаряется, в паре контактов появляется кратер и игла.

Сопротивление электроэрозионному изнашиванию увеличивается с ростом температуры плавления, твёрдости и прочности.

Слабонагруженные разрывные контакты изготавливаются из благородных металлов и сплавов: золота, серебра, платины, палладия. Эти материалы обладают низким переходным сопротивлением и повышенной стойкостью к окислению. Электроэрозионной стойкостью они не обладают.

Основным металлом для производства таких контактов является серебро, как самое дешёвое из благородных металлов, легко обрабатывается давлением и обладает высокой электропроводностью, но под воздействием электрической дуги оно окисляется и подвергается электроэрозионному износу. Окисление не ведёт к значительному росту переходного сопротивления, так как оксид серебра электропроводен, а при нагревании легко восстанавливается. В связи с этим чистое серебро используется в слабонагруженных контактах с небольшой частотой переключений.

Для слабонагруженных контактов широко применяются сплавы серебра с медью – они дешевле, обладают большей твёрдостью (поэтому более устойчивы к электроизносу), но медь снижает стойкость сплава против окисления.

Высоконагруженные разрывные контакты изготавливают из вольфрама, молибдена и их сплавов. Эти металлы и их сплавы благодаря высокой

¹ Цифра указывает процентное содержание меди.

² Цифра указывает процентное содержание фосфора.

³ Цифра указывает процентное содержание серебра.

температуре плавления хорошо сопротивляются электроэрозионному изнашиванию. Вольфрам и молибден легко окисляются, их оксиды легко испаряются, поэтому их используют в среде инертных газов или в вакууме. Вольфрамовые контакты используют и на воздухе (так как он обладает достаточно высокой проводимостью), не свариваются, а его оксиды при работе разрушаются.

Сплавы вольфрама и молибдена (40 – 50 % Мо) обладают высокой устойчивостью к эрозионному изнашиванию, но из-за образования твёрдых растворов у них понижена проводимость и велико переходное электрическое сопротивление. Для мощных контактов используют спечённые композиции из порошков вольфрама и серебра или меди. Также методом спекания получают пористый вольфрам, который затем в вакууме пропитывают жидким серебром или медью.⁴

В настоящее время используются серебряно-медные контакты, полученные методом внутреннего окисления. Сплав серебра и меди (СОМ-10, 10%Cu) подвергают длительному окислению (50 ч., 700°C) на воздухе. Медь окисляется, в результате чего получается композиция – серебряная матрица с равномерно распределённым мелкодисперсным оксидом меди. Оксид меди повышает стойкость контакта к свариваемости электроэрозионному изнашиванию. Поэтому этот материал можно использовать и в тяжело нагруженных контактах и в скользящих контактах.

Скользящие контакты должны отвечать тем же требованиям, что и разрывные, но главным из них является высокое сопротивление свариванию. Для этого кроме окисленных серебряно-медных сплавов применяют композиции из порошков медь-графит (МГЗ, МГ5), серебро-графит (СГЗ, СГ5)⁵

Неподвижные контакты – должны иметь низкое переходное электрическое сопротивление, которое должно быть стабильным при небольших контактных усилиях. Для этого используют коррозионностойкие материалы, не образующих оксидных плёнок на контактной поверхности – медь, латунь, цинк.

8.4 Сплавы с высоким сопротивлением

Сплавы с высоким сопротивлением делятся на **реостатные**⁶ (для изготовления элементов сопротивления (таблица 32)) и **сплавы для нагревательных элементов** (таблица 33). В первую очередь эти сплавы должны обладать высоким сопротивлением электрическому току, следовательно иметь структуру твёрдых растворов. Также эти сплавы должны иметь малый температурный коэффициент сопротивления, высокую пластичность (так как используются в виде проволоки и шин). Реостатные сплавы должны также

⁴ Сплав вольфрама с 45% Мо используют для нитей накаливания для нитей электрических лампочек и катодов электронных ламп как сплавы повышенного сопротивления.

⁵ Цифра в марке указывает содержание графита в процентах.

⁶ К ним иногда относят и сплавы для термодар.

обладать низкой ТЭДС в паре с медью, а сплавы для нагревателей – жаростойкостью.

Таблица 32 - Реостатные сплавы

Сплав	Ni	Mn	Cu	T _{раб} , °C
МНМц 40-1,5 (константан)	39 - 41	1 - 2	Остальное	500
МНМц 3-12 (манганин)	2,5 – 3,5	11,6 – 13,5	Остальное	200
МНМц 43-0,5 (копель)	42,5 – 44,0	0,1 – 1,0	Остальное	500

Таблица 33 - Сплавы для нагревательных элементов

Сплав	Cr	Al	Fe	Ni	T _{раб} , °C
X23Ю5 (хромаль)	21,5 – 24,5	4,6 – 5,3	остальное	Не более 0,6	1200
X20Н80 (нихром)	20 - 23	0,2	Не более 1,5	75 - 78	1100
X15Н80 (нихром)	15 - 18	0,2	Не более 1,5	55 - 61	1050
X13Ю4 (фехраль)	12 – 15	3,5 – 5,5	-	0,6	1000
1X17ЮА (сплав № 1)	16 - 19	4,6 – 6,0	-	0,6	1000
1X25Ю5 (сплав № 2)	23 - 27	4,5 – 6,5	-	0,6	1150

Алюмель 2% Al, остальное Ni. Хромель 10% Cr, остальное Ni.

В зависимости от рабочей температуры все сплавы с высоким электросопротивлением делятся на три группы:

1. Сплавы для работы при температуре до 500°С – реостатные сплавы;
2. Сплавы для работы при температуре до 1200°С – реостатные сплавы и сплавы для нагревателей;
3. Сплавы для работы при температуре до 1500°С – сплавы для нагревателей.

Реостатные сплавы – константан (МНМц40-1,5⁷), манганин (МНМц3-12), копель (МНМц43-0,5⁸).

Сплавы для нагревателей:

- на основе никеля – нихромы (X20Н80, X15Н60);
- на основе железа – сплав № 1 (1X17Ю5), сплав № 2 (1X25Ю5).

Нагреватели на основе металлических сплавов работают при температурах до 1100°С (кратковременно до 1300°С). Для достижения более высоких температур в вакуумной или инертной среде используются вольфрам, молибден, тантал, платина и сплавы на их основе. При работе в окислительной атмосфере используются керамические материалы: силит – карбид кремния (до 1500°С), дисилицид молибдена (до 1700°С), хромит лантана (до 1700°С).

⁷ Цифры указывают содержание Ni и Mn, остальное - Cu.

⁸ Также относится к термопарным сплавам.

9 Композиционные материалы

Композиционными материалами (КМ) называются сложные материалы, состоящие из сильно отличающихся по составу и структуре, а, следовательно, и по свойствам нерастворимых или малорастворимых друг в друге компонентов, разделённых в материале ярко выраженной границей. Композиционные материалы могут быть естественного происхождения (стволы и стебли растений, кости животных и человека) и искусственного.

Свойства композиционных материалов зависят от физико-механических свойств компонентов и прочности связи между ними, причём в композиционных материалах проявляются достоинства компонентов, а не их недостатки. В связи с этим композиционные материалы обладают такими свойствами, которыми не обладают компоненты, их составляющие. Наибольший эффект даёт сочетание компонентов, обладающих резко отличающимися свойствами, дополняющими друг друга. В связи с этим композиционные материалы превосходят обычные материалы по удельной прочности и прочности при высоких температурах, по жёсткости, по сопротивлению усталостным разрушениям.

По структурным признакам композиты можно разделить на три группы: 1) волокнистые; 2) слоистые; 3) дисперсноупрочненные (рисунок 44).

Для *армирования* композиционных материалов могут использоваться:

- мелкодисперсные тугоплавкие частицы (карбиды, оксиды, нитриды и др.);

- проволока (стальная, титановая, бериллиевая и др.);

- волокно (углеродное, стекловолокно, из оксида алюминия и др.);

- нитевидные кристаллы (из оксида алюминия, карбида кремния и др.).

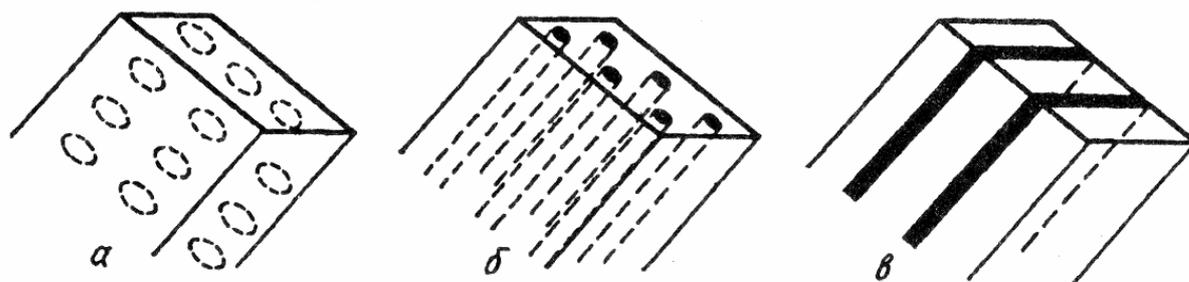
Основой композиционного материала является *матрица*, в соответствие с которой они делятся на:

1. Композиционные материалы на *металлической основе*;

2. Композиционные материалы на *неметаллической основе* – полимерные, углеродные, керамические.

Матрица связывает композицию, придаёт ей форму, от свойств матрицы зависят технологические режимы получения композиционного материала и важнейшие эксплуатационные характеристики: рабочая температура, сопротивление усталостному разрушению, коррозионная стойкость, плотность и удельная прочность.

У волокнистых и слоистых материалов несущим элементом является армирующий компонент (проволока, волокно, нитевидные кристаллы). Матрица является средой, передающей нагрузку на волокна, а в случае разрушения отдельных волокон матрица перераспределяет напряжения между волокнами. В дисперсноупрочненных материалах, несущим элементом является матрица, в которой мелкодисперсные частицы создают торможение распространению дислокаций.



а) дисперсноупрочненные; б) волокнистые; в) слоистые КМ

Рисунок 44 – Схемы строения композиционных материалов

Получение композиционных материалов. Пропитка волокон расплавленной матрицы. Этот способ получения КМ заключается в пропитке расплавленным материалом матрицы упрочнителей в виде волокон, нитевидных кристаллов, уложенных в литейную форму в определенном порядке или произвольно.

К преимуществам этого метода можно отнести возможность получения готового изделия, не требующего дополнительной механической обработки. Применять этот метод можно только при хорошей смачиваемости волокон жидкой матрицей.

Существенным недостатком такого метода пропитки является наличие после заливки пустот, сильно снижающих прочность КМ. Образование таких пустот связано с тем, что при большом содержании упрочняющих волокон (40-80% по объему), расстояния между волокнами настолько малы, что расплавленный металл под собственным весом не может залить все поры.

Как разновидность этого способа является *непрерывная пропитка* пучка волокон, проходящего через расплавленный металл при нормальном давлении.

Для изготовления КМ, применяемых при температурах ниже 200°С используют *полимерные матрицы*. К таким композитам относятся *стеклопластики*, армированные короткими стеклянными волокнами. В качестве матриц используют термореактивные полимеры (эпоксидные смолы), которые благодаря поперечным связям имеют высокую термостойкость. На рисунке 45 схематически показан способ изготовления такого композита. Готовые ленты собирают в слоистый листовый материал (аналог фанеры) или же наматывают в более сложные формы и отверждают термообработкой.

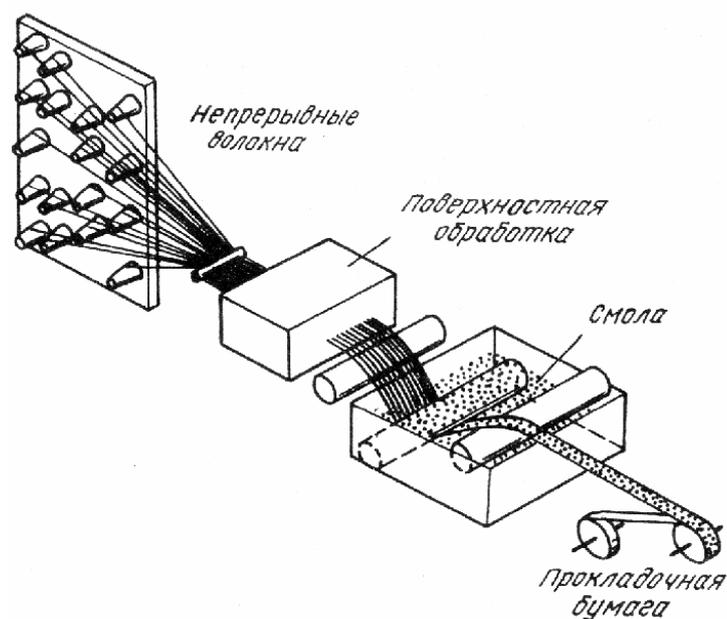


Рисунок 45 – Схема изготовления композиционного материала

Диффузионная сварка под давлением. Является промышленным способом соединения однородных и разнородных металлов. Процесс сварки происходит без расплавления основного металла. В месте сварки деталей происходит диффузия одного металла в другой. Матрицу чаще всего применяют в виде фольги. В качестве упрочнителей применяют волокна, проволоку из различных металлов и нитевидных кристаллы. Принципиальная схема получения КМ диффузионной сваркой под давлением показана на рисунке 46.

Основными технологическими параметрами этого процесса являются давление прессования, температура и время выдержки. Упрочнители могут применяться в виде жгутов, тканей, сеток, волокон и др. Прессование может проводиться в пресс-формах, обеспечивающих получение готовой детали сложной формы или между обогреваемыми плитами. Таким способом получают листы КМ алюминий – стальная проволока. Собирается пакет, состоящий из чередующихся слоев алюминиевой фольги и проволоки диаметром 0,2мм. Режим процесса: температура 480⁰С, давление 10000МПа и выдержка 20 мин.

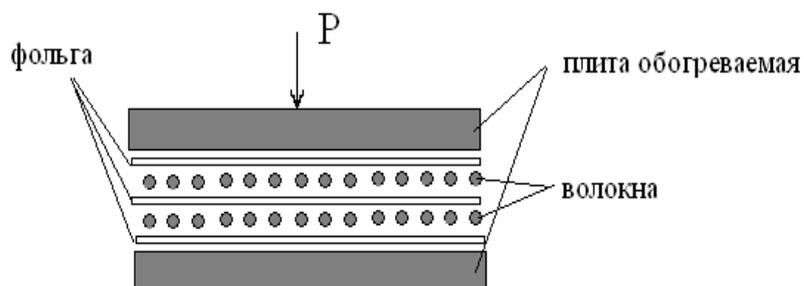


Рисунок 45 – Схема получения КМ диффузионной сваркой

Находят применение и другие способы изготовления композиционных материалов – сваркой взрывом, нанесение слоя металла на волокна напылением и др.

К композиционным материалам относятся и материалы, *упрочненные дисперсными фазами*. Чистые металлы не обладают достаточной прочностью, т.е. способны деформироваться при относительно низких напряжениях. Для повышения предела текучести в металлическую матрицу вводят мелкодисперсные частицы, как правило, это оксиды (Al_2O_3 , SiO_2) или другие соединения (нитриды, карбиды, бориды и т.д.), которые создают эффективное торможение распространению дислокаций. Несущим элементом в таком материале является матрица. Дисперсноупрочненные материалы используются главным образом для работы при высоких температурах (САП, САС).

Армирующие компоненты. Создание КМ стало возможным благодаря разработке армирующих компонентов, обладающих высокой прочностью, так как напряжения, возникающие в материале, воспринимаются в основном именно ими.

Волокна из металлов и их сплавов – стали, вольфрама, бериллия, молибдена, титана и др. получают различными методами. Наибольшее распространение получил метод волочения, т.е. протягивания проволоки через фильеру меньшего сечения по диаметру, чем исходящая проволока. В результате наклепа волокна приобретают высокую прочность. Так, например, предел прочности стальной струны 2400-3600 МПа, вольфрамовой 4200 МПа, титановой 1500-2000 МПа, бериллиевой 1000-1300 МПа. На прочность волокон оказывает влияние масштабный фактор. Чем меньше диаметр волокна, тем выше прочность. Так, например, предел прочности вольфрамовой проволоки диаметром 0,5мм равен 2000 МПа, а диаметром 0,05мм повышается до 3270 МПа.

Для армирования жаропрочных КМ волокна изготавливают из тугоплавких материалов – вольфрама и молибдена.

Углеродные волокна получают на основе нефтяных смол. Плотность этих волокон низкая – 1,6-2,0 г/см³. Диаметр волокон 5-12 мкм. Углеродные волокна можно разделить на две группы:

- высокопрочные волокна с пределом прочности 2500-3200 МПа и сравнительно невысоким модулем упругости – 180-220 ГПа,
- высокомодульные волокна с пределом прочности 1400-2200 МПа и модулем упругости 350-550 ГПа.

Волокна бора, карбида кремния, оксида алюминия и др. имеют прочность в пределах 2500-4000 МПа. Применяются в качестве армирующих компонентов с алюминиевой, магниевой и титановой матрицами.

Нитевидные кристаллы (усы) в промышленности получают с помощью достаточно сложной технологии. Для изготовления КМ используют нитевидные кристаллы оксида алюминия, нитрида алюминия, карбида кремния, нит-

рида кремния и др. Диаметр нитевидных кристаллов (усов) составляет от долей микрона до нескольких десятков микрон и длину до 60-80мм. Усы обладают уникально высокой прочностью (таблица 34).

В итоге композиционный материал обладает сочетанием свойств:

- мягкая матрица обеспечивает материалу высокое сопротивление распространению трещин, т.е. высокие показатели пластичности, ударной вязкости,
- прочные волокна обеспечивают материалу высокое сопротивление начальному течению, т.е. высокие показатели прочности.

Таблица 34 – Механические свойства нитевидных кристаллов, полученных в лабораторных условиях

Материал	Предел прочности, МПа	Плотность, г/см ³	Удельная прочность, $\frac{МПа}{г/см^3}$
Оксид алюминия	2800	3,9	710
Карбид кремния	3700	3,2	1150

Другим видом композиционных материалов с металлической матрицей являются *эвтектические композиционные материалы*. В этих композитах упрочняющей фазой являются ориентированные кристаллы, образующиеся в процессе направленной кристаллизации. При охлаждении жидкостей определенного состава может идти кристаллизация с образованием двух фаз. Если при этом удастся создать плоский фронт кристаллизации, то возникает упорядоченная ориентированная микроструктура.

Практически это один из путей формирования нитевидных кристаллов непосредственно в матрице. Направленная ориентированная структура может быть получена на уже готовых изделиях. Процесс разрушения в таких композитах начинается с разрушения «усов», что свидетельствует о высокой прочности связи на поверхности раздела.

К преимуществам таких композитов следует отнести простоту их получения и возможность длительной работы при повышенных температурах.

Наноконпозиционные материалы. Наноконпозиционными материалами (НКМ) называются материалы, имеющие средний размер одной из фаз менее 100 нм и содержанием ее в КМ от долей до нескольких процентов. Но этого достаточно, чтобы существенно изменить важные физические свойства металлов.

Основными параметрами наночастиц являются их форма, размер, а также распределение частиц по размерам. В нанометровых кристалликах отсутствуют дислокации. Уникальные свойства наночастиц определяются их чрезвычайно высокой удельной поверхностью (отношение поверхности к объему) и существенно отличаются как от свойств блочного материала, так и от свойств индивидуального атома. Для наноструктур доля поверхностных

атомов соизмерима с числом атомов в объеме частицы. Энергетика такова, что они способны взаимодействовать с любыми химическими соединениями, включая инертные газы.

Другими важнейшими факторами, определяющими свойства конечного материала, являются природа взаимодействия между фазами и строение межфазных областей, объемная доля которых чрезвычайно велика. Однако из-за очень малых размеров наноструктуры являются достаточно неравновесными системами. Даже при комнатной температуре происходит рост зерна и материал теряет нанокристаллические свойства.

Значительный интерес к наноструктурам связан с перспективами их широкого применения в микроэлектронике, оптике, акустоэлектронике.

10 Неметаллические материалы

10.1 Пластические массы

Пластмассы – это синтетические материалы, получаемые на основе органических и элементоорганических полимеров. Свойства пластмасс определяются свойствами полимеров, составляющих их основу. Состоят пластмассы из нескольких компонентов – связующего вещества, наполнителя, пластификатора и др.

Обязательным компонентом является *связующее вещество*. Такие простые пластмассы, как полиэтилен, вообще состоят из одного связующего вещества. *Наполнителями* служат твердые материалы органического и неорганического происхождения. Они придают пластмассам прочность, твердость, теплостойкость, а также некоторые специальные свойства, например антифрикционные, или, наоборот, фрикционные. Кроме того, наполнители снимают усадку при прессовании. *Пластификаторы* представляют собой нелетучие жидкости с низкой температурой замерзания. Их вводят для расширения температурной области высокоэластического состояния, они снижают жесткость пластмасс и температуру хрупкости. В состав пластмасс могут входить также *стабилизаторы*, применяемые для предотвращения старения, красители и другие вещества.

Для пластмасс характерны следующие свойства. Они имеют малую плотность (обычно 1,0-1,8 г/см³, в некоторых случаях до 0,02-0,04 см³). Пластмассы не подвержены электрохимической коррозии, на них не действуют слабые кислоты и щелочи. Есть пластмассы, стойкие к действию концентрированных кислот и щелочей (например, фторопласты). Высокие электроизоляционные свойства. Хорошая окрашиваемость в любые цвета. Некоторые пластмассы могут изготавливаться прозрачными, не уступающими по своим оптическим свойствам стеклам. В зависимости от природы выбранных полимеров и наполнителей пластмассы могут быть твердыми и прочными или же гибкими и упругими. Ряд пластиков по своей механической прочности превосходит чугун и бронзу. Пластмассы могут служить полноценными заменителями антифрикционных сплавов. Например, полиамидные подшипники

скольжения длительное время могут работать без смазки. Все пластмассы, как правило, плохо проводят тепло, а теплопроводность таких теплоизоляторов, как пено- и поропласты, почти в 10 раз меньше теплопроводности обычных пластмасс. Высокие адгезионные свойства. Хорошие технологические свойства. Изделия из пластмасс изготавливают способами безотходной технологии – литьем, прессованием, формованием с применением невысоких давлений в вакууме.

Таблица 35 – Физико-механические свойства некоторых пластмасс

Пластик	Плотность ρ , г/см ³	E (20°C), ГПа	σ , МПа	Относительное удлинение δ , %
Термопластичные				
Полиэтилен (низкой плотности)	0,910-0,935	0,15-0,24	12-16	150-600
Полиэтилен (высокой плотности)	0,955-0,960	0,55-0,80	22-32	300-800
Полипропилен	0,890-0,910	0,67-1,19	28-40	150-600
Поливинилхлорид (жесткий)	1,38-1,40	2,6-3,0	35-63	10-50
Полистирол	1,05-1,06	2,8-3,5	35-40	1-2
Полиамид-6 (капрон)	1,13	0,54	66-80	80-150
Терморезистивные				
Фенопласты (общетехнического назначения)	1,40-1,85	7,0-31,7	28-30	0,3-0,7
Полиэфирные смолы (ненасыщенные отвержденные)	1,10-1,40	2,2-3,9	25-65	0,5-8,0
Эпоксидные смолы (отвержденные)	1,20-1,25	2,1-4,5	43-75	1,0-4,0

Недостатком большинства пластмасс является их невысокая теплоустойчивость (до 100-120°C). В настоящее время температурный потолок для некоторых видов поднялся до 300-400°C. Пластмассы могут работать при умеренно низких температурах (до -70°C), а в отдельных случаях – при криогенных температурах. Недостатками пластмасс также являются их низкая твердость, склонность к старению, ползучесть, нестойкость к большим статическим и динамическим нагрузкам. Однако положительные свойства пластмасс значительно превышают их отрицательные свойства, что обуславливает их широкое применение.

По характеру связующего вещества пластмассы разделяются на термопластичные (термопласты), получаемые на основе термопластичных полимеров, и терморезистивные (реактопласты), т.е. неразмывающиеся.

Большое применение находят термопластичные пластмассы на основе полиэтилена, пропилена, полистирола, поливинилхлорида, фторопластов, полиамидов и других полимеров.

Основу всякого реактопласта составляет химически затвердевающая терморезактивная смола – связующее вещество. Кроме того, в состав реактопластов входят наполнители, пластификаторы, отвердители, ускорители или замедлители и растворители. Наполнителями могут быть порошковые, волокнистые и гибкие листовые материалы. К пластмассам с порошковыми наполнителями относятся фенопласты и аминопласты. Реактопласты с волокнистыми наполнителями представляют собой композиции, состоящие из связующего и волокнистого наполнителя в виде очесов хлопка (волокниты), асбеста (асбоволокниты), стекловолокна (стекловолокниты). С листовыми наполнителями – гетинакс (наполнитель – бумага), текстолит (наполнитель – различные ткани), древесно-слоистые пластики (ДСП). Связующими при производстве слоистых пластиков служат феноло-формальдегидные, эпоксидные кремнийорганические и другие смолы.

10.2 Резины

Резинотехнические изделия получают при специальной термической обработке (вулканизации) прессованных деталей из сырой резины, являющейся смесью каучука с серой и другими добавками.

Главным исходным компонентом резины является каучук. Каучуки являются полимерами с линейной структурой, содержащие в своей структуре двойные связи. При вулканизации они превращаются в высокоэластичные редкосетчатые материалы – резины, за счет образования поперечных химических связей между полимерными молекулами. С увеличением содержания вулканизатора (серы) сетчатая структура резины становится более частой и менее эластичной. При максимальном насыщении серы (до 30-50%) получают твердую резину (эбонит), при насыщении серой до 10-15% - полутвердую резину. Обычное содержание серы в резине – 5-8%. Кроме серы, в состав резин входят наполнители, пластификаторы, стабилизаторы (противостарители) и красители. Резиновые изделия часто армируют тканью или металлической сеткой.

Резина имеет высокие эластические свойства, высокую упругость и сопротивляемость разрыву. Кроме того, резина обладает малой плотностью, высокой стойкостью против истирания, химической стойкостью, хорошими электроизоляционными свойствами.

Совокупность химических, физических и механических свойств позволяет использовать резиновые материалы для амортизации, демпфирования, уплотнения, герметизации, химической защиты деталей машин, при производстве тары для хранения масла и горючего, различных трубопроводов, для изготовления покрышек и камер колес автотранспорта, декоративных изделий и т.д.

В зависимости от условий эксплуатации различают резины общего и специального назначения. Резины специального назначения делятся на бензомаслостойкие, морозостойкие, теплостойкие, стойкие к действию агрессивных сред. Нижней границей рабочих температур резин специального назначения является температура до -80°C , резин общего назначения до $-30 \dots -50^{\circ}\text{C}$.

10.3 Клеящие материалы

Клеями называют сложные вещества на основе полимеров, способные при затвердевании образовывать прочные пленки, хорошо прилипающие к различным материалам. По сравнению с другими видами соединений клеевые соединения имеют ряд преимуществ. Клеи позволяют соединять разнородные материалы в различных сочетаниях. Клеевые швы атмосферостойкие, не подвержены коррозии, позволяют обеспечивать герметичность соединений, могут выдерживать высокие и низкие температуры. Масса конструкции при клеевой сборке почти не увеличивается, отсутствуют снижающие прочность и являющиеся концентраторами напряжений отверстия под болты, заклепки, гвозди.

Недостатками клеевых соединений являются сравнительно невысокая теплостойкость при длительной эксплуатации и низкая прочность при несимметричном нагружении и неравномерном отрыве.

Работоспособность клеевых соединений зависит от процессов адгезии и когезии. Адгезия характеризует прочность сцепления клеевой пленки со склеиваемой поверхностью, когезия – прочность собственно клеевого слоя.

Для приготовления клеев используют термопластичные или термореактивные полимеры. Клеи на основе термопластичных полимеров дают менее прочные соединения и используются ограниченно, обычно для склеивания материалов, не подвергающихся тепловому воздействию. С повышением температуры клеевой слой размягчается, и склеенные поверхности разъединяются. Клеи на основе термореактивных полимеров, содержащие также отвердители и ускорители процессов отверждения, наполнители и пластификаторы, дают более прочные соединения. Клеи этой группы могут быть холодного и горячего отверждения. Клеи холодного отверждения смешиваются с отвердителями и ускорителями непосредственно перед процессом склеивания. Клеи горячего отверждения готовят на заводе-изготовителе.

К группе клеев на основе термореактивных смол относятся фенолоформальдегидные клеи (Б-3, Ф-9), клеи на основе водных растворов мочевино-формальдегидных смол (КМ-12), а также клеи на основе эпоксидных смол. Универсальные клеи: БФ (феноло-формальдегидная смола модифицированная бутваром), ВК-32-ЭМ (продукт взаимодействия фенолоформальдегидной и эпоксидной смол), ВК-32-200 (феноло-формальдегидная смола и синтетический каучук), ВС-350 (феноло-формальдегидная смола, полиацеталь, полисилоксан) и многие другие.

По внешнему виду клеи бывают жидкими, пастообразными, пленочными. Широкое распространение получили пленочные клеи на эпоксидной основе, использование которых позволяет получать не только прочные клеевые соединения, но и дает существенные технологические преимущества. При применении пленочных клеев часто используют армирующие материалы – полиамидные, стеклянные и другие синтетические ткани.

Широко используют кремнийорганические клеевые композиции, полиуретановые (ПУ-2, ВК-20), а также резиновые и некоторые другие клеи.

Склеиваемые поверхности должны быть механически очищены (например, пескоструйной обработкой, наждачной бумагой) и обезжирены (спиртом, ацетоном). Толщина пленки клея должна составлять 0,1-0,6мм. Меньшая толщина грозит нарушением сплошности пленки, большая – уменьшает прочность соединения.

10.4 Лакокрасочные материалы

Лакокрасочные материалы представляют собой многокомпонентные составы, наносимые в жидком состоянии наносящиеся на поверхность изделий и высыхающие с образованием пленок, удерживаемых силой адгезии. Высохшие пленки называют лакокрасочными покрытиями.

Основные компоненты: пленкообразователи, растворители и пигменты. Пленкообразователи придают лакокрасочным материалам способность к образованию пленки и определяют ее основные свойства. Пленкообразующими веществами могут быть высыхающие растительные масла, синтетические смолы и эфирные целлюлозы. Различают неотверждаемые термопластичные и отверждаемые термореактивные пленкообразователи.

Растворителями служат скипидар, уайт-спирит, ацетон, спирты и ароматические углеводороды типа бензола и толуола в зависимости от пленкообразующего вещества. Для ускорения высыхания покрытий применяют каталитически действующие сиккативы, представляющие собой растворы оксидов кобальта, цинка, свинца, марганца в растительном масле.

Пигменты применяют для получения цвета, улучшения адгезии, антикоррозионных свойств и водостойкости. Это оксиды или соли металлов, порошки алюминия или элементарного углерода. Применяют также пигменты органического происхождения.

Наполнителями служат мел, каолин, тальк, слюда, асбест и другие вещества. В зависимости от состава и назначения лакокрасочные материалы делятся на лаки, краски (в том числе эмали), грунты и шпаклевки.

КОНТРОЛЬНАЯ РАБОТА №2

1 Задание

1.1 Расшифровать марку и химический состав (включая примеси!) двух углеродистых сталей (таблица 36, П.1.1)

1.2 Описать структуру, механические и технологические свойства этой стали, область применения.

2.1 Расшифровать марку и химический состав (включая примеси!) двух легированных сталей (таблица 36, П.2.1)

2.2 Выбрать режим термообработки.

2.3 Описать структуру после термообработки, механические и технологические свойства, область применения.

3.1 Расшифровать марку двух алюминиевых сплавов данных в таблице (таблица 36, П.3.1). Привести химический состав, определить основной ЛЭ. Описать влияние легирующих элементов на свойства сплавов.

3.2. Вычертить диаграмму Al – основной ЛЭ для этих сплавов.

3.3 Выбрать режим термообработки.

3.4 Описать структуру после термообработки, механические и технологические свойства, область применения.

4.1 Расшифровать марку двух медных сплавов данных в таблице (таблица 36, П.4.1). Привести химический состав. Определить основной ЛЭ. Описать влияние легирующих элементов на свойства сплавов.

4.2 Вычертить диаграмму Cu – основной ЛЭ для этих сплавов.

4.3 Выбрать режим термообработки.

4.4 Описать структуру после термообработки, механические и технологические свойства, область применения.

Таблица 36 – Варианты заданий к контрольной работе № 2

Вариант	П.1.1 – 1.2 Углеродистые стали	П.2.1 - 2.3 Легированные стали	П.3.1 – 3.4 Алюминиевые сплавы	П.4.1 – 4.4 Медные сплавы
01	БСт2пс сталь 08	14ХГС Н18К7М5Т	АМц АЛ1	Л96 БрОЦС5-5-5
02	БСт0сп сталь 08кп	15Х11МФ Н18К12М3Т	АМг5 Д1	ЛС59-1 БрА7
03	Ст4сп сталь 10кп	Н18К8М3Т 12ХМФ	АК6 АЛ2	ЛАЖ60-1-1 БрКМц3-1
04	БСт4пс сталь 10пс	Х11Н10М2Т 20Х	Д20 АЛ9	ЛМц58-2 БрБ2
05	Ст1кп сталь 10	15ХМФ 07Х21Г7АН5	АМг3 АЛ7	ЛО 62-1 БрС30
06	БСт1сп сталь 15	60С2ВА 20ХГНР	АМц3 Д16	ЛК80-3 БрОФ6,5-0,4
07	Ст5пс сталь 15кп	Н18К9М5Т 65Г	АК8 АЛ4	ЛС60-1 БрАЖ9-4
08	БСт5 сталь 15пс	20ХФ Х12Н9М2ДТ	АЛ19 АМц2	ЛАН59-3-2 БрК3
09	Ст6сп сталь 20	12ХН4А 60С2Н2А	АЛ8 Д16	ЛМцА57-3-1 БрБ2,5
10	БСт6пс сталь 20пс	18ХГТ 09Х14Н16Б	АМц Д1	ЛО 70-1 БрС60Н2,5
11	Ст2кп сталь 20кп	15ХСНД 70С3А	АК6 АЛ4	ЛКС80-3-3 БрОЦ4-3
12	БСт2сп сталь 30	19Г Х14Н4К14М3Т	Д20 АМг5	ЛЖС58-1-1 БрА11Ж6Н6
13	ВСт2пс сталь 45	14Г2 12Х2Н4ВА	АЛ1 АМц3	ЛА77-2 БрК1Н3
14	Ст1кп сталь 50	17ГС 60С2ХФА	АЛ9 Д16	ЛО60-1 БрБНТ1,7
15	ВСт3сп сталь 70	09Х14Н19В2БР 50С2А	АК4-1 АМг6	Л80 БрА10Мц2
16	БСт2пс сталь 15	15Х 09Х14Н16Б	АМц САП-1	ЛС60-1 ЛК80-3
17	Ст1кп сталь 10	20Х 20Х13Н4Г9	АМг5 САП-2	ЛС59-1 БрК1Н3
18	БСт0сп сталь 15кп	20ХФ 14ХГС	АМг4 АЛ1	ЛС63-3 ЛО70-1
19	БСт1сп сталь 08	17ГС 10Х14П4Н4Т	АД33 АК4-1	ЛМц58-2 БрК3Ц9
20	БСт2пс сталь 08	15ХСНД 09Х14Н19В2БР	Д1 АК8	ЛО70-1 БрБ2
21	БСт4пс сталь 08кп	12ХН4А 20Х23Н18	АЛ27 САП-2	БрА11Ж6Н6 ЛО90-1

Вариант	П.1.1 – 1.2 Углеродистые стали	П.2.1 - 2.3 Легированные стали	П.3.1 – 3.4 Алюминиевые сплавы	П.4.1 – 4.4 Медные сплавы
22	БСт0сп сталь 15кп	70С3А Н18К8М3Т	АЛ19 Д16	ЛЖС58-1-1 БрК3
23	Ст5сп сталь 10пс	17ГС 15Х12ВНМФ	АМг4 Д20	ЛМц58-2 ЛО90-1
24	Ст1кп сталь 50	12Х18Н12Т Х12Н9М2ДТ	АЛ2 АК6	ЛС60-1 ЛМцА57-3-1
25	БСт1сп сталь 15	55С2А Х11Н10М2Т	АЛ27 САП3	ЛС59-1 ЛК80-3
26	Ст4сп сталь 10кп	12Х13 10Х14П4Н4Т	АД33 АЛ1	БрС60Н2,5 ЛК80-3
27	БСт2пс сталь 15пс	Н18К8М3Т 60С2ХФА	АК8 АМг2	ЛС63-3 БрБ2,5
28	Ст1кп сталь 08кп	14ХГС 20Х13Н4Г9	АМг5 АЛ1	БрК1Н3 ЛС60-1
29	Ст6сп сталь 08кп	50С2 Х14Н4К14М3Т	САП-2 Д20	ЛМцА57-3-1 ЛО70-1
30	БСт6пс сталь 08	14ХГС 20Х23Н18	АК4-1 АЛ4	БрК3 ЛК80-3
31	БСт5 сталь 20	15ХСНД 25ХМФ	Д1 АВ	БрК3Ц9 ЛЖС58-1-1
32	БСт0сп сталь 15кп	65Г 15Х12ВНМФ	АЛ27 САП-1	БрА7 БрК1Н3
33	ВСт3сп сталь 20пс	14Г2 Х12Н9М2ДТ	АД33 Д1	ЛО70-1 БрА11Ж6Н6
34	БСт6пс сталь 30	15Х25Т 20Х23Н18	АМг4 САП-3	БрК4Ц9 ЛК80-3
35	БСт4пс сталь 45	70С3А 06Х23Н28МДТ	АМг2 АЛ4	ЛМц58-2 ЛО62-1
36	БСт2пс сталь 10кп	50С2 Х11Н10М2Т	АК8 Д16	БрБ2,5 ЛЖС58-1-1
37	Ст1кп сталь 15	70С3А Н18К8М3Т	АК6 САП-2	ЛЖС58-1-1 БрБ2
38	БСт5 сталь 10пс	15Х 20Х23Н18	АЛ2 АК4-1	ЛО90-1 БрС60Н2,5
39	Ст5пс сталь 15кп	14ХГС 12Х18Н12Т	АЛ21 Д20	ЛС59-1 БрА7
40	Ст4сп сталь 15пс	65Г Х12Н9М2ДТ	АМц Д1	ЛК80-3 БрК3
41	Ст5пс сталь 20	14Г2 60С2ХФА	АЛ9 САП-1	ЛМцА57-3-1 БрКМц3-1
42	БСт0сп сталь 10кп	19Г Х12Н9М2ДТ	АМг2 АД33	ЛМц58-2 ЛО70-1

Вариант	П.1.1 – 1.2 Углеродистые стали	П.2.1 - 2.3 Легированные стали	П.3.1 – 3.4 Алюминиевые сплавы	П.4.1 – 4.4 Медные сплавы
43	Ст6сп сталь 08кп	15X 09X14H19B2BP	АЛ4 АмГ5	БрА11Ж6Н6 ЛО90-1
44	БСт1сп сталь 20пс	55С2А Х12Н9М2ДТ	АМГ4 АД33	БрС60Н2,5 ЛС59-1
45	БСт2пс сталь 15кп	50С2 12Х21Н5Т	АВ АЛ19	ЛО62-1 БрА7
46	Ст1кп сталь 15	70С3А Н18К8М3Т	Д20 САП-3	ЛС63-3 БрА11Ж6Н6
47	Ст5пс сталь 10	09Х14Н16Б 20Х23Н18	АМГ2 Ал33	ЛС60-1 БрБ2
48	Ст6сп сталь 30	50С2 07Х21Г7АН5	АК8 АЛ27	ЛЖС58-1-1 БрК4Ц9
49	Ст4сп сталь 08	14Г2 06Х23Н28МДТ	АЛ21 АК4-1	ЛС59-1 БрА7
50	Ст2кп сталь 15пс	14ХГС 12Х18Н9	САП-1 АД33	ЛО90-1 БрК3Ц9
51	БСт1сп сталь 50	19Г 08Х18Н10	АМГ2 АК6	БрК4Ц9 ЛЖС58-1-1
52	БСт6пс сталь 70	65Г 15Х25Т	Д1 АЛ19	ЛК80-3 БрС60Н2,5
53	БСт0сп сталь 08кп	15ХСНД 15Х12ВНМФ	АЛ9 АМц	ЛО70-1 БрА11Ж6Н6
54	Ст6сп сталь 45	40Х9С2 12Х18Н12Т	АЛ4 САП-1	БрА7 ЛС59-1
55	Ст6сп сталь 30	12ХМФ 12Х21Н5Т	АМГ5 АЛ2	ЛМц58-2 БрБ2,5
56	ВСт3сп сталь 15кп	20Х 12Х13	АЛ1 АД33	БрК3 ЛО70-1
57	БСт2пс сталь 10кп	15ХМ 60С2ХФА	АК4-1 Д1	БрА7 БрК3Ц9
58	Ст5пс сталь 20	25ХМФ 12Х21Н5Т	АМГ5 АЛ27	ЛМцА57-3-1 БрКМц3-1
59	ВСт3сп сталь 08	17ГС 10Х14П4Н4Т	Д20 АВ	ЛО62-1 БрБ2
60	БСт2пс сталь 08кп	19Г Х11Н10М2Т	АМГ4 АЛ4	ЛО90-1 ЛК80-3
61	БСт1сп сталь 30	15Х28 06Х23Н28МДТ	АК8 АЛ9	БрК3 ЛО70-1
62	Ст4сп сталь 20	14Г2 40Х10С2М	АЛ2 АК6	БрС60Н2,5 ЛЖС58-1-1
63	Ст1кп сталь 15пс	65Г 20Х23Н18	АЛ19 Д16	БрА11Ж6Н6 ЛО62-1

Вариант	П.1.1 – 1.2 Углеродистые стали	П.2.1 - 2.3 Легированные стали	П.3.1 – 3.4 Алюминиевые сплавы	П.4.1 – 4.4 Медные сплавы
64	БСт6пс сталь 08кп	20ХФ 08Х18Н10	АМц САП-3	ЛМц58-2 ЛО70-1
65	БСт6пс сталь 20пс	15Х28 07Х21Г7АН5	Д1 АЛ4	ЛС59-1 БрК4Ц9
66	Ст5сп сталь 50	15ХМ Н18К8М3Т	АМг2 АЛ9	ЛС63-3 ЛМцА57-3-1
67	ВСт3сп сталь 08	20Х 09Х14Н16Б	АЛ21 САП-1	ЛЖС58-1-1 ЛК80-3
68	Ст5пс сталь 15кп	14ХГС Х14Н4К14М3Т	АД33 САП-2	ЛС60-1 ЛО90-1
69	БСт4пс сталь 45	50С2 60С2Н2А	АЛ1 АК4-1	БрБ2,5 ЛО70-1
70	Ст1кп сталь 70	15ХМ 12ХМФ	АВ АК6	БрК3Ц9 ЛК80-3
71	БСт2п сталь 30с	15Х25Т 60С2ХФА	АМг2 АК8	БрС60Н2,5 ЛО70-1
72	Ст6сп сталь 20пс	15Х 40Х10С2М	АЛ4 АК6	БрКМц3-1 ЛЖС58-1-1
73	БСт6пс сталь 10кп	20ХФ 06Х23Н28МДТ	САП-3 АЛ21	ЛК80-3 БрБ2
74	ВСт3сп сталь 15пс	40Х9С2 Х14Н4К14М3Т	АМг5 АЛ2	БрА11Ж6Н6 ЛС59-1
75	БСт0сп сталь 08кп	14Г2 60С2Н2А	Д1 АЛ27	ЛО70-1 БрА11Ж6Н6
76	БСт5 сталь 15	25ХМФ 12ХН4А	АД33 АЛ19	БрБ2,5 БрК4Ц9
77	ВСт3сп сталь 50	20Х 08Х18Н10	АМг2 САП-1	ЛО90-1 БрС60Н2,5
78	БСт1сп сталь 10пс	12ХН4А 09Х14Н19В2БР	АЛ19 Д16	ЛМцА57-3-1 БрК3
79	Ст1кп сталь 20	55С2А Х11Н10М2Т	АЛ4 САП-3	ЛМц58-2 ЛО62-1
80	Ст1кп сталь 10	65Г Н18К8М3Т	АЛ21 АК6	БрКМц3-1 ЛК80-3
81	БСт1сп сталь 08кп	12Х18Н9 12Х13	Д20 АЛ1	БрК3Ц9 ЛС59-1
82	БСт0сп сталь 20	15ХМ 40Х10С2М	АЛ9 Д1	ЛО62-1 БрС60Н2,5
83	Ст6сп сталь 15кп	14Г2 12Х21Н5Т	АД33 АЛ7	БрК4Ц9 ЛО70-1
84	Ст4сп сталь 15	12ХМФ 60С2Н2А	АМг2 АЛ4	ЛЖС58-1-1 БрА11Ж6Н6

Вариант	П.1.1 – 1.2 Углеродистые стали	П.2.1 - 2.3 Легированные стали	П.3.1 – 3.4 Алюминиевые сплавы	П.4.1 – 4.4 Медные сплавы
85	БСт6пс сталь 50	50С2 60С2ХФА	АВ АЛ2	ЛС59-1 БрБ2,5
86	ВСт3сп сталь 30	X11Н10М2Т X14Н4К14М3Т	АВ САП-3	ЛС60-1 БрК4Ц9
87	БСт2пс сталь 10кп	15Х25Т 25ХМФ	АЛ27 Д20	ЛС63-3 ЛМцА57-3-1
88	Ст6сп сталь 45	40Х9С2 12Х18Н12Т	АМц АК8	БрА11Ж6Н6 ЛС59-1
89	Ст2кп сталь 20пс	55С2А 06Х23Н28МДТ	Д1 АК6	БрК3 ЛЖС58-1-1
90	Ст5пс сталь 70	17ГС 20Х13Н4Г9	АЛ2 АМг3	ЛМц58-2 БрБ2
91	Ст4сп сталь 15пс	15ХСНД 10Х14П4Н4Т	АК4-1 АЛ4	БрК3Ц9 ЛК80-3
92	Ст6сп сталь 08	60С2Н2А 12ХМФ	Д20 АЛ9	БрА7 ЛК80-3
93	Ст1кп сталь 20	19Г 25ХМФ	АЛ19 АМг6	БрС60Н2,5 ЛС59-1
94	ВСт3сп сталь 10	65Г 20Х23Н18	АМц АД33	ЛО70-1 БрК3
95	БСт0сп сталь 50	20Х 08Х18Н10	АМг2 АЛ27	БрК4Ц9 ЛС59-1
96	ВСт3сп сталь 30	15Х28 07Х21Г7АН5	АК6 АЛ19	ЛО62-1 БрА11Ж6Н6
97	БСт1сп сталь 08кп	15ХМ 40Х10С2М	АЛ21 Д1	ЛМцА58-2 БрБ2,5
98	БСт2пс сталь 15	20ХФ 12Х18Н9	АМг3 АК4-1	ЛК80-3 БрК3Ц9
99	Ст5пс сталь 10кп	14Г2 12Х18Н12Т	АЛ4 АК8	ЛС63-3 ЛМцА57-3-1
00	БСт2пс сталь 20	12ХН4А 10Х14П4Н4Т	АМг2 АВ	ЛС60-1 ЛМц58-2

ПРИМЕР ВЫПОЛНЕНИЯ КОНТРОЛЬНОЙ РАБОТЫ №2

1.1. Расшифровать марку углеродистой стали (таблица 36 П.1.1)

Дано: сталь 60

Это качественная углеродистая сталь с содержанием углерода ~ 0,6%.

По содержанию углерода сталь - среднеуглеродистая;

по степени раскисления – спокойная;

по качеству – качественная (серы до 0,04%, фосфора до 0,035%);

по назначению – конструкционная.

1.2. Описать структуру, механические и технологические свойства, область применения.

После нормализации эта сталь имеет доэвтектоидную структуру, т.е. феррит+перлит.

Имеет повышенную прочность (650 МПа), среднюю пластичность (13%). Применяются для изготовления деталей, несущих значительные нагрузки (шестерни, валы др.).

2.1. Расшифровать марку легированной стали (таблица 36 п.2.1)

Дано: 60С2ХФА

Это легированная сталь с содержанием углерода ~ 0,6%.

Легирующие элементы: кремний ~ 2%, хром < 1,5%, ванадий < 1,5%.

По содержанию углерода сталь - среднеуглеродистая;

по содержанию ЛЭ – среднелегированная;

по качеству – высокого качества (серы до 0,025%, фосфора до 0,025%);

по структуре после нормализации – перлитного класса;

по назначению – конструкционная (пружинная).

2.2. Выбрать режим термообработки.

Для повышения прочности сталь подвергают закалке, а затем для некоторого снижения твердости и улучшения упругих свойств - среднетемпературному отпуску. Т.к. сталь легированная, температуру отпуска необходимо повысить.

2.3. Описать структуру после термообработки, механические и технологические свойства, область применения.

После закалки образуется мартенситная структура по всему объему изделия. При отпуске мартенсит частично распадается на феррито-цементитную смесь – троостит. Сталь используют для изготовления пружин и рессор. Она обладает высоким сопротивлением малым пластическим деформациям, высокими пределом выносливости, ударной вязкостью и сопротивлением хрупкому разрушению, хорошей закаливаемостью и прокаливаемостью, хорошими технологическими свойствами. Пластичность невысокая. $\sigma_B=1900\text{МПа}$, $\sigma_{0,2}=1700\text{МПа}$, $\delta=5\%$.

3.1. Расшифровать марку сплава данного в таблице: Дано: Л80.

Задания 3 и 4 выполняются однотипно.

Л – латунь; 80 – примерное содержание меди в %; остальное (20%) – цинк.

Простая латунь, деформируемая.

В сплавах, содержащих менее 30% цинка, увеличение его концентрации повышает и прочность, и пластичность. Цинк снижает стоимость латуни.

3.2. Вычертить диаграмму Cu-ЛЭ для этого сплава.

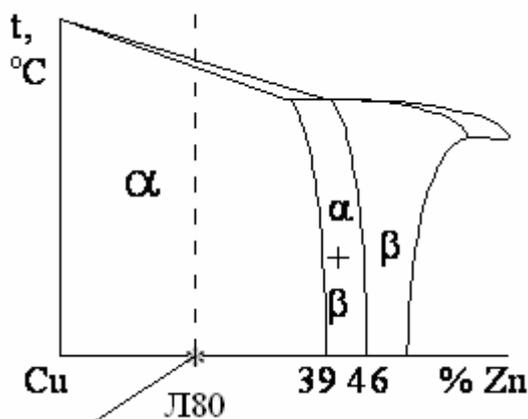


Рисунок 47 – Фрагмент диаграммы состояния Cu-Zn

3.3. Выбрать режим термообработки.

Упрочняющей термообработки не применяют. Прочность латуни может быть повышена холодной пластической деформацией. Для снятия напряжений или получения мелкого зерна применяют отжиг.

3.4. Описать структуру после термообработки, механические и технологические свойства, область применения.

По структуре Л80 – α-твердый раствор цинка в меди (α-латунь). Прочность в пределах 300-350 МПа, высокая пластичность, электро- и теплопроводность, не имеет склонности к коррозионному растрескиванию и достаточно устойчива в атмосфере воды и пара.

ПОДГОТОВКА К ЭКЗАМЕНУ

Экзамен по дисциплине проводится в форме Интернет-тестирования на сайте «Единый портал Интернет-тестирования в сфере образования» по адресу <http://fepo.i-exam.ru>.

Для подготовки к тестированию рекомендуется самостоятельно несколько раз пройти тест в режиме «обучение» и/или «самоконтроль». Для этого сделайте следующее:

- Откройте страницу сайта <http://fepo.i-exam.ru>.
- На странице в верхней строке выберите «Пройти тестирование».
- В окне «войти по ключу» введите ключ доступа (предварительно получите его в деканате или у своего преподавателя) и нажмите кнопку «Войти».
- Выберите режим. (В режиме «Обучение» Вам будут показаны подсказки в случае неверных ответов. В режиме «Самоконтроль» Вы сможете узнать результат тестирования только после его завершения.)
- Выберите образовательный стандарт – ФГОС.
- Выберите свою специальность (151.000.62 – Технологические машины и оборудование).
- Выберите дисциплину – «Материаловедение, технология конструкционных материалов». Нажмите «Далее».
- В открывшемся окне появится информация о тесте. Оставьте галочки для первых девяти разделов. Разделы 10-12 не входят в вашу программу. Снимите галочки напротив них. Количество вопросов в тесте уменьшится. Нажмите «Далее».
- Пройдите тестирование, выбирая правильные ответы на заданные вопросы.
- После завершения тестирования вы сможете узнать и проанализировать свой результат.

ЛИТЕРАТУРА

1. Бондаренко, Г.Г. Материаловедение / Г.Г. Бондаренко, Т.А. Кабанова, В.В. Рыбалко – М.: Высшая школа, 2007. – 448с.
2. Фетисов, Г.П. Материаловедение и технология металлов / Г.П. Фетисов, М.Г. Карпман, В.М. Матюнин – М.: Высшая школа, 2006. – 862с.
3. Воробьева, Г.Я. Коррозионная стойкость материалов в коррозионных средах химических производств / Г.Я. Воробьева– Л.: ЛТИ им.Ленсовета, 1985. – 76 с.
4. Мозберг, Р.К. Материаловедение / Р.К. Мозберг – М.: ВШ, 1991. – 448 с.
5. Солнцев, Ю.П. Материаловедение / Ю.П. Солнцев, Е.И. Пряхин – СПб.: Химиздат, 2004. – 735с.
6. Колесов, С.Н. Материаловедение и технология конструкционных материалов / С.Н. Колесов, И.С. Колесов. – М.: Высшая школа, 2007. – 544с.
7. Зоткин, В.Е. Методология выбора материалов и упрочняющих технологий в машиностроении / В.Е. Зоткин. – М.: Высшая школа, 2004. – 264с.
8. Материаловедение / А.В. Шишкин [и др.]. Технология конструкционных материалов: Учебное пособие. – М.: Омега – Л, 2008. - 752 с.

Кафедра теоретических основ материаловедения

Учебное пособие

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

**Максим Максимович Сычев
Виктор Николаевич Коробко
Сергей Владимирович Мякин
Вадим Владимирович Бахметьев
Сергей Павлович Богданов**

Отпечатано с оригинал-макета. Формат 60×90. ¹/₁₆

Печ.л. 9.69 Тираж 50 экз. Зак. 172

«Санкт-Петербургский государственный технологический институт
(технический университет)»
(СПбГТИ(ТУ))

190013, Санкт-Петербург, Московский пр., 26
Типография издательства СПбГТИ(ТУ) т. 49-49-365